

(19) 日本国特許庁(JP)

## (12) 公表特許公報(A)

(11) 特許出願公表番号

特表2006-506534

(P2006-506534A)

(43) 公表日 平成18年2月23日(2006.2.23)

(51) Int.C1.	F 1	テーマコード (参考)		
<b>C21D 8/06</b>	(2006.01)	C 21 D	8/06	B 4 E 0 9 6
<b>B21C 1/00</b>	(2006.01)	B 21 C	1/00	L 4 K 0 3 2
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)	C 21 D	9/46	P 4 K 0 3 7
<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)	C 22 C	38/00	3 O 1 Y
<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)	C 22 C	38/00	3 O 2 Z

審査請求 有 予備審査請求 未請求 (全 18 頁) 最終頁に続く

---

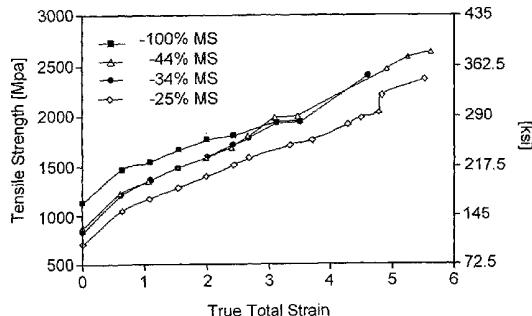
(21) 出願番号 特願2004-570622 (P2004-570622) (86) (22) 出願日 平成15年11月18日 (2003.11.18) (85) 翻訳文提出日 平成17年5月17日 (2005.5.17) (86) 國際出願番号 PCT/US2003/036875 (87) 國際公開番号 WO2004/046400 (87) 國際公開日 平成16年6月3日 (2004.6.3) (31) 優先権主張番号 60/427,830 (32) 優先日 平成14年11月19日 (2002.11.19) (33) 優先権主張国 米国(US) (31) 優先権主張番号 10/645,833 (32) 優先日 平成15年8月20日 (2003.8.20) (33) 優先権主張国 米国(US)	(71) 出願人 504228380 エムエムエフエックス テクノロジーズ コーポレーション アメリカ合衆国 カリフォルニア 926 06, アーバイン, コーポレイイト パ ーク 2, スイート 102 (74) 代理人 100078282 弁理士 山本 秀策 (74) 代理人 100062409 弁理士 安村 高明 (74) 代理人 100113413 弁理士 森下 夏樹
---	--

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】ポケットーラスのマルテンサイト／オーステナイト微細構造を有する冷間加工された鋼

## (57) 【要約】

高い引張り強度を有するひずみ硬化された鋼合金が、微細構造が粒子を含む合金の冷間加工によって調製され、この合金において、マルテンサイトのラスが、安定化されたオーステナイトの薄膜と交互になっている。この微細構造の高い転位密度およびひずみがマルテンサイト相とオーステナイト相との間で移動する傾向に起因して、冷間加工によって生じるひずみが、この微細構造に、高い引張り強度を含む独特の機械的特性を提供する。驚くべきことに、これは、冷間加工の縮小の間の、鋼の中間の熱処理（鋼ワイヤの場合にはバテンティング）の必要性なしで達成される。



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

高強度の高延性の合金炭素鋼を製造するためのプロセスであって、該プロセスは、以下：

(a) 保持されたオーステナイトのフィルムと交互になったマルテンサイトのラスを含む微細構造を有する炭素鋼合金を形成する工程；および

(b) 該炭素鋼合金を、少なくとも約 150 ksi の引張り強度を達成するために十分な縮小まで冷間加工する工程、  
を包含する、プロセス。

## 【請求項 2】

工程 (b) が、前記炭素鋼合金を、約 150 ksi ~ 約 500 ksi の引張り強度を達成するために十分な縮小まで冷間加工する工程を包含する、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 3】

工程 (b) が、前記炭素鋼合金を、1 回のパスあたり少なくとも約 20 % の断面積の減少まで冷間加工する工程を包含する、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 4】

工程 (b) が、前記鋼合金を、1 回のパスあたり少なくとも約 25 % の断面積の減少まで冷間加工する工程を包含する、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 5】

工程 (b) が、前記炭素鋼合金を、1 回のパスあたり少なくとも約 25 % ~ 約 50 % の断面積の減少まで冷間加工する工程を包含する、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 6】

前記工程 (b) が、前記炭素鋼合金を、パスの間での熱処理なしで一連のパスで冷間加工する工程を包含する、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 7】

前記工程 (b) が、約 100 以下の温度で実施される、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 8】

前記工程 (b) が、約 25 の周囲温度以内で実施される、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 9】

前記炭素鋼合金が、棒またはワイヤの形態であり、そして工程 (b) が、該炭素鋼合金を、ダイに通して延伸する工程を包含する、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 10】

前記炭素鋼合金が、シートの形態であり、そして工程 (b) が、該炭素鋼合金を圧延する工程を包含する、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 11】

工程 (a) が、以下：

(i) 少なくとも約 300 のマルテンサイト開始温度を有する炭素鋼合金組成物を形成する工程、

(i i) 該炭素鋼合金組成物を、該組成物のオーステナイト化を引き起こすために十分に高い温度まで加熱して、全ての合金化元素が溶体である均質なオーステナイト相を生じる工程；および

(i i i) 該均質なオーステナイト相を、該マルテンサイト転移範囲を介して、前記微細構造を達成するために充分に速い冷却速度で冷却し、該マルテンサイトのラスと該保持されたオーステナイトのフィルムとの間の境界での炭化物の形成を実質的に回避する工程、

を包含する、請求項 1 に記載のプロセス。

## 【請求項 12】

前記炭素鋼合金組成物が、少なくとも約 350 のマルテンサイト開始温度を有する、請求項 11 に記載のプロセス。

10

20

30

40

50

**【請求項 1 3】**

前記保持されたオーステナイトフィルムが、均一な配向のフィルムである、請求項 1 1 に記載のプロセス。

**【請求項 1 4】**

前記炭素鋼合金組成物が、鉄および合金化元素からなり、該合金化元素が、約 0 . 0 4 重量% ~ 約 0 . 1 2 重量% の炭素、0 重量% ~ 約 1 1 重量% のクロム、0 重量% ~ 約 2 . 0 重量% のマンガン、および 0 重量% ~ 約 2 . 0 重量% のケイ素を含む、請求項 1 1 に記載のプロセス。

**【請求項 1 5】**

工程 ( i i ) の前記温度が、約 8 0 0 ~ 約 1 1 5 0 である、請求項 1 1 に記載のプロセス。 10

**【請求項 1 6】**

工程 ( a ) が、以下：

( i ) 少なくとも約 3 0 0 のマルテンサイト開始温度を有する炭素鋼合金組成物を形成する工程、

( i i ) 該炭素鋼合金組成物を、該組成物のオーステナイト化を引き起こすために十分に高い温度まで加熱して、全ての合金化元素が溶体である均質なオーステナイト相を生じる工程、

( i i i ) 該均一なオーステナイト相を冷却して、該オーステナイト相の一部分をフェライト結晶に変態させる工程であって、これによって、オーステナイト結晶に融合したフェライト結晶を含む 2 相微細構造を形成する、工程、および 20

( i v ) 該 2 相微細構造を、該マルテンサイト転移範囲を介して、保持されたオーステナイトのフィルムと交互になったマルテンサイトのラスを含む微細構造への、該オーステナイト結晶の転換を引き起こす条件下で冷却する工程、

を包含する、請求項 1 に記載のプロセス。

**【請求項 1 7】**

前記工程 ( i i i ) が、前記均質なオーステナイト相を、約 8 0 0 ~ 約 1 , 0 0 0 の温度まで冷却する工程を包含する、請求項 1 6 に記載のプロセス。

**【請求項 1 8】**

工程 ( i i ) が、前記炭素鋼合金組成物を、約 1 , 0 5 0 ~ 約 1 , 1 7 0 の温度まで加熱する工程を包含し、そして工程 ( i i i ) が、前記均質なオーステナイト相を、約 8 0 0 ~ 約 1 , 0 0 0 の温度まで冷却する工程を包含する、請求項 1 6 に記載のプロセス。 30

**【請求項 1 9】**

前記炭素鋼合金組成物が、鉄および合金化元素からなり、該合金化元素が、約 0 . 0 2 重量% ~ 約 0 . 1 4 重量% の炭素、0 重量% ~ 約 3 . 0 重量% のケイ素、0 重量% ~ 約 1 . 5 重量% のマンガン、および 0 重量% ~ 約 1 . 5 重量% のアルミニウムを含む、請求項 1 6 に記載のプロセス。

**【発明の詳細な説明】****【技術分野】****【0 0 0 1】**

( 関連出願の引用 )

本特許出願は、2 0 0 2 年 1 1 月 1 9 日に出願された、米国仮特許出願番号 6 0 / 4 2 7 , 8 3 0 号 ( 全ての目的で、法律的に要件を満たし得る ) から優先権を主張する。仮特許出願番号 6 0 / 4 2 7 , 8 3 0 号の内容は、全ての文献の引用が本明細書中にあるかのように、その全体が本明細書中に参考として援用される。

**【0 0 0 2】**

( 発明の背景 )

( 1 . 発明の分野 )

本発明は、低炭素および中炭素の鋼合金の技術に関し、具体的には、高強度かつ高い堅

40

50

さの合金、ならびにこのような合金の冷間製造に関する。

【背景技術】

【0003】

(2. 先行技術の説明)

高性能鋼のプロセシングにおける重要な工程は、冷間加工であり、これは代表的に、延伸、押し出し、冷間ヘディング、または圧延のようなプロセスによって達成される、一連の圧縮および/または膨張からなる。冷間加工は、鋼の可塑性変形を引き起こし、これは、ひずみ硬化を生じ、一方で、この鋼を、最終的に使用される形状に形成する。冷間加工は、鋼ワイヤが延伸によって実施される場合に、代表的に、中間の熱処理を伴って、連続した段階で実施され、これは、鋼ワイヤの場合には、「パテンティング」と称される。

10

【0004】

高強度の鋼ワイヤは、高性能鋼の一例であり、そして種々の工学適用（タイヤコード、ワイヤロープ、および予め応力を与えられたコンクリート強化材のためのストランドが挙げられる）において有用である。高強度鋼ワイヤにおいて最も通常使用される鋼は、中炭素鋼または裸炭素鋼である。ワイヤを形成するための代表的な手順において、パーライトの微細構造を有する熱間圧延された棒が、連続した冷間延伸のためにパーライトを軟化するための中間パテンティング処理を伴って、数段階で冷間延伸される。例えば、熱間延伸された、約 5.5 mm の直径の棒は、約 3 mm の直径まで数段階で粗く延伸され得る。次いで、パテンティングが、850 ~ 900 で実施され得、鋼鉄のオーステナイト化を引き起こし、引き続いて、500 ~ 550 でこの鋼を変態させて、微細なパーライトラメラにする。次いで、この鋼は、例えば塩酸中で、酸洗いされ、パテンティングの間に形成した薄片を除去される。この酸洗いに引き続いて、さらに数段階の延伸が行われ、その直径を約 1 mm まで減少させ、次いで、さらにパテンティングおよび酸洗いが行われる。次いで、最後の延伸が最終の所望の直径（これは、例えば、0.4 mm である）まで数段階行われ、所望の特性（特に、強度）を達成する。これに續いて、最終的な用途に依存して、さらなるプロセシング（例えば、ストランド化）が行われ得る。

20

【0005】

最初のパテンティング処理の目的は、微細なラメラパーライト構造を有するワイヤロッドを生じることであり、これは、低い変態温度を必要とする。所望の温度制御を達成するために、このプロセスは、代表的に、融解鉛の浴中で実施される。引き続く延伸段階において、このワイヤは、6 ~ 7 の真のひずみ（以下で定義される）まで延伸されて、約 3,000 MPa の高い強度レベルを得る。従来のパーライトワイヤについては、これらの高いひずみおよび強度は、一連のパテンティング処理を適用することによってのみ得ることが可能である。これらのパテンティング処理なしでは、冷間延伸は、パーライトラメラのせん断亀裂を引き起こす。融解鉛浴に対する必要性に起因して、このプロセス全体は費用がかかり、そして環境問題を引き起こす傾向がある。

30

【0006】

冷間加工はまた、膨張可能な鋼チューピング（すなわち、現場で、およびある場合には地下で膨張されるチューピング）の製造において使用される。

40

【0007】

鋼合金における最近の開発は、マルテンサイト相とオーステナイト相との両方を、交互の構成で含む微細構造の形成であり、ここで、このマルテンサイトは、ラスとして存在し、これらのラスは、オーステナイトの薄膜によって隔離されている。これらの微細構造は、融合した粒子であり、ここで、個々の粒子が、オーステナイトの薄膜によって隔離されたいくつかのマルテンサイトのラスを含み、そしてある場合には、オーステナイトシェルが各粒子を囲んでいる。これらの構造は、「転移したラスマルテンサイト」構造または「ポケット - ラス（p o c k e t - l a t h ）」マルテンサイト / オーステナイト構造と称される。これらの微細構造を開示する特許は、以下のとおりであり、これらの各々は、その全体が本明細書中に参考として援用される：

a o ) 、 1 9 7 9 年 1 0 月 9 日 発 行 、 1 9 7 7 年 8 月 2 4 日 出 願

4 , 1 7 0 , 4 9 9 ( G a r e t h T h o m a s お よ び B a n g a r u V . N . R a o ) 、 1 9 7 9 年 1 0 月 9 日 発 行 、 上 記 1 9 7 7 年 8 月 2 4 日 に 出 願 さ れ た 出 願 の 一 部 繼 続 出 願 と し て 1 9 7 8 年 9 月 1 4 日 出 願

4 , 6 7 1 , 8 2 7 ( G a r e t h T h o m a s , N a c k J . K i m , お よ び R a m a m o o r t h y R a m e s h ) 、 1 9 8 7 年 6 月 9 日 発 行 、 1 9 8 5 年 1 0 月 1 1 日 出 願

6 , 2 7 3 , 9 6 8 B 1 ( G a r e t h T h o m a s ) 、 2 0 0 1 年 8 月 1 4 日 発 行 、 2 0 0 0 年 3 月 2 8 日 出 願。

#### 【 0 0 0 8 】

10 これら の 微 細 構 造 は 、 特 定 の 性 能 の 利 点 ( 特 に 、 高 い 耐 腐 食 性 ) を 提 供 す る が 、 現 在 ま で 、 鋼 合 金 の た ま に 代 表 的 に 使 用 さ れ る プ ロ セ シ ン グ 工 程 が 、 こ れ ら の 微 細 構 造 が 存 在 す る 場 合 に 单 純 化 ま た は 排 除 さ れ 得 る こ と は 、 公 知 で は な か っ た 。

#### 【 0 0 0 9 】

2 つ の 米 国 特 許 が 、 本 発 明 に さ ら に 潜 在 的 に 関 連 し 、 こ れ ら の 米 国 特 許 は 、 パ テ ン テ ィ ン グ な し で の 、 鋼 の 棒 お よ び ワ イ ヤ の 冷 間 加 工 を 開 示 す る こ と は 、 以 下 で あ る :

4 , 6 1 3 , 3 8 5 ( G a r e t h T h o m a s お よ び A l v i n H . N a k a g a w a ) 、 1 9 8 6 年 9 月 2 3 日 発 行 、 1 9 8 2 年 1 2 月 9 日 出 願

4 , 6 1 9 , 7 1 4 ( G a r e t h T h o m a s , J a e - H w a n A h n , お よ び N a c k - J o o n K i m ) 、 1 9 8 6 年 1 0 月 2 8 日 発 行 、 上 記 1 9 8 4 年 8 月 6 日 に 出 願 さ れ た 出 願 の 一 部 繼 続 出 願 と し て 、 1 9 8 4 年 1 1 月 2 9 日 出 願。

#### 【 0 0 1 0 】

こ れ ら の 特 許 は 、 同 様 に 、 そ の 全 体 が 本 明 紹 書 中 に 参 考 と し て 援 用 さ れ る こ と は 、 こ れ ら の 特 許 に お け る 鋼 の 微 細 構 造 は 、 上 に 列 挙 さ れ た 最 初 の 4 つ の 特 許 の 構 造 と は か な り 異 な る 。

#### 【 発 明 の 開 示 】

#### 【 課 題 を 解 決 す る た め の 手 段 】

#### 【 0 0 1 1 】

##### ( 発 明 の 要 旨 )

30 こ こ で 、 ポ ケ ッ ト - ラ ス マ ル テン サ イ ト / オ ー ス テ ナ イ ト 微 細 構 造 が 、 そ の 結 晶 学 的 特 徴 が 独 特 で あ る こ と 、 お よ び こ れ ら の 特 徴 が ど の よ う に 、 冷 間 加 工 へ の 応 答 を 引 き 起 こ す か が 発 見 さ れ た こ と は 、 こ の 微 細 構 造 の 高 い 転 位 密 度 お よ び こ の 構 造 に お け る ひ づ み が マ ル テン サ イ ト 相 と オ ー ス テ ナ イ ト 相 と の 間 で 除 去 さ れ 得 る 容 易 さ に 起 因 す る こ と で あ る 。

こ の 微 細 構 造 は 、 独 特 の 機 械 的 特 性 ( 高 い 引 っ 張 り 強 度 が 挙 げ ら れ る ) を 提 供 す る こ と が で き る 。

こ こ で 、 こ れ ら の 合 金 は 、 中 間 の 热 处 理 な し で 冷 間 加 工 さ れ 得 、 一 方 で 依 然 と し て 、 従 来 の 、 中 間 の 热 处 理 を 伴 う 冷 間 加 工 に よ つ て プ ロ セ シ ン グ さ れ た 鋼 合 金 の 引 っ 张 り 強 度 に 匹 敵 す る 引 っ 张 り 強 度 を 達 成 す る 。

こ の 微 細 構 造 を 有 す る 鋼 ワ イ ヤ の 場 合 、 本 発 明 は 、 冷 間 延 伸 が 中 間 の パ テ ン テ ィ ン グ 处 理 な し で 実 施 さ れ 得 る こ と が 発 見 さ れ た 。

従 つ て 、 本 発 明 に 従 つ て 、 ポ ケ ッ ト - ラ ス マ ル テン サ イ ト / オ ー ス テ ナ イ ト 微 細 構 造 を 有 す る 炭 素 鋼 合 金 ( す な わ ち 、 そ の 微 細 構 造 が 、 保 持 さ れ た オ ー ス テ ナ イ ト の 薄 膜 と 交 互 に よ つ た マ ル テン サ イ ト の ラ ス を 含 む 合 金 ) が 、 好 ま し く は 、 中 間 の 热 处 理 な し で 、 約 1 5 0 k s i 以 上 ( 「 k s i 」 は 、 1 イ ン チ あ た り の キ ロ ポ ン ド 力 を 表 す ) の 引 っ 张 り 强 度 ( 約 1 , 0 8 5 M P a 以 上 ( 「 M P a 」 は 、 メ ガ パ ス カ ル ( す な わ ち 、 1 平 方 ミ リ メ ー ト ル あ た り の ニ ュ ー ト ン ) を 表 す ) に 等 価 ) を 達 成 す る た め に 充 分 な 缩 小 ま で 冷 間 形 成 さ れ る 。

2 , 0 0 0 M P a ( 2 9 0 k s i ) 以 上 の 引 っ 张 り 强 度 ま で の 冷 間 加 工 が 特 に 興 味 深 く 、 そ し て 実 際 に 、 3 , 0 0 0 M P a ( 4 3 5 k s i ) お よ び 4 , 0 0 0 M P a ( 5 8 0 k s i ) 程 度 の 高 さ の 引 っ 张 り 强 度 が 、 本 発 明 の 実 施 に よ つ て 達 成 さ れ 得 る 。

こ れ ら の 値 は 、 近 似 で あ る ； 最 も 近 い 千 分 の 1 に 対 す る 換 算 係 数 は 、 6 . 8 9 5 M P a = 1 k s i で あ る 。

#### 【 0 0 1 2 】

10

20

30

40

50

本発明の利点は、フェライトを含まないか、または有意でない量のフェライトを含む、単純なポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造、およびまた、フェライト粒子と融合したポケット - ラス粒子を含む微細構造、ならびにこれらの構造のバリエーション（そのポケット - ラス粒子がオーステナイトシェルによって包まれた構造、相間の炭化物沈殿物が存在しない構造、およびオーステナイトフィルムが均一な配向である構造が挙げられる）に及ぶ。ポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造がこの様式で冷間加工に応答する能力の発見は、上で引用される特許番号 4,613,385 および 4,619,714 における開示と比較して、驚くべきものである。なぜなら、これらの特許の微細構造におけるフェライトは、マルテンサイトより低い降伏強度を有するからである。その結果、フェライトは、冷間加工によって導入されるひずみを優先的に吸収し、一方で、マルテンサイトは、フェライト相がマルテンサイトの降伏強度より高いレベルまで加工硬化されるまで、冷間加工に応答しない。本発明によって取り組まれる微細構造において、比較的低レベルのフェライト、またはフェライトが存在しない場合のフェライトの非存在は、マルテンサイトに、冷間加工プロセスの初期段階においてひずみを吸収させる。マルテンサイトおよびフェライトは、結晶構造および硬化挙動が互いに明らかに異なる。

10

### 【0013】

本発明のこれらおよび他の特徴、目的、利点、および実施形態は、以下の説明からよりよく理解される。

20

### 【発明を実施するための最良の形態】

#### 【0014】

##### （本発明および好ましい実施形態の詳細な説明）

本発明の実施における冷間加工は、他の鋼合金および微細構造に対して先行技術において冷間加工のために使用されている技術および設備の使用によって、実施され得る。ブルーム、ビレット、バー、平版およびシートの形態の合金について、冷間加工は、ローラの間での鋼の圧延、または鋼の厚さを減少させ、そしてこの鋼を伸張させるための圧縮の他の手段からなり得る。冷間加工が圧延によって実施される場合、複数の縮小が、圧延ミルを通しての複数回の通過によって達成される。棒形状またはワイヤ形状の加工片については、冷間加工は、ダイを通しての冷間延伸または押し出しかなり得る。複数回の縮小のために、この加工片は、一連の連続的に小さくなるダイを通して押し出される。チューピングは、鋼を、ダイの内側にマンドレルを有するリング形状のダイを通して延伸することによって達成される。複数の回数のために、すでに延伸されたチューピングが、マンドレルがこのチューピングの内側に配置された状態で、より小さいリング形状のダイを通してさらに延伸される。

30

#### 【0015】

冷間加工は、再結晶が起こる最低温度より低い温度で実施される。従って、適切な温度は、鋼におけるいかなる相変化をも誘導しない温度である。炭素鋼については、再結晶は、代表的に、約 1,000 (1,832 °F) で起こり、従って、本発明に従う冷間加工は、この温度より十分に低い温度で実施される。好ましくは、冷間加工は、約 500 (932 °F) 以下の温度で、より好ましくは、約 100 (212 °F) 以下で、そして最も好ましくは、約 25 の周囲温度以内の温度で実施される。

40

#### 【0016】

冷間加工は、単一のパスまたはパスの連続で実施され得る。いずれの場合においても、中間の熱処理（これは、鋼ワイヤの場合には、「パテンティング」と称される）が、特性のさらなる改善のために実施され得るが、冷間加工単独から生じる特性は、十分に高く、中間の熱処理は必要ではなく、そして好ましくは、実施されない。1 回のパスあたりの縮小の程度は、本発明に対して重要ではなく、そして後半に変動し得るが、この縮小は、この鋼鉄が小さい縮小全体の後に破壊に対して感受性になるほどこの鋼鉄を硬化することを回避するために十分に大きいべきである。ほとんどの場合において、好ましい縮小は、1 回のパスあたり少なくとも約 20 % でありより好ましくは、1 回のパス当たり少なくとも

50

約 25 % であり、そしてもっとも好ましくは、1 回のパスあたり約 25 % ~ 約 50 % である。1 回のパスあたりの縮小は、少なくとも部分的に、ダイの角度および延伸の効率係数のような要因によって支配される。ダイの角度がより大きいほど、中心の破裂による亀裂を回避するために必要とされる最小に縮小が大きくなる。しかし、延伸効率係数がより低いほど、鋼についての最大縮小は、所定のひずみ効果指数で低くなる。代表的に、これらの 2 つの競合する考慮の間で、妥協が求められる。最終製品の引張り強度の観点で、冷間加工は、好ましくは、約 150 ksi ~ 約 500 ksi の範囲内の引張り強度で実施される。

#### 【 0 0 1 7 】

本発明のプロセスは、ポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造を有する炭素鋼合金（例えば、上で引用された特許に記載されるもの、ならびに同時係属中の米国特許出願番号 10 / 017, 847（2001 年 12 月 15 日出願、発明の名称「Triple-Phase Nano-Composite Steels」、発明者 Kusinski, G. J., Pollack, D. , および Thomas, G. ）および 10 / 017, 879（2001 年 12 月 14 日出願、発明の名称「Nano-Composite Martensitic Steels」、発明者 Kusinski, G. J., Pollack, D. , および Thomas, G. ）に記載されるもの、これらの両方は、その全体が本明細書中に参考として援用される）に対して適用可能である。ポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造の形成を可能にするために、この合金組成物は、代表的に、約 300 以上、そして好ましくは、350 以上のマルテンサイト開始温度  $T_s$  を有する。合金化元素は、一般に、 $M_s$  に影響を与えるが、 $M_s$  に対して最も強い影響を有する合金化元素は、炭素であり、そして 300 より高い  $M_s$  を有する合金の達成は、この合金の炭素含有量を、最大で 0.35 重量 % に制限することによって、達成され得る。本発明の好ましい実施形態において、炭素含有量は、約 0.03 重量 % ~ 約 0.35 重量 % の範囲であり、そしてより好ましい実施形態において、この範囲は、約 0.05 重量 % ~ 約 0.33 重量 % である。さらなる合金化元素（例えば、モリブデン、チタン、ニオブ、およびアルミニウム）もまた、微細な粒子形成のために、核形成部位として働くために充分な量であるが、これらの存在による、仕上げられた合金の特性への影響を回避するために充分な低い濃度で存在し得る。この濃度はまた、包含物および他の大きい沈殿物（これらは、鋼を初期の破壊に対して感受性にし得る）の形成を回避するために十分に低いべきである。本発明の特定の実施形態において、1 種以上のオーステナイト安定化元素を含めることが有利であり、これらの元素の例は、窒素、マンガン、ニッケル、銅、および亜鉛である。これらのうちでも特に好ましいものは、マンガンおよびニッケルである。ニッケルが存在する場合、このニッケルの濃度は、好ましくは、約 0.25 % ~ 約 5 % の範囲であり、そしてマンガンが存在する場合、このマンガンの濃度は、好ましくは、約 0.25 % ~ 約 6 % の範囲内である。クロムもまた、本発明の多くの実施形態において含有され、そして存在する場合、このクロムの濃度は、好ましくは、約 0.5 % ~ 約 12 % である。本明細書中の全ての濃度は、重量基準である。

#### 【 0 0 1 8 】

本発明の特定の実施形態は、ポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト粒子に加えて、フェライト相を含む合金（三重相合金）を包含し、一方で、他の実施形態は、ポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト粒子のみを含み、そしてフェライト相を含まない（二重相合金）。一般に、フェライト相の非存在は、初期オーステナイト化段階における熱処理の型によって決定される。温度の適切な選択によって、鋼は、単一のオーステナイト相に、またはオーステナイトとフェライトとの両方を含む 2 相構造に変態し得る。さらに、合金組成物は、合金の最初の冷却の間に、オーステナイト相からのフェライト形成を引き起こすようにか、または冷却の間にフェライト形成を回避するように（すなわち、オーステナイトをさらに加熱してポケット - ラス微細構造を形成する前のフェライト粒子の形成を回避するように）かのいずれかに、選択または調節され得る。

#### 【 0 0 1 9 】

10

20

30

40

50

上記のように、特定の場合において、単一のポケット - ラス粒子中のオーステナイトフィルムがすべておよそ同じ配向であるが、結晶学的配向が変動し得るポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造、または単一のポケット - ラス粒子におけるオーステナイトフィルムが、全て同じ結晶面配向である微細構造を有する合金を使用することが有利である。後者は、粒子サイズを 10 ミクロン以下に制限することによって、達成され得る。好ましくは、これらの場合における粒子サイズは、約 1 ミクロン ~ 約 10 ミクロンの範囲内、最も好ましくは、約 5 ミクロン ~ 約 9 ミクロンの範囲内である。

### 【 0 0 2 0 】

フェライトを含まない - 相ポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造 (すなわち、「2相」微細構造) の調製は、合金成分の選択、および上に示されるような適切な割合でのこれらの成分の混合で開始する。次いで、これらの混合された成分は、充分な時間にわたって充分な温度で均質化 (「浸漬」) され、全ての元素および成分が固溶体である均一なオーステナイト構造を達成する。この温度は、オーステナイト再結晶温度より高いが、好ましくは、非常に微細な粒子が形成するレベルである。オーステナイトの再結晶温度は、代表的に、合金の組成とともに変動するが、一般に、当業者に容易に明らかである。ほとんどの場合、最良の結果は、800 ~ 1150 の範囲内の温度で浸漬することによって達成される。圧延、鍛造、またはこれらの両方が、この温度で、この合金に対して必要に応じて実施される。

### 【 0 0 2 1 】

一旦、均質化が完了すると、この合金は、冷却および粒子精製の組み合わせに供されて、所望の粒子サイズ (これは、上記のように、変動し得る) にされる。粒子精製は、複数の段階で実施され得るが、最後の粒子精製は、一般に、オーステナイト再結晶温度より高温であるがこの温度の近くの、中間の温度で達成される。この合金は、最初に、均質化温度で圧延されて、動的再結晶を達成し得、次いで、中間の温度に冷却され得、そしてさらなる動的再結晶のために、再度圧延され得る。この中間温度は、オーステナイト再結晶温度と、オーステナイト再結晶温度の約 50 高温との間である。オーステナイト再結晶温度が約 900 である合金組成物については、この合金が冷却される中間の温度は、好ましくは、約 900 ~ 約 950 であり、そして最も好ましくは、約 900 ~ 約 925 の間である。オーステナイト再結晶温度が約 820 である合金組成物については、好ましい中間の温度は、約 850 である。動的再結晶もまた、鍛造または当業者に公知の他の手段によって、達成され得る。動的再結晶は、10 % 以上の粒子サイズ縮小、そして多くの場合には、約 30 % ~ 約 90 % の粒子サイズ縮小を生じる。

### 【 0 0 2 2 】

一旦、所望の粒子サイズが達成されると、この合金は、オーステナイト再結晶温度より高い温度から、マルテンサイト開始温度  $M_s$  まで、次いで、マルテンサイト転移範囲を通じてオーステナイト結晶をポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造に転換させる範囲まで冷却されることによって、クエンチされる。フェライト結晶がオーステナイト結晶の間に存在する場合、この転換は、オーステナイト結晶においてのみ起こる。最適な冷却速度は、この合金の化学的組成、および従って、硬化性とともに変動する。得られるポケットは、圧延段階の間に生成されるオーステナイト粒子とおよそ同じ小さいサイズのものであるが、これらの粒子中にオーステナイトのみが、薄膜内にあり、そしていくつかの場合には、各ポケット - ラス粒子を囲むシェル内にある。薄いオーステナイトのフィルムが結晶配向の単一の改変物である場合、これは、50 ミクロン未満の粒子サイズを達成するように、このプロセスを制御することによって、達成される。

### 【 0 0 2 3 】

動的再結晶の代替として、所望の粒子サイズへの粒子精製は、熱処理単独によって達成され得る。この方法を使用するためには、合金は、前述の段落に記載されるようにクエンチされ、次いで、オーステナイト再結晶温度におよそ等しい温度またはわずかに低い温度まで再加熱され、次いで、再度クエンチされて、ポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造を達成するか、またはこの微細構造に戻る。この再加熱温度は、好ましく

10

20

30

40

50

は、オーステナイト再結晶温度の約 50 以内であり、例えば、約 870 である。

【0024】

プロセシング工程（例えば、合金組成物をオーステナイト相に加熱する工程、この合金を制御された圧延または鍛造で冷却して所望の縮小および粒子サイズを達成する工程、およびオーステナイト粒子をマルテンサイト転移領域を通してクエンチしてポケット・ラス構造を達成する工程）は、当該分野において公知の方法によって実施される。これらの方針としては、例えば、鍛造または圧延による合金の鋳造、熱処理、および熱間加工、最適な粒子精製のための制御された温度での引き継ぐ仕上げが挙げられる。制御された圧延は、種々の機能を果たし、合金化元素を拡散させて均質なオーステナイト結晶相を補助すること、および粒子におけるひずみエネルギーの保存を補助することが挙げられる。このプロセスのクエンチ段階において、制御された圧延は、マルテンサイト相を、保持されたオーステナイトの薄膜によって隔離されたマルテンサイトのラスのポケット・ラス配置への新たな形成をもたらす。圧延縮小の程度は変動し得、そして当業者に容易に明らかである。クエンチングは、好ましくは、有害な微細構造（パーライト、ベイナイト、および粒子または沈殿物が挙げられる）の形成、特に、相間での沈殿物および粒子の形成（所望でない炭化物および炭化窒化物の形成が挙げられる）を回避するために十分に迅速になされる。ポケット・ラスマルテンサイト・オーステナイト粒子において、保持されるオーステナイトフィルムは、約 0.5 体積% ~ 約 1.5 体積% の微細構造、好ましくは、約 3 体積% ~ 約 1.0 体積%、そして最も好ましくは、最大約 5 体積% の微細構造から構成される。

10

【0025】

三重相合金は、連続的な塊として一緒に融合した、2つの型の粒子（フェライト粒子およびポケット・ラスマルテンサイト / オーステナイト粒子）からなる微細構造を有する。二重総合近においてと同様に、個々の粒子のサイズは重要ではなく、そして広範に変動し得る。最良の結果のためには、この粒子のサイズは、一般に、約 2 ミクロン ~ 約 100 ミクロンの範囲内、好ましくは約 5 ミクロン ~ 約 30 ミクロンの範囲内である直径（または他の適切に特徴的な線状寸法）を有する。マルテンサイト・オーステナイト相に対するフェライト相の量は、変動し得る。しかし、ほとんどの場合において、最良の結果は、マルテンサイト / オーステナイト粒子が、約 5 重量% ~ 約 9.5 重量%、好ましくは、約 1.5 重量% ~ 約 6.0 重量%、そして最も好ましくは、約 2.0 重量% ~ 約 4.0 重量% の三重相構造から構成される場合に、得られる。

20

30

【0026】

三重相合金は、上記二重相合金の調製においてと同様に、最初に所望の組成の合金を形成するために必要とされる適切な成分を混合し、次いで、浸漬して全ての元素および成分が固溶体である均一なオーステナイト構造を達成することによって、調製され得る。好ましい浸漬温度範囲は、約 900 ~ 約 1,170 の範囲である。一旦、オーステナイト相が形成されると、この合金組成物は、臨界状態内（intercritical）の温度まで冷却される。この臨界状態内の温度は、オーステナイト相とフェライト相とが平衡状態で共存する領域として定義される。従って、この冷却は、オーステナイトの一部分をフェライト粒子に変態させ、残りの部分をオーステナイト状態で残す。平衡におけるこれらの2つの相の各々の相対量は、この組成物がこの段階で冷却される温度によって、そしてまた、合金化元素のレベルによって、変動する。これらの2つの相（再度閉口において）の間の炭素の分布もまた、温度によって変動する。2つの相の相対量は、本発明にとって重要ではなく、そして変動し得る。付帯相のフェライト・オーステナイト構造を達成するためにこの組成物が冷却される温度は、好ましくは、約 800 ~ 約 1,000 の範囲内である。

40

【0027】

一旦、フェライト結晶およびオーステナイト結晶が形成されると（すなわち、一旦、臨界状態内の相における選択された温度での平衡が達せられると）、この合金は、マルテンサイト転移範囲を通して冷却されることによって急激にクエンチされ、オーステナイト結晶を、ポケット・ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造に転換する。この変態の

50

間に使用される冷却速度は、フェライト相へのあらゆる変化を実質的に回避するため、および所望でないオーステナイト分解を回避するために十分に大きい。合金の組成およびその硬化性に依存して、所望の冷却速度を達成するために、水冷が必要とされ得るが、特定の合金については、空冷で十分である。いくつかの合金（特に、6%のCrを含有する三重相）において、所望の冷却速度は、空冷が使用され得るほど十分にゆっくりである。二重相合金に関して上で記載された問題が、ここで同様に適用される。

#### 【0028】

好みしい二重相合金組成物は、約0.04重量%～約0.12重量%の炭素、0～約11.0重量%のクロム、0～約2.0重量%のマンガン、および0～約2.0重量%のケイ素を含有し、残りが鉄である組成物である。好みしい三重相合金組成物は、約0.02重量%～約0.14重量%の炭素、0～約3.0重量%のケイ素、0～約1.5重量%のマンガン、および0～約1.5重量%のアルミニウムを含有し、残りが鉄である組成物である。

#### 【0029】

冷却の差異の微細構造内の沈殿物または他の小さい粒子の形成は、包括して、「自己焼き戻し」と称される。本発明の特定の用途において、二重相合金であっても三重相合金であっても、自己焼き戻しは、速い冷却速度を使用することによって、故意に回避される。自己焼き戻しを回避する最小の冷却速度は、その合金についての変態-温度-時間図から明らかである。代表的な図において、垂直軸は、温度を表し、そして水平軸は、時間を表し、一方で、この図上の曲線は、各相が単独でかまたは別の相との組み合わせでかのいずれかで存在する領域を示す。代表的なこの図は、上で参照されたThomasの米国特許第6,273,698号B1に示されている。このような図において、最小冷却速度は、経時的に低下する温度の線であり、これは、C字型の曲線の左側に当たる。この曲線の右側の領域は、炭化物の存在を表し、従って、炭化物の形成を回避する冷却速度は、この曲線の左側に残る線によって表される。この曲線の接線である線は、最小の傾きを有し、従って、使用され得、なお炭化物の形成を回避する、最も遅い速度である。

#### 【0030】

用語「相間沈殿」および「相間沈殿物」は、マルテンサイト相とオーステナイト相との間、すなわち、ラスト、これらのラスを隔離する薄膜との間の位置における、小さい合金粒子の形成をいうために、本明細書中で使用される。「相間沈殿物」とは、オーステナイトフィルム自身をいわない。相間沈殿物は、「相内沈殿物」（これは、マルテンサイトラスとオーステナイトフィルムとの間の界面に沿ってではなく、マルテンサイトラス内に位置する沈殿物である）から区別されるべきである。直径が約500以下相内沈殿物は、強靭さにとって有害ではなく、そして実際に、強靭さを増強し得る。従って、自己焼き戻しは、この自己焼き戻しが相内沈殿物に限定され、そして相間沈殿物を生じない限り、必ずしも有害ではない。用語「実質的に炭化物が内」とは、何らかの炭化物が存在する場合に、これらの炭化物の分布および量が、仕上げられた合金の性能特性（特に、腐食特徴）に対する無視できる影響を有するようなものであることを示すように、本明細書中で使用される。

#### 【0031】

合金の組成に依存して、炭化物形成または自己焼き戻しを防止するために十分に高い冷却速度は、一般に、空冷によって達成される速度、または水冷を必要とする速度であり得る。自己焼き戻しが空冷によって回避され得る合金組成物において、空冷は、特定の合金化元素のレベルが減少されるが但し他の合金化元素のレベルが上昇する場合に、依然としてなされ得る。例えば、炭素、クロム、またはケイ素の量の減少は、マンガンのレベルを上昇させることによって、補償され得る。

#### 【0032】

上で参照された米国特許に記載されるプロセスおよび条件（特に、温度、粒子精製、オンライン鍛造、ならびに丸い形状、平坦な形状、および他の形状のためのロールミルの使用）は、合金組成物のオーステナイト相への加熱、三重相合金の場合におけるオーステナ

10

20

30

40

50

イト相から臨界内相への合金の冷却、次いで、マルテンサイト転移領域を通しての冷却に、本発明の実施において使用され得る。圧延は、制御された様式で、1段階以上で、オーステナイト化および第一段階の冷却手順の間に、例えば、合金化元素を拡散させて均質なオーステナイト結晶相を形成し、次いで結晶粒子を変形させて粒子内にひずみエネルギーを貯蔵することを補助するために実施され、一方で、第二段階の冷却において、圧延は、新たに形成するマルテンサイト相を、保持されたオーステナイトの薄膜によって隔離されたマルテンサイトのポケット・ラス配置に導くように働き得る。圧延縮小の程度は変動しえ、そして当業者に容易に明らかである。ポケット・ラスマルテンサイト・オーステナイト結晶において、保持されるオーステナイトフィルムは、約0.5体積%～約15体積%、好ましくは、約3体積%～約10体積%、そして最も好ましくは、最大で約5体積%の微細構造から構成される。三重相微細構造全体に対するオーステナイトの割合は、最大で約5%である。単一の保持されたオーステナイトフィルムの実際の幅は、好ましくは、約50～約250の範囲であり、そして好ましくは、約100である。三重相微細構造全体に対するオーステナイトの割合は、一般に、最大で約5%である。この段落において議論される圧延は、ポケット・ラスマルテンサイト／オーステナイト微細構造にちなんで、二重相構造が形成されたか三重相構造の一部分が形成されたかによって、本発明に従ってなされる冷間加工とは区別されるべきである。

10

## 【0033】

以下の実施例は、説明のみによって与えられる。

## 【実施例】

## 【0034】

## (実施例1)

この実施例は、ポケット・ラスマルテンサイト／オーステナイト微細構造を有する炭素鋼棒の、本発明に従う99%までの面積縮小のための冷間延伸プロセスによる変形を示す。

## 【0035】

この実施例において報告される実験を、直径6mmであり、そして0.1重量%の炭素、2.0重量%のケイ素、0.5重量%のクロム、0.5重量%のマンガン、および残りが鉄である、約50ミクロンの直径の粒子からなる微細構造を有する鋼棒に対して実施した。各粒子は、約10nmの厚さのオーステナイトの薄膜と交互になった約100nmの厚さのマルテンサイトから構成され、フェライト相を含まず、そして各粒子は、約10nmの厚さのオーステナイトシェルによって囲まれている。この棒を、2001年12月14日に出願された、上で引用された、同時係属中の米国特許出願番号10/017,879に記載される方法によって調製した。

## 【0036】

コーティングされていない鋼棒の表面を洗浄し、そして潤滑し、次いで、25の温度で15回のバスで、潤滑されたダイに通して、0.0095インチ(0.024cm)の直径まで冷間延伸した。最後のワイヤ直径0.0105インチ(0.027cm)(99%の全面積縮小に相当する)において、このワイヤは、390ksi(2,690MPa)の引張り強度を有した。

## 【0037】

## (実施例2)

この実施例は、本発明に従うポケット・ラスマルテンサイト／オーステナイト微細構造を有する炭素鋼棒の冷間加工の、別の例示である。この実施例において、2つの異なる合金ワイヤ(Fe/8Cr/0.05CおよびFe/2Si/0.1C)を使用した。これらの合金は、約50ミクロンの直径の粒子からなる微細構造を有し、各粒子は、約10nmの厚さのオーステナイトのフィルムと交互になった、約150nmの厚さのマルテンサイトのラスを含み、有意なフェライト相を含まず、各粒子が、約10nmの厚さのオーステナイトシェルによって囲まれている。

## 【0038】

20

30

40

50

これらの鋼棒は、直径が 6 mm であり、そして表面を洗浄し、そして潤滑し、次いで、潤滑したダイを通して、25 °C の温度で一連の通過で冷間延伸した。表 I に示される延伸スケジュールを、Fe / 8 Cr / 0.05 C 合金に対して使用し、そして類似の延伸スケジュールを、Fe / 2 Si / 0.1 C 合金に対して使用した。この表において、 $A_0$  は、初期の棒の直径を表し、そして  $A$  は、特定の通過後の棒の直径である。

【0039】

【表 1】

表 I  
実質的にフェライトを含まないポケットマルテンサイト微細構造を  
有する Fe/8Cr/0.05C についての延伸スケジュール

10

20

30

パス数	直径 (mm)	真の全ひずみ ( $\ln(A/A_0)$ )	1回のパスでの面積縮小 (%)	全面積縮小 (%)
(初期)	6.000	0.0	0.0	0.0
1	4.3	0.7	48.2	48.2
2	3.4	1.1	37.0	67.3
3	2.7	1.6	37.1	79.4
4	2.2	2.0	34.0	86.4
5	1.8	2.5	36.6	91.4
6	1.4	2.9	38.5	94.7
7	1.0	3.5	45.4	97.1

引張り強度を、この鋼棒に対して、および各パスの後に測定し、そしてその結果を、図 1 において、真の全ひずみに対してプロットした。図 1 において、正方形は、Fe / 8 Cr / 0.05 C 合金を表し、そして菱形は、Fe / 2 Si / 0.1 C 合金を表す。この図は、両方の合金の引張り強度が、97 % の全面積縮小において、延伸の連続物全体の終了までに、約 2,000 MPa に達することを示す。

【0040】

(実施例 3)

この実施例は、(マルテンサイトのラスおよびオーステナイトの薄膜に加えて) 第三相としてフェライト結晶を含有するポケット - ラスマルテンサイト / オーステナイト微細構造(すなわち、三重相微細構造)を有する、炭素鋼棒を使用する、本発明に従う冷間加工を示す。

40

【0041】

この実施例において、合金は、実施例 1 および 2 において上に記載されたものと類似の、オーステナイトの薄膜と交互になったマルテンサイトラスを含み、そしてオーステナイトシェルで囲まれた、ポケット - ラス粒子と融合したフェライトからなる微細構造を有する、Fe / 2 Si / 0.1 C であった。この棒を、上で引用された、2001年12月14日に出願された、米国特許出願番号 10/017,847 に記載される方法によって、微細構造の 70 体積 % のフェライト含有量を達成するために 950 °C の再加熱温度を使用して、調製した。初期の棒の直径は、0.220 インチ (5,59 mm) であり、そして

50

冷間加工は、25℃の温度で15回のパスで、1回のパス当たり約36%の縮小で、0.037インチ(0.94mm)の最終直径までの、棒の延伸からなった。

【0042】

延伸スケジュールは、表IIに示され、ここで、 $A_0$ は、初期の棒の直径を表し、そして $A$ は、特定のパスの後の棒の直径である。

【0043】

【表2】

表 II  
三重相微細構造を有するFe/2Cr/0.1Cについての  
延伸スケジュール

10

20

30

40

パス数	直径 (mm)	真の全ひずみ ( $\ln(A/A_0)$ )	1回のパスでの 面積縮小 (%)	全面積縮小 (%)
(初期)	6.050	0.00	0.00	0.00
1	4.580	0.56	42.69	42.69
2	3.650	1.01	36.49	63.60
3	2.910	1.46	36.44	76.86
4	2.320	1.92	36.44	85.29
5	1.870	2.35	35.03	90.45
6	1.660	2.59	21.20	92.47
7	1.320	3.04	36.77	95.24
8	1.090	3.43	31.81	96.75
9	0.910	3.79	30.30	97.74
10	0.756	4.16	30.98	98.44
11	0.624	4.54	31.87	98.94
12	0.526	4.89	28.94	99.24
13	0.437	5.26	30.98	99.48
14	0.390	5.48	20.35	99.58
15	0.359	5.65	15.27	99.65

最終的なワイヤの引張り強度は、2760MPa(400ksi)であった。

【0044】

(実施例4)

この実施例は、本発明に従う、微細構造がポケット・ラスマルテンサイト／オーステナ

50

イトからなる炭素鋼棒の冷間加工のさらなる説明である。

【0045】

この実施例において、合金は、実施例3においてと同様に、Fe / 2Si / 0.1Cであり、実施例1および2において上で記載されたものと類似のポケット-ラス粒子に融合したフェライトから構成され、そしてオーステナイトの薄膜と交互になったマルテンサイトラスを含み、そしてオーステナイトシェルで囲まれている。この組成の棒を、上で援用された、2001年12月14日に出願された米国特許出願番号10/017,847に記載される一般的方法によって調製した。この場合には、この棒を、0.25インチ(6.35mm)の直径まで熱時圧延し、対で、1,150まで約30分間加熱して、この組成物をオーステナイト化し、次いで、氷浴中でクエンチして、このオーステナイトを、実質的に100%マルテンサイトに変態させ、次いで、再加熱して、この構造を約70%のフェライトおよび30%のオーステナイトに転換させた。次いで、この棒を、表零部ライン中でクエンチして、そのオーステナイトを、ポケット-ラスマルテンサイト/オーステナイト構造に転換させた。次いで、この棒を、1回のパスあたり35%の縮小で7回のパスで冷間延伸し、0.055インチ(1.40mm)の最終直径にし、1,875MPa(272ksi)の引張り強度を生じた。閉口実験において、同じ組成の、同じ様式で処理された棒を、1回のパスあたり35%の縮小で13回のパスで、0.015インチ(0.37mm)の最終直径まで冷間延伸し、2,480MPa(360ksi)の引張り強度を得た。

10

20

【0046】

(実施例5)

この実施例は、本発明に従う、微細構造が、ポケット-ラスマルテンサイト/オーステナイトおよびフェライト結晶からなる、炭素鋼棒の冷間加工をなおさらによく説明し、ポケット-ラスマルテンサイト/オーステナイトとフェライトとの相対量を変化させることの効果を実証する。

30

【0047】

鋼合金は、実施例3および4においてと同様に、Fe / 2Si / 0.1Cであり、そして棒を、実施例4に記載されるように、0%、5.6%、6.6%、および7.5%のフェライト含有量(それぞれ、100体積%、44体積%、35体積%、および25体積%のポケット-ラスマルテンサイト/オーステナイト含有量に対応する)を達成するために異なる再加熱温度を使用して、調製した。表I Iに示されるものと類似の延伸スケジュールを、4つ全ての微細構造に対して使用し、そして得られた引張り強度を、図2において、真の全ひずみに対してプロットした。図2において、正方形は、100%ポケット-ラス合金を表し、三角形は、44%ポケット-ラス合金を表し、円は、34%ポケット-ラス合金を表し、そして菱形は、25%ポケット-ラス合金を表す。このプロットは、4つ全ての微細構造が、2,000MPaを超える充分な引張り強度を達成し、そしてポケット-ラスマルテンサイト/オーステナイトの割合が25%を越える合金が、ポケット-ラスの割合が25%である微細構造より高い引張り強度を生じたことを示す。

30

【0048】

上記は、説明の目的で主として与えられる。合金組成物ならびにプロセシング手順およびプロセシング条件のさらなる改変およびバリエーションがなされ得、これは、本発明の基本的かつ新規な概念をなお実施する。これらは、当業者に容易に想到され、そして本発明の範囲内に含まれる。

40

【図面の簡単な説明】

【0049】

【図1】図1は、中間の熱処理の非存在下での、本発明に従う冷間加工の際の二重相ポケット-ラスマルテンサイト/オーステナイト微細構造の2つの鋼合金についての、引張り強度対真の全ひずみのプロットである。

【図2】図2は、中間の熱処理の非存在下での、本発明に従う冷間加工の際の三重相ポケット-ラスマルテンサイト/オーステナイト/フェライト微細構造の3つの鋼合金および

50

二重相ポケット・ラスマルテンサイト／オーステナイト微細構造の1つの鋼合金についての、引張り強度対真の全ひずみのプロットである。

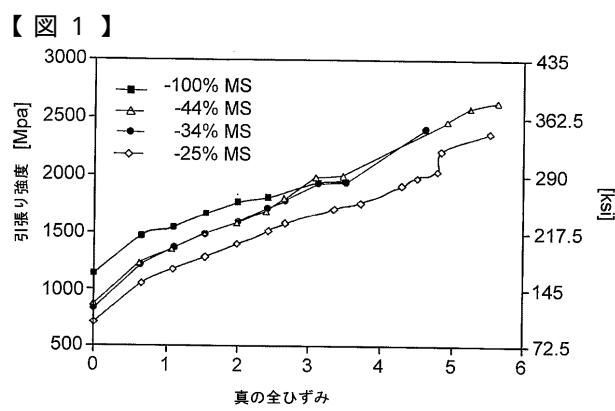


FIG. 1

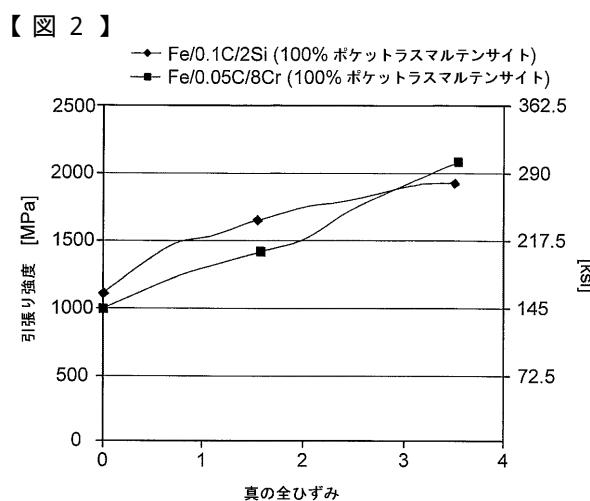


FIG. 2

## 【国際調査報告】

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/US03/36875

## A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

IPC(7) : C21D 7/04,8/00,8/02,8/06

US CL : 148/599, 603, 610, 650

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

## B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

U.S. : 148/599, 603, 610, 650

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)  
Please See Continuation Sheet

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	US 6,273,968 B1 (THOMAS) 14 August 2001 (14.08.2001)	1-19
A	US 4,671,827 A (THOMAS et al.) 09 June 1987 (09.06.1987)	1-19
A	US 4,170,497 A (THOMAS et al.) 09 October 1979 (09.10.79)	1-19
A	US 4,170,499 A (THOMAS et al.) 9 October 1979 (09.10.79)	1-19
A	US 4,613,385 A (THOMAS et al.) 23 September 1986 (23.09.86)	1-19
A	US 4,619,714 A (THOMAS et al.) 28 October 1986 (28.10.1986)	1-19

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

\* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T"

later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X"

document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y"

document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"Z"

document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search  
08 March 2004 (08.03.2004)

Date of mailing of the international search report

24 MAR 2004

Name and mailing address of the ISA/US

Mail Stop PCT, Attn: ISA/US  
Commissioner for Patents  
P.O. Box 1450  
Alexandria, Virginia 22313-1450  
Facsimile No. (703) 305-3230

Authorized officer

Roy King

Telephone No. 571-272-1244

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

PCT/US03/36875

Continuation of B. FIELDS SEARCHED Item 3:  
West  
Search Terms: lath martensite and retained austenite

## フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

テーマコード(参考)

C 2 2 C 38/38

(81)指定国 AP(BW,GH,GM,KE,LS,MW,MZ,SD,SL,SZ,TZ,UG,ZM,ZW),EA(AM,AZ,BY,KG,KZ,MD,RU,TJ,TM),EP(AT,BE,BG,CH,CY,CZ,DE,DK,EE,ES,FI,FR,GB,GR,HU,IE,IT,LU,MC,NL,PT,RO,SE,SI,SK,TR),OA(BF,BJ,CF,CG,CI,CM,GA,GN,GQ,GW,ML,MR,NE,SN,TD,TG),AE,AG,AL,AM,AT,AU,AZ,BA,BB,BG,BR,BW,BY,BZ,CA,CH,CN,CO,CR,CU,CZ,DE,DK,DM,DZ,EC,EE,EG,ES,FI,GB,GD,GE,GH,GM,HR,HU,ID,IL,IN,IS,JP,KE,KG,KP,KR,KZ,LC,LK,LR,LS,LT,LU,LV,MA,MD,MG,MK,MN,MW,MX,MZ,NI,NO,NZ,OM,PG,PH,PL,PT,RO,RU,SC,SD,SE,SG,SK,SL,SY,TJ,TM,TN,TR,TT,TZ,UA,UG,UZ,VC,VN,YU,ZA,ZM,ZW

(72)発明者 クシンスキー, グゼゴーズ ジェイ.

アメリカ合衆国 カリフォルニア 92612, アーバイン, ヴィア ルカ ストリート 30, アパートメント エフ215

(72)発明者 トーマス, ガレス

フランス共和国 エフ-13260 カシス, アヴェニュー ドゥ レヴェレンド ペレ ジエイン 8

F ターム(参考) 4E096 EA02 EA12 EA14 FA01 HA22 HA23 KA01

4K032 AA01 AA04 AA05 AA11 AA12 AA13 AA16 AA17 AA23 AA24

AA31 AA32 BA01 BA02 CF03 CG01 CG02

4K037 EA01 EA05 EA06 EA11 EA12 EA15 EA16 EA20 EA27 EA28

EB12 FF03 FG01 FG03 JA02