

(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2004-508942

(P2004-508942A)

(43) 公表日 平成16年3月25日(2004.3.25)

(51) Int.Cl.⁷

B 2 2 D 11/00
 B 2 1 B 1/00
 B 2 1 B 1/46
 B 2 2 D 11/06
 B 2 2 D 11/12

F I

B 2 2 D 11/00 A
 B 2 1 B 1/00 B
 B 2 1 B 1/46 B
 B 2 2 D 11/06 3 3 0 B
 B 2 2 D 11/12 A

テーマコード (参考)

4 E 0 0 2
 4 E 0 0 4
 4 K 0 3 4

審査請求 未請求 予備審査請求 有 (全 33 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2002-530241 (P2002-530241)
 (86) (22) 出願日 平成13年9月28日 (2001.9.28)
 (85) 翻訳文提出日 平成15年3月10日 (2003.3.10)
 (86) 国際出願番号 PCT/AU2001/001215
 (87) 国際公開番号 W02002/026422
 (87) 国際公開日 平成14年4月4日 (2002.4.4)
 (31) 優先権主張番号 PR 0479
 (32) 優先日 平成12年9月29日 (2000.9.29)
 (33) 優先権主張国 オーストラリア (AU)

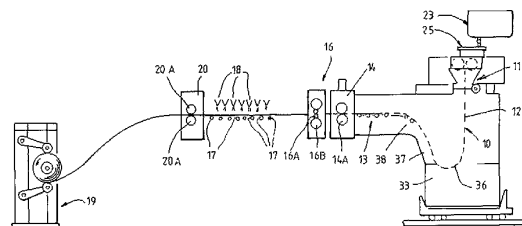
(71) 出願人 503093305
 ニューコア・コーポレーション
 アメリカ合衆国 2 8 2 1 1 ノースカロ
 ライナ州 シャーロット レックスフォ
 ード ロード 2 1 0 0
 (74) 代理人 100062236
 弁理士 山田 恒光
 (74) 代理人 100083057
 弁理士 大塚 誠一
 (72) 発明者 マカンサン・カナパー
 オーストラリア 2 2 8 7 ニュー サウ
 ス ウェールズ ランキン パーク キン
 グスウェイ アヴェニュー 3 2

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 鋼ストリップ製造方法

(57) 【要約】

鋼ストリップ及び鋼ストリップ製造方法が提供される。図示した実施の形態では、方法は、溶融低炭素鋼を、100～300ミクロン幅の粗粒であるオーステナイト粒を有する板厚5mm以下のストリップに連続製造すること、及び、少なくとも0.01℃/秒の選択冷却速度でストリップを冷却して850℃と400℃との間の温度範囲でオーステナイト粒をフェライトに変えて、少なくとも200MPaの降伏強さを有するストリップを提供する微構造を生み出すことにより製造ストリップに所望の降伏強さを提供することを含む。製造される低炭素鋼は所望の微構造を有する。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

(a) 溶融低炭素鋼を、100～300ミクロン幅の粗粒であるオーステナイト粒を有する板厚5mm以下のストリップに連続铸造し、

(b) ストリップを冷却することにより、850℃と400℃との間の温度範囲において少なくとも0.01℃/秒の選択冷却速度でオーステナイト粒をフェライトに変え、少なくとも200MPaの降伏強さを有するストリップを提供する微構造を生み出すことにより、铸造ストリップに所望の降伏強さを提供する
という段階を含む鋼ストリップ製造方法。

【請求項 2】

段階(a)で造られた铸造ストリップが2mm以下の板厚を有する、請求項1の方法。

【請求項 3】

段階(a)で造られたオーステナイト粒がコラム状である、請求項1又は請求項2の方法。

【請求項 4】

段階(b)の冷却速度が少なくとも100℃/秒である、請求項1乃至3のいずれかの方法。

【請求項 5】

低炭素鋼がケイ素/マンガンキルドである、請求項1乃至4のいずれかの方法。

【請求項 6】

ケイ素/マンガンキルド低炭素鋼が以下の重量組成を有する請求項1乃至5のいずれかの方法。

炭素	0.02～0.08%
マンガン	0.03～0.80%
ケイ素	0.10～0.40%
硫黄	0.002～0.05%
アルミニウム	0.01%以下

【請求項 7】

低炭素鋼がアルミニウムキルドである、請求項1乃至4のいずれかの方法。

【請求項 8】

アルミニウムキルド低炭素鋼が以下の重量組成を有する請求項7の方法。

炭素	0.02～0.08%
マンガン	0.40%最大
ケイ素	0.05%最大
硫黄	0.002～0.05%
アルミニウム	0.05%最大

【請求項 9】

段階(b)の冷却速度が1℃/秒以下であって200～250MPaの範囲の降伏強さを有する微構造を生み出す、請求項1乃至8のいずれかの方法。

【請求項 10】

段階(b)の冷却速度が1～15℃/秒の範囲であって250～300MPaの範囲の降伏強さを有する微構造を生み出す、請求項1乃至8のいずれかの方法。

【請求項 11】

段階(b)の冷却速度が15～100℃/秒の範囲であって300～450MPaの範囲の降伏強さを有する微構造を生み出す、請求項1乃至8のいずれかの方法。

【請求項 12】

段階(b)の冷却速度が少なくとも100℃/秒で、少なくとも450MPaの降伏強さを有する微構造を生み出す、請求項1乃至8のいずれかの方法。

【請求項 13】

ストリップをランアウトテーブル上に通すことを更に含み、段階(b)が、ランアウトテ

10

20

30

40

50

ーブル上のストリップの冷却を制御して850℃と400℃の間の温度範囲でオーステナイト粒をフェライトに変える選択冷却速度を達成することを含む、請求項1乃至12のいずれかの方法。

【請求項14】

段階(a)で造られた鑄造ストリップをインライン熱間圧延してストリップ板厚を最大15%減らす段階を更に含む、請求項1乃至13のいずれかの方法。

【請求項15】

連続鑄造が双ロール鑄造機で行われる、請求項1乃至14のいずれかの方法。

【請求項16】

降伏強さが200MPa~700MPaである請求項1の方法。

10

【請求項17】

(a) 溶融低炭素鋼を、100~300ミクロン幅の粗粒であるオーステナイト粒を有する板厚5mm以下のストリップに連続鑄造し、

(b) ストリップを冷却することにより、850℃と400℃との間の温度範囲において少なくとも0.01℃/秒の選択冷却速度でオーステナイト粒をフェライトに変え、200MPaと超700MPaとの間の降伏強さを有するストリップを提供する微構造を生み出すことにより、鑄造ストリップに所望の機械的特性を提供する

という段階を含む方法で造られ、微構造が

(i) 大部分が多角形フェライト、

(ii) 多角形フェライトと低温変態産物との混合物、及び

(iii) 大部分が低温変態産物、

を含む群から選択される、低炭素鋼。

20

【請求項18】

段階(a)で造られる鑄造ストリップが2mm以下の板厚を有する、請求項17の低炭素鋼。

【請求項19】

段階(a)で造られるオーステナイト粒がコラム状である、請求項17又は請求項18の低炭素鋼。

【請求項20】

段階(b)の冷却速度が少なくとも100℃/秒である、請求項17乃至19のいずれかの低炭素鋼。

30

【請求項21】

低炭素鋼がケイ素/マンガンキルドである、請求項17乃至20のいずれかの低炭素鋼。

【請求項22】

低炭素鋼が以下の重量組成を有する請求項21の低炭素鋼。

炭素 0.02~0.08%

マンガン 0.30~0.80%

ケイ素 0.10~0.40%

硫黄 0.002~0.05%

アルミニウム 0.01%以下

40

【請求項23】

低炭素鋼がアルミニウムキルドである、請求項17乃至20のいずれかの低炭素鋼。

【請求項24】

低炭素鋼が以下の重量組成を有する請求項23の低炭素鋼。

炭素 0.02~0.08%

マンガン 0.40%最大

ケイ素 0.05%最大

硫黄 0.002~0.05%

アルミニウム 0.05%最大

【請求項25】

50

大部分が多角形フェライトであって200～250MPaの降伏強さを有する微構造を生み出すよう、段階(b)の冷却速度が1℃/秒以下である、請求項17乃至19のいずれかの低炭素鋼。

【請求項26】

多角形フェライトとウイドマンステッテンフェライトと針状フェライトとの混合物であって250～300MPaの範囲の降伏強さを有する微構造を生み出すよう、段階(b)の冷却速度が1～15℃/秒の範囲内である、請求項17乃至19のいずれかの低炭素鋼。

【請求項27】

多角形フェライトとベイナイトとの混合物であって300～450MPaの範囲の降伏強さを有する微構造を生み出すよう、段階(b)の冷却速度が15～100℃/秒の範囲内である、請求項17乃至19のいずれかの低炭素鋼。 10

【請求項28】

多角形フェライトとベイナイトとマルテンサイトとの混合物であり、少なくとも450MPaの降伏強さを有する微構造を生み出すよう、段階(b)の冷却速度が少なくとも100℃/秒である、請求項17乃至19のいずれかの低炭素鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本願は、2000年9月29日提出のオーストラリア特許出願第PR0479号を優先権主張している。 20

【0002】

本発明は、鋼ストリップの製造方法及びその方法により製造される鋳造鋼ストリップに関する。

【0003】

本発明は特に連続ストリップ鋳造機における鋼ストリップの製造に関する。

【0004】

本明細書で使われる「ストリップ」なる語は板厚5mm以下の産物を意味すると理解すべきである。

【0005】

【従来の技術】

出願人は、双ロール鋳造機形式の連続ストリップ鋳造機で鋼ストリップを鋳造する分野において広範な研究と開発事業を行っている。 30

【0006】

一般論として、双ロール鋳造機で鋼ストリップを連続鋳造することは、内部水冷された一対の相互方向回転の水平鋳造ロール間に溶鋼を導くことによって、動いているロール表面上に金属殻が凝固し、それらがロール間のロール間隙で合わされてロール間のロール間隙から下方に送給される凝固ストリップを生み出すことを含む。「ロール間隙」なる用語は、ロール同士が最接近する領域全般を指すものとして用いる。溶融金属は、取鍋から小容器へと注がれてからロール間隙上方に位置した金属供給ノズルを介し流下し、ロール間のロール間隙へと向けられ、ロール間隙長さ方向に沿って延びロール間隙直上のロール鋳造表面上に支持される溶融金属の鋳造溜めを形成することができる。通常この鋳造溜めを画成するのは、溢流しないよう鋳造溜めの二端を堰き止める、ロール端面に摺動係合保持された側板又は堰であるが、電磁バリヤ等の代替手段も提案されている。この種の双ロール鋳造機での鋼ストリップの鋳造は、例えば、アメリカ特許第5,184,668号、第5,277,243号及び第5,934,359号で記述されている。 40

【0007】

【発明が解決しようとする課題】

鋼ストリップは、ストリップを連続鋳造してから選択的に冷却して850℃と400℃との間の温度範囲でオーステナイトをフェライトに変えることにより広範囲の微構造を、従って広範囲の降伏強さを有する所与の組成に造られる。変態範囲は850℃と400℃と 50

の間の範囲内であり、その温度範囲全体ではないと解される。正確な変態温度範囲は、鋼組成の化学的性質及び処理特性で異なる。

【0008】

具体的には、ケイ素／マンガンキルド又はアルミニウムキルドされた低炭素鋼を含む、低炭素鋼について行った作業から、 $0.01^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ～超 $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の範囲の冷却速度を選択してストリップを 850°C と 400°C との間の温度範囲でオーステナイトからフェライトに変えることにより、 200MPa ～ 700MPa 又はそれ以上の範囲にわたる降伏強さを有する鋼ストリップを製造できることが判明している。これは著しい進歩である。何故なら、広範囲の特性を生み出すために化学的性質の変化が必要な従来のスラブ casting／熱間圧延方法とは異なり、単一の化学的性質で同じ成果を達成できることが判明したからである。 10

【0009】

【課題を解決するための手段】

従って、

(a) 溶融低炭素鋼を、 $100\sim 300$ ミクロン幅のオーステナイト粗粒を有する板厚 5mm 以下のストリップに連続 casting し、

(b) ストリップを冷却することにより、少なくとも $0.01^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の選択冷却速度において 850°C と 400°C との間の温度でオーステナイト粒をフェライトに変え、少なくとも 200MPa ～超 700MPa の降伏強さを有するストリップを提供する微構造を生み出す 20

という段階を含み、微構造が

(i) 大部分が多角形フェライト、

(ii) 多角形フェライトと低温変態産物との混合物、及び

(iii) 大部分が低温変態産物、

を含む群から選択される、鋼ストリップ製造方法が提供される。

【0010】

「低温変態産物」という語は ウイドマンステッテンフェライト、針状フェライト、ベイナイト及びマルテンサイトを含む。

【0011】

その方法は、ストリップをランアウトテーブル上に通すことを含むことができ、段階(b)が、ランアウトテーブル上のストリップの冷却を制御して 850°C と 400°C との間の温度範囲でオーステナイトをフェライトに変える選択冷却速度を達成することを含む。 30

【0012】

方法は、ストリップを冷却し 850°C と 400°C との間の温度範囲でオーステナイト粒をフェライトに変える前に、 casting ストリップをインライン熱間圧延するという追加の段階を含むことができる。このインライン熱間圧延段階によりストリップ板厚が最大 15% 減らされる。

【0013】

段階(a)で造られた casting ストリップは例えば 2mm 以下の板厚を有する。

【0014】

段階(a)で造られた $100\sim 300$ ミクロン幅のオーステナイト粗粒は casting ストリップの板厚に従った長さを有する。一般に、オーステナイト粗粒は最大でもストリップ板厚の半分よりわずかに小さい。例えば、板厚 2mm の casting ストリップでは、オーステナイト粗粒は最大でも長さ約 750 ミクロンである。 40

【0015】

段階(a)で造られた casting ストリップは、コラム状(columnar)のオーステナイト粒を持つことができる。

【0016】

段階(b)の冷却速度の上限は、少なくとも $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ である。

【0017】

「低炭素鋼」という語は以下の組成（重量％）の鋼を意味すると解される。

炭素	0.02～0.08
ケイ素	0.5以下
マンガン	1.0以下
残留／付随不純物	1.0以下、及び
鉄	残余

【0018】

「残留／付随不純物」という語は、銅、錫、亜鉛、ニッケル、クロム、モリブデン等、これらの成分を特に添加した結果としてではなく、標準の鋼製造の結果として比較的少量存在し得るレベルの成分を包含している。例えば、斯かる成分は低炭素鋼の製造にスクラップ鋼を使用した結果として存在し得る。 10

【0019】

低炭素鋼はケイ素／マンガンキルドしてよく、以下の重量組成を有することができる。

炭素	0.02～0.08%
マンガン	0.30～0.80%
ケイ素	0.10～0.40%
硫黄	0.002～0.05%
アルミニウム	0.01%以下

【0020】

低炭素鋼はカルシウム処理・アルミニウムキルドしてよく、以下の重量組成を有することができる。 20

炭素	0.02～0.08%
マンガン	0.40%最大
ケイ素	0.05%最大
硫黄	0.002～0.05%
アルミニウム	0.05%最大

【0021】

アルミニウムキルド鋼はカルシウム処理してよい。

【0022】

アルミニウムキルド鋼の降伏強さはケイ素／マンガンキルド鋼のそれよりも一般に20～50MPa低い。 30

【0023】

例として、段階（b）の冷却速度は1℃／秒以下で、大部分が多角形フェライトであって250MPa以下の降伏強さを有する微構造を生み出す。

【0024】

例として、段階（b）の冷却速度は1～15℃／秒の範囲で、多角形フェライトとウイドマンステッテンフェライトと針状フェライトとの混合物であって250～300MPaの範囲の降伏強さを有する微構造を生み出す。

【0025】

例として、段階（b）の冷却速度は15～100℃／秒の範囲で、多角形フェライトとベイナイトとマルテンサイトとの混合物であって300～450MPaの範囲の降伏強さを有する微構造を生み出す。 40

【0026】

例として、段階（b）の冷却速度は少なくとも100℃／秒で、多角形フェライトとベイナイトとマルテンサイトの混合物であって少なくとも450MPaの降伏強さを有する微構造を生み出す。

【0027】

連続鋳造機は双ロール鋳造機であってよい。

【0028】

上記した方法により所望の微構造及び降伏強さを有する低炭素鋼が製造・提供される。 50

【0029】

【発明の実施の形態】

本発明を更に充分に説明できるように、添付図面を参照して実施の形態を記述する。

【0030】

記述する実施の形態についての以下の記述は、双ロール鋳造機を用いた鋼ストリップの連続鋳造に関したものである。本発明は双ロール鋳造機の使用に限定されるものではなく、他の型の連続ストリップ鋳造機にも及ぶものである。

【0031】

図1は、本発明に従って鋼ストリップを製造できる製造ラインの一連の部分を示している。図1及び2に全般に11で示される双ロール鋳造機が製造する鋳造鋼ストリップ12は、ガイドテーブル13を経てピンチロール14Aで構成されるピンチロールスタンド14に至る移行路10を通る。ピンチロールスタンド14を出た直後、ストリップは一对の圧下ロール16Aとバックアップロール16Bとで構成される熱間圧延機16に入り、それにより熱間圧延されて板厚を減らす。圧延されたストリップはランアウトテーブル17上に至り、水ジェット18（又は他の適宜手段）を介して供給される水との接触による対流で、そして輻射で冷却されることができ、次いで、圧延されたストリップは一对のピンチロール20Aで構成されるピンチロールスタンド20を通過してからコイラ19に至る。ストリップの最終冷却は（必要なら）コイラ上で行われる。

【0032】

図2に示すように、双ロール鋳造機11を構成する主機械フレーム21が、鋳造表面22Aを有する一对の平行鋳造ロール22を支持する。鋳造作業中、溶融金属が取鍋（図示せず）からタンディッシュ23に、耐火シュラウド24を介し分配器25に、そして金属供給ノズル26を介し鋳造ロール22間のロール間隙27に供給される。このようにしてロール間隙27に送給された溶融金属がロール間隙上方に溜め30を形成し、この溜めをロール端で画成するのが一对の側部閉止堰又は板28であり、それらは、側板ホルダに接続された流体圧シリンダからなる一对のスラスト（図示せず）によりロール端にあてがわれる。溜め30の上面（一般に「メニスカス」レベルと呼ばれる）を供給ノズル下端よりも上方に上げることで供給ノズル下端をこの溜め内に浸漬させてもよい。

【0033】

鋳造ロール22は水冷されるので、動いているロール表面に殻が凝固し、ロール間のロール間隙27で互いに合わせられ、ロール間のロール間隙から下方に送給される凝固ストリップ12を生み出す。

【0034】

双ロール鋳造機は、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号に幾分詳細に図示され開示された種類のものであってよく、本発明の一部を構成しない適宜の構造的細部に関してはこれらの特許を参照することができる。

【0035】

上記した双ロール鋳造機は、100～300ミクロン幅のコラム状オーステナイト粒の微構造を持つ板厚2mm以下のストリップ12を連続鋳造する。

【0036】

記述した方法の図示した実施の形態によれば、850℃と400℃との間の温度範囲でオーステナイト粒をフェライトに変える鋳造ストリップ冷却速度を選択することで、鋳造ストリップの特定の降伏強さを提供するのに必要なフェライト微構造へのオーステナイトの変態を制御する。

【0037】

図示した実施の形態によれば、冷却速度は少なくとも0.01℃/秒であり、100℃/秒を超えることができ、オーステナイト変態が完了するまでオーステナイト粒をフェライトに変えるよう選択される。

【0038】

低炭素鋼の場合、斯かる範囲の微構造が200MPa～超700MPaの範囲の降伏強さを生み出すことができる。

【0039】

低炭素鋼のための斯かる冷却速度で、以下を含む微構造を有する鋳造ストリップを製造することが可能である

(i) 大部分が多角形フェライト、

(ii) 多角形フェライトと、ウイドマンステッテンフェライト、針状フェライト、ベイナイト等の低温変態産物との混合物、及び

(iii) 大部分が低温変態物。

【0040】

低炭素鋼の場合、斯かる範囲の微構造が200MPa～超700MPaの範囲の降伏強さを生み出すことができる。

【0041】

本開示は、ケイ素／マンガンキルド低炭素鋼について行われた実験的作業に一部基づいている。

【0042】

以下に示した表は、850℃と400℃との間の温度範囲でストリップをオーステナイトからフェライトに変える冷却速度が、ケイ素／マンガンキルド低炭素鋼ストリップの微構造及びその結果としての降伏強さに与える影響を要約している。ストリップは上記したタイプの双ロール鋳造機で鋳造された。

【0043】

【表1】

冷却速度 (℃/秒)	巻取温度 (℃)	微構造の成分	降伏強さ (MPa)
0.1	>800	多角形フェライト、パーライト	210
13	670	多角形フェライト、ウイドマンステッテンフェライト、針状フェライト	320
25	580	多角形フェライト、ベイナイト	390
100	<400	多角形フェライト、ベイナイト、マルテンサイト	490

【0044】

図3(a)～3(d)は、鋳造ストリップの最終微構造の顕微鏡写真である。

【0045】

表と顕微鏡写真から、冷却速度の選択及び制御が単一の化学的性質の鋳造ストリップの微構造及び降伏強さに重大な影響を与えたことが明らかである。上記したように、従来のスラブ鋳造／熱間圧延方法では、様々な降伏強さを達成するにはいろいろ異なる化学的性質が必要である。いろいろな化学的性質は従来、異なる量の合金を加えることにより達成され、そのことが鋼製造方法のかなりの費用追加となっている。

【0046】

冷却速度を制御して850℃と400℃との間の温度範囲でオーステナイト粒をフェライトに変えるのは、ストリップ鋳造設備のランアウトテーブル17及び／又はコイラ19上での冷却を制御することにより達成される。

【0047】

軟材料（降伏強さ<350MPa）の製造では、オーステナイトからフェライトへの変態温度範囲を通じて冷却速度を比較的遅くすることが必要である。遅い冷却速度を達成するためには、コイラ19上でオーステナイト変態を完了する必要がある。

【0048】

硬材料（降伏強さ>400MPa）の製造では、850℃と400℃との間の温度範囲で

10

20

30

40

50

ストリップをオーステナイトからフェライトに変えるのに速い冷却速度が必要である。速い冷却速度を達成するために、オーステナイト変態がランアウトテーブル上で完了される。

【0049】

図3(a)～3(d)は鑄造ストリップの最終微構造を示す顕微鏡写真である。

【0050】

いくつかの実施の形態に関して本発明を以上の図面及び記述において詳細に説明し記述してきたが、記述が例示的であって限定的性格のものでないこと、及び、本発明が開示した実施の形態に限定されるものではないことを理解すべきである。むしろ、本発明は本発明の範囲及び精神の範囲内にある全ての変更例、改変例及び同等の構成を包含するものである。本発明の追加的特徴は、現在認知される本発明を実行する最良の様式を例示している詳細な記述を考慮することにより当業者には明らかとなるであろう。上述したように、本発明に対しては本発明の精神及び範囲から逸脱することなく多くの改変例をなすことが可能である。

10

【図面の簡単な説明】

【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細部を示す。

【図3】

20

(a)～(d)は、オーステナイトからフェライトへの変態温度範囲での、最終微構造に対する冷却速度の効果を示す、鑄造ストリップの顕微鏡写真である。

【国際公開パンフレット】

(12) INTERNATIONAL APPLICATION PUBLISHED UNDER THE PATENT COOPERATION TREATY (PCT)

(19) World Intellectual Property Organization
International Bureau(43) International Publication Date
4 April 2002 (04.04.2002)

PCT

(10) International Publication Number
WO 02/26422 A1(51) International Patent Classification: **B22D 11/06**,
C21D 8/02, 1/00(AU). MAHAPATRA, Rama [US/US], 5451 Elkhorn
Road, Apt. 1027, Indianapolis, IN 46254 (US). BLEJDE,
Walter [AU/US], 67 Lakeshore Circle, Brownsburg, IN
46112 (US).

(21) International Application Number: PCT/AU01/01215

(22) International Filing Date:
28 September 2001 (28.09.2001)(74) Agent: GRIFFITH HACK, 509 St Kilda Road, Mel-
bourne, Victoria 3004 (AU).

(25) Filing Language: English

(81) Designated States (national): AE, AG, AL, AM, AT, AU,
AZ, BA, BB, BG, BR, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU,
CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, 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, NO, NZ, PH, PL, PT, RO, RU, SD, SE, SG, SI,
SK, SL, TJ, TM, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VN, YU,
ZA, ZW.

(26) Publication Language: English

(30) Priority Data:
PR 0479 29 September 2000 (29.09.2000) AU(71) Applicants (for AU, ID, NZ, PH, SG, VN only):
ISHIKAWAJIMA-HARMA HEAVY INDUSTRIES
COMPANY LIMITED [JP/JP], 2-1, Ohtemachi, 2-1
Chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100 (JP). BHP STEEL (JLA)
PTY LTD [AU/AU], 1 York Street, Sydney, New South
Wales 2000 (AU).(84) Designated States (regional): ARIPO patent (GH, GM,
KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZW), Eurasian
patent (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), European
patent (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE,
IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR), OAPI patent (BF, BJ, CF,
CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD,
TG).(71) Applicant (for all designated States except AU, ID, NZ,
PH, US, VN): NUCOR CORPORATION [US/US], 2100
Rexford Road, Charlotte, NC 28211 (US).

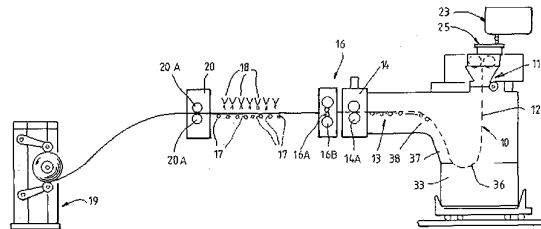
Published:

— with international search report

(72) Inventors; and

(75) Inventors/Applicants (for US only): MUKUNTHAN,
Kannappan [AU/AU], 32 Kingsway Avenue, Rankin
Park, New South Wales 2287 (AU). STREZOV, Lazar
[AU/AU], 7 Marin Street, Adamstown Heights, NSW 2289For two-letter codes and other abbreviations, refer to the "Guid-
ance Notes on Codes and Abbreviations" appearing at the begin-
ning of each regular issue of the PCT Gazette.

(54) Title: A METHOD OF PRODUCING STEEL



(57) Abstract: Steel strips and methods for producing steel strips are provided. In an illustrated embodiment, a method includes continuously casting molten low carbon steel into a strip of no more than 5 mm thickness having austenite grains that are coarse grains of 100-300 micron width; and providing desired yield strength in the cast strip by cooling the strip to transform the austenite grains to ferrite in a temperature range between 850 °C and 400 °C at a selected cooling rate of at least 0.01 °C/sec to produce a microstructure that provides a strip having a yield strength of at least 200 MPa. The low carbon steel produced desired microstructure.

WO 02/26422 A1

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 1 -

A METHOD OF PRODUCING STEEL STRIP

This application claims priority to Australian Patent Application No. PR0479, filed September 29, 2000.

5

Background and Summary of the Invention

The present invention relates to a method of producing steel strip and the cast steel strip produced according to the method.

10

In particular, the present invention relates to producing steel strip in a continuous strip caster.

The term "strip" as used in the specification is to be understood to mean a product of 5mm thickness or less.

The applicant has carried out extensive research and development work in the field of casting steel strip in a continuous strip caster in the form of a twin roll caster.

In general terms, casting steel strip continuously in a twin roll caster involves introducing molten steel between a pair of contra-rotated horizontal casting rolls which are internally water cooled so that metal shells solidify on the moving rolls surfaces and are brought together at the nip between them to produce a solidified strip delivered downwardly from the nip between the rolls, the term "nip" being used to refer to the general region at which the rolls are closest together. The molten metal may be poured from a ladle into a smaller vessel from which it flows through a metal delivery nozzle located above the nip so as to direct it into the nip between the rolls, so forming a casting pool of molten metal supported on the casting surfaces of the rolls immediately above the nip and extending along the length

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 2 -

of the nip. This casting pool is usually confined between side plates or dams held in sliding engagement with end surfaces of the rolls so as to dam the two ends of the casting pool against outflow, although alternative means
5 such as electromagnetic barriers have also been proposed. The casting of steel strip in twin roll casters of this kind is for example described in United States Patents 5,184,668, 5,277,243 and 5,934,359.

10 Steel strip is produced of a given composition that has a wide range of microstructures, and therefore a wide range of yield strengths, by continuously casting the strip and thereafter selectively cooling the strip to transform the strip from austenite to ferrite in a
15 temperature range between 850°C and 400°C. It is understood that the transformation range is within the range between 850°C and 400°C and not that entire temperature range. The precise transformation temperature range will vary with the chemistry of the steel
20 composition and processing characteristics.

Specifically, from work carried out on low carbon steel, including low carbon steel that has been silicon/manganese killed or aluminum killed, it has been
25 determined that selecting cooling rates in the range of 0.01°C/sec to greater than 100°C/sec to transform the strip from austenite to ferrite in a temperature range between 850°C and 400°C, can produce steel strip that has yield strengths that range from 200 MPa to 700 MPa or greater.
30 This is a significant development since, unlike conventional slab casting/hot rolling processes where chemistry changes are necessary to produce a broad range of properties, it has been determined that the same outcome can be achieved with a single chemistry.

35 Accordingly, there is provided a method of producing steel strip which includes the steps of:

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 3 -

- (a) continuously casting molten low carbon steel into a strip of no more than 5mm thickness with coarse austenite grains of 100-300 micron width; and
- 5 (b) cooling the strip to transform the austenite grains to ferrite in a temperature between 850°C and 400°C at a selected cooling rate of at least 0.01°C/sec to produce a microstructure that
- 10 provides a strip having a yield strength from between 200 MPa to in excess of 700 MPa, the microstructure selected from a group that includes microstructures that are:
- 15 (i) predominantly polygonal ferrite;
- (ii) a mixture of polygonal ferrite and low temperature transformation products; and
- 20 (iii) predominantly low temperature transformation products.

The term "low temperature transformation products" includes Widmanstatten ferrite, acicular ferrite, bainite and martensite.

The method may include passing the strip onto a run-out table and step (b) includes controlling cooling of the strip on the run-out table to achieve the selected cooling rate to transform the strip from austenite to ferrite in a temperature range between 850°C and 400°C.

The method may include the additional step of in-line hot rolling the cast strip prior to cooling the strip to transform the strip from austenite to ferrite in a temperature range between 850°C and 400°C. This inline

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 4 -

hot rolling step reduces the strip thickness up to 15%.

The cast strip produced in step (a) illustratively has a thickness of no more than 2mm.

5 The coarse austenite grains produced in step (a) of 100-300 micron width have a length dependent on the thickness of the cast strip. Generally, the coarse austenite grains are up to slightly less than one-half the
10 thickness of the strip. For example, for cast strip of 2mm thickness, the coarse austenite grains will be up to about 750 microns in length.

15 The cast strip produced in step (a) may have austenite grains that are columnar.

 The upper limit of the cooling rate in step (b) is at least 100°C/sec.

20 The term "low carbon steel" is understood to be mean steel of the following composition, in weight percent:

25 C: 0.02-0.08
 Si: 0.5 or less;
 Mn: 1.0 or less;
 residual/incidental impurities: 1.0 or less; and
 Fe: balance

30 The term "residual/incidental impurities" covers levels of elements, such as copper, tin, zinc, nickel, chromium, and molybdenum, that may be present in relatively small amounts, not as a consequence of specific additions of these elements but as a consequence of
35 standard steel making. By way of example, the elements may be present as a result of using scrap steel to produce low carbon steel.

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 5 -

The low carbon steel may be silicon/manganese killed and may have the following composition by weight:

5	Carbon	0.02 - 0.08%
	Manganese	0.30 - 0.80%
	Silicon	0.10 - 0.40%
	Sulphur	0.002 - 0.05%
	Aluminium	less than 0.01%

10

The low carbon steel may be calcium treated aluminum killed and may have the following composition by weight:

15	Carbon	0.02 - 0.08%
	Manganese	0.40% max
	Silicon	0.05% max
	Sulphur	0.002 - 0.05%
	Aluminum	0.05% max

20

The aluminum killed steel may be calcium treated.

The yield strength of aluminum killed steel is generally 20 to 50 MPa lower than that of silicon/manganese killed steel.

25

Illustratively, the cooling rate in step (b) is less than 1°C/sec to produce a microstructure that is predominantly polygonal ferrite and has a yield strength less than 250 MPa.

30

Illustratively, the cooling rate in step (bis) in the range of 1-15°C/sec to produce a microstructure that is a mixture of polygonal ferrite, Widmanstatten ferrite and acicular ferrite and has a yield strength in the range of 250-300 MPa.

35

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 6 -

Illustratively, the cooling rate in step (bis in the range of 15-100°C/sec to produce a microstructure that is a mixture of polygonal ferrite, bainite and martensite and has a yield strength in the range of 300-450 MPa.

5

Illustratively, the cooling rate in step (b) is at least 100°C/sec to produce a microstructure that is a mixture of polygonal ferrite, bainite and martensite and has a yield strength at least 450 MPa.

10

The continuous caster may be a twin roll caster.

There is provided a low carbon steel produced by the method described above having desired microstructure and yield strength.

15

Brief Description of the Drawings

In order that the invention may be more fully explained, an example will be described with reference to the accompanying drawings, of which:

20

Figure 1 illustrates a strip casting installation incorporating an in-line hot rolling mill and coiler; and

25

Figure 2 illustrates details of the twin roll strip caster; and

Figures 3(a) to 3(d) are photomicrographs of cast strip that illustrate the effect on final microstructure of cooling rates during the austenite to ferrite transformation temperature range.

30

Detailed Description of the Invention

The following description of the described embodiments is in the context of continuous casting steel strip using a twin roll caster. The present invention is

35

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 7 -

not limited to the use of twin roll casters and extends to other types of continuous strip casters.

Figure 1 illustrates successive parts of a
5 production line whereby steel strip can be produced in accordance with the present invention. Figures 1 and 2 illustrate a twin roll caster denoted generally as 11 which produces a cast steel strip 12 that passes in a transit path 10 across a guide table 13 to a pinch roll
10 stand 14 comprising pinch rolls 14A. Immediately after exiting the pinch roll stand 14, the strip passes into a hot rolling mill 16 comprising a pair of reduction rolls 16A and backing rolls 16B by in which it is hot rolled to reduce its thickness. The rolled strip passes onto a run-
15 out table 17 on which it may be cooled by convection by contact with water supplied via water jets 18 (or other suitable means) and by radiation. The rolled strip then passes through a pinch roll stand 20 comprising a pair of pinch rolls 20A and thence to a coiler 19. Final cooling
20 (if necessary) of the strip takes place on the coiler.

As shown in Figure 2, twin roll caster 11 comprises a main machine frame 21 which supports a pair of parallel casting rolls 22 having a casting surfaces 22A.
25 Molten metal is supplied during a casting operation from a ladle (not shown) to a tundish 23, through a refractory shroud 24 to a distributor 25 and thence through a metal delivery nozzle 26 into the nip 27 between the casting rolls 22. Molten metal thus delivered to the nip 27 forms
30 a pool 30 above the nip and this pool is confined at the ends of the rolls by a pair of side closure dams or plates 28 which are applied to the ends of the rolls by a pair of thrusters (not shown) comprising hydraulic cylinder units connected to the side plate holders. The upper surface of
35 pool 30 (generally referred to as the "meniscus" level) may rise above the lower end of the delivery nozzle so that the lower end of the delivery nozzle is immersed

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 8 -

within this pool.

5 Casting rolls 22 are water cooled so that shells solidify on the moving roll surfaces and are brought together at the nip 27 between them to produce the solidified strip 12 which is delivered downwardly from the nip between the rolls.

10 The twin roll caster may be of the kind which is illustrated and described in some detail in United States Patents 5,184,668 and 5,277,243 or United States Patent 5,488,988 and reference may be made to those patents for appropriate constructional details which form no part of the present invention.

15 The above-described twin roll caster continuously casts strip 12 of no less than 2mm thickness with a microstructure of columnar austenite grains of 100-300 micron width.

20 In accordance with the illustrated embodiment of the method described, the cooling rate of the cast strip to transform the strip from austenite to ferrite in a temperature range between 850°C and 400°C is selected to control transformation of austenite into a ferrite microstructure that is required to provide specified yield strength of the cast strip.

30 In accordance with the illustrated embodiment, the cooling rate is at least 0.01°C/sec and may be in excess of 100°C/sec and is selected to transform the steel strip from austenite to ferrite until austenite transformation is completed.

35 In the case of low carbon steels, such a range of microstructures can produce yield strengths in the range of 200 MPa to in excess of 700 MPa.

With such cooling rates for low carbon steel it is possible to produce cast strip having microstructures including:

- 5 (i) predominantly polygonal ferrite;
- (ii) a mixture of polygonal ferrite and low temperature transformation products, such as a
- 10 Widmanstätten ferrite, acicular ferrite, and bainite; and
- (iii) predominantly low temperature transformation products.

15 In the case of low carbon steels, such a range of microstructures can produce yield strengths in the range of 200 MPa to in excess of 700 MPa.

20 The present disclosure is based in part on experimental work carried out on silicon/manganese killed low carbon steel.

25 The table set out below summarises the effect of cooling rate to transform the strip from austenite to ferrite in a temperature range between 850°C and 400°C on the microstructure and resultant yield strength of silicon/manganese killed low carbon steel strip. The strips were cast in a twin roll caster of the type

30 described above.

Cooling Rate (°C/sec)	Coiling Temperature (°C)	Microstructure Constituents	Yield Strength (MPa)
0.1	>800	Polygonal ferrite, Pearlite	210
13	670	Polygonal ferrite, Widmanstätten ferrite, acicular	320

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 10 -

25	580	ferrite Polygonal ferrite, Bainite	390
100	<400	Polygonal ferrite, Bainite, Martensite	490

Figures 3(a) to 3 (d) are photomicrographs of the final microstructure of the cast strip.

5 It is clear from the table and the photomicrographs that selection and control of the cooling rate had a significant impact on the microstructure and yield strength of the single chemistry cast strip. As noted above, in conventional slab casting/hot rolling processes, a range of different chemistries would be required to achieve the range of yield strength. The range of chemistries was in the past achieved by adding differing amounts of alloys that add considerable cost to the steel production process.

15 Control of the cooling rate to transform the strip from austenite to ferrite in a temperature range between 850°C and 400°C is achieved by controlling cooling on the run-out table 17 and/or the coiler 19 of the strip casting installation.

The production of soft materials (yield strength < 350 MPa) requires relatively slow cooling rates through the austenite to ferrite transformation temperature range. In order to achieve the slow cooling rates, it is necessary to complete austenite transformation on the coiler 19.

30 The production of harder materials (yield strength > 400 MPa) requires higher cooling rates to transform the strip from austenite to ferrite in a temperature range between 850°C and 400°C. In order to

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 11 -

achieve the higher cooling rates the austenite transformation is completed on the run-out table.

Figures 3(a) to (d) are photomicrographs of the
5 final microstructures of the cast strip.

Although the invention has been illustrated and described in detail in the foregoing drawings and description with reference to several embodiments, it
10 should be understood that the description is illustrative and not restrictive in character, and that the invention is not limited to the disclosed embodiments. Rather, the present invention covers all variations, modifications and equivalent structures that come within the scope and
15 spirit of the invention. Additional features of the invention will become apparent to those skilled in the art upon consideration of the detailed description, which exemplifies the best mode of carrying out the invention as presently perceived. Many modifications may be made to
20 the present invention as described above without departing from the spirit and scope of the invention.

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 12 -

CLAIMS:

1. A method of producing steel strip including the steps of:
- 5 (a) continuously casting molten low carbon steel into a strip of no more than 5mm thickness having austenite grains that are coarse grains of 100-300 micron width; and
- 10 (b) providing desired yield strength in the cast strip by cooling the strip to transform the austenite grains to ferrite in a temperature range between 850°C and
- 15 400°C at a selected cooling rate of at least 0.01°C/sec to produce a microstructure that provides a strip having a yield strength of at least 200 MPa.
- 20 2. The method of in claim 1 wherein the cast strip produced in step (a) has a thickness of no more than 2mm.
3. The method of in claim 1 or claim 2 wherein the austenite grains produced in step (a) are columnar.
- 25 4. The method of any one of the preceding claims wherein the cooling rate in step (b) is at least 100°C/sec.
5. The method of any one of the preceding claims
- 30 wherein the low carbon steel is silicon/manganese killed.
6. The method of any one of the preceding claims wherein the silicon/manganese killed low carbon steel has the following composition by weight:
- 35

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 13 -

	Carbon	0.02 - 0.08%
	Manganese	0.30 - 0.80%
	Silicon	0.10 - 0.40%
	Sulphur	0.002 - 0.05%
5	Aluminium	less than 0.01%

7. The method of any one of claims 1 to 4 wherein the low carbon steel is aluminum killed.

- 10 8. The method of claim 7 wherein the aluminum killed low carbon steel has the following composition by weight:

	Carbon	0.02 - 0.08%
	Manganese	0.40% max
15	Silicon	0.05% max
	Sulphur	0.002 - 0.05%
	Aluminum	0.05% max

9. The method of any one of the preceding claims
20 wherein the cooling rate in step (b) is less than 1°C/sec to produce a microstructure that has a yield strength in the range of 200-250 MPa.

10. The method of any one of claims 1 to 8 wherein
25 the cooling rate in step (b) is in the range of 1-15°C/sec to produce a microstructure that has a yield strength in the range of 250-300 MPa.

11. The method of any one of claims 1 to 8 wherein
30 the cooling rate in step (b) is in the range of 15-100°C/sec to produce a microstructure that has a yield strength in the range of 300-450 MPa.

12. The method of any one of claims 1 to 8 wherein
35 the cooling rate in step (b) is at least 100°C/sec to produce a microstructure that has a yield strength at least 450 MPa.

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 14 -

13. The method of any one of the preceding claims further includes passing the strip onto a run-out table and step (b) includes controlling cooling of the strip on the run-out table to achieve the selected cooling rate to transform the austenite grains to ferrite in a temperature range between 850°C and 400°C.
14. The method of any one of the preceding claims further includes the step of in-line hot rolling the cast strip produced in step (a) to reduce the strip thickness up to 15%.
15. The method of any one of the preceding claims wherein the continuous casting is done with a twin roll caster.
16. The method of claim 1 wherein the yield strength is 200 MPa to 700 MPa.
17. A low carbon steel produced by a process including the steps of:
- (a) continuously casting molten low carbon steel into a strip of no more than 5mm thickness with austenite grains that are coarse grains of 100-300 micron width; and
 - (b) providing desired mechanical properties in the cast strip by cooling the strip to transform the austenite grains to ferrite in a temperature range from 850°C to 400°C at a selected cooling rate of at least 0.01°C/sec to produce a microstructure that provides a strip having a yield strength between 200 and in excess of 700 MPa, the microstructure being selected from the

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 15 -

group including:

- (i) predominantly polygonal ferrite;
- 5 (ii) a mixture of polygonal ferrite and low temperature transformation products; and
- 10 (iii) predominantly low temperature transformation products.
18. The low carbon steel of in claim 17 wherein the cast strip produced in step (a) has a thickness of no more than 2mm.
- 15 19. The low carbon steel of in claim 17 or claim 18 wherein the austenite grains produced in step (a) are columnar.
- 20 20. The low carbon steel of any one of claims 17 to 19 wherein the cooling rate in step (b) is at least 100°C/sec.
21. The low carbon steel of any one of claims 17 to 25 20 wherein the low carbon steel is silicon/manganese killed.
22. The low carbon steel of claim 21 wherein the low carbon steel has the following composition by weight:
- 30
- | | |
|-------------|-----------------|
| Carbon | 0.02 - 0.08% |
| Manganese | 0.30 - 0.80% |
| Silicon | 0.10 - 0.40% |
| Sulphur | 0.002 - 0.05% |
| 35 Aluminum | less than 0.01% |
23. The method of any one of claims 17 to 20 wherein

WO 02/26422

PCT/AU01/01215

- 16 -

the low carbon steel is aluminum killed.

24. The low carbon steel of claim 23 wherein the low carbon steel has the following composition by weight:

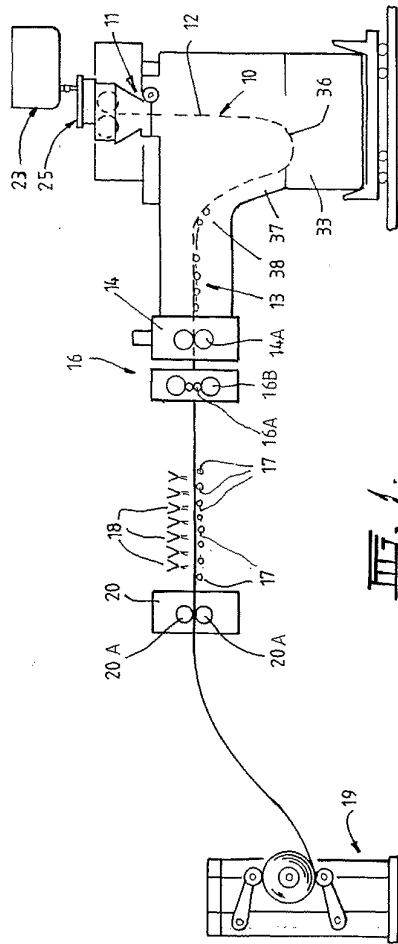
5	Carbon	0.02 - 0.08%
	Manganese	0.40% max
	Silicon	0.05% max
	Sulphur	0.002 - 0.05%
10	Aluminum	0.05% max

25. The low carbon steel of any one of claims 17 to 19 wherein the cooling rate in step (b) is less than 1°C/sec in order to produce a microstructure that is predominantly polygonal ferrite and has a yield strength between 200 and 250 MPa.

26. The low carbon steel of any one of claims 17 to 19 wherein the cooling rate in step (b) is in the range of 1-15°C/sec in order to produce a microstructure that is a mixture of polygonal ferrite, Widmanstätten ferrite and acicular ferrite and has a yield strength in the range of 250-300 MPa.

27. The low carbon steel of any one of claims 17 to 19 wherein the cooling rate in step (b) is in the range of 15-100°C/sec in order to produce a microstructure that is a mixture of polygonal ferrite and bainite and has a yield strength in the range of 300-450 MPa.

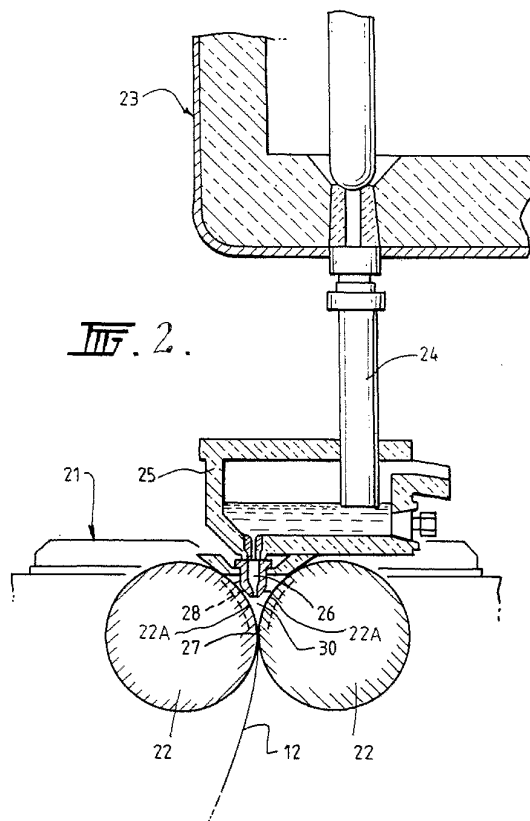
28. The low carbon steel of any one of claims 17 to 19 wherein the cooling rate in step (b) is at least 100°C/sec in order to produce a microstructure that is a mixture of polygonal ferrite, bainite and martensite and has a yield strength of at least 450 MPa.



WO 02/26422

2/3

PCT/AU01/01215



SUBSTITUTE SHEET (RULE 26) RO/AU

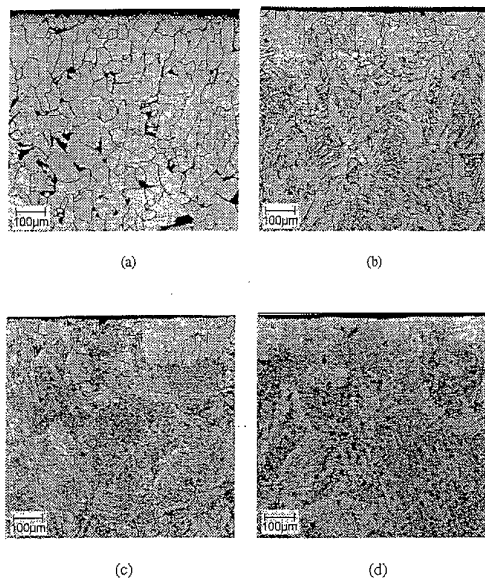


FIGURE 3

【国際調査報告】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT		International application No. PCT/AU01/01215
A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
Int. Cl. ⁷ : B22D 11/06, C21D 8/02, 1/00		
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) IPC: B22D 11/06, C21D 8/02, 1/00		
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) DWPI: FACE(W)CENTERED, FACE(W)CENTRED, GAMMA+, AUSTENIT+, ALPHA, FERRIT+, BODY(W)CENTERED, BODY(W)CENTRED, COOL+		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	Patent Abstracts of Japan, JP 03-274231 A (NIPPON STEEL CORP) 5 December 1991 whole abstract	1-28
A	WO 01/21844 A (USINOR) 29 March 2001 whole document	1-28
A	US 6062055 A (BOBIG et al.) 16 May 2000 whole document	1-28
☒ Further documents are listed in the continuation of Box C ☒ See patent family annex		
* Special categories of cited documents:	"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 "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but 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 "&" document member of the same patent family	
Date of the actual completion of the international search 23 November 2001	Date of mailing of the international search report 30 NOV 2001	
Name and mailing address of the ISA/AU AUSTRALIAN PATENT OFFICE PO BOX 200, WODEN ACT 2606, AUSTRALIA E-mail address: pct@ipaustralia.gov.au Facsimile No. (02) 6285 3929	Authorized officer B. PREMARTNE Telephone No : (02) 6283 2407	

INTERNATIONAL SEARCH REPORT		International application No. PCT/AU01/01215
C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	GB 2334464 A (KVAERNER METALS CONTINUOUS CASTING LIMITED) 25 August 1999 whole document	1-28
A	WO 98/26882 A (HOOGOVENS STAAL B.V.) 25 June 1998 whole document	1-28
A	WO 95/13155 A (ISHIKAWAJIMA-HARIMA HEAVY INDUSTRIES COMPANY LIMITED) 18 May 1995 whole document	1-28

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family membersInternational application No.
PCT/AU01/01215

This Annex lists the known "A" publication level patent family members relating to the patent documents cited in the above-mentioned international search report. The Australian Patent Office is in no way liable for these particulars which are merely given for the purpose of information.

Patent Document Cited in Search Report				Patent Family Member			
WO	200121844	FR	2798871				
US	6062055	AU	52768/98	CN	1195584	EP	870553
		JP	10277601				
GB	2334464	EP	937512	JP	11315325		
WO	9826882	AU	53490/98	BR	9714411	CN	1244820
		EP	954392	PL	334211	SK	852/99
WO	9513155	AU	81004/94				
END OF ANNEX							

フロントページの続き

(51)Int.Cl. ⁷	F I	テーマコード (参考)
B 2 2 D 11/124	B 2 2 D 11/124	L
C 2 1 D 1/00	C 2 1 D 1/00	1 1 8 B
C 2 2 C 38/00	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 2 C 38/06	C 2 2 C 38/06	

(81)指定国 AP(GH,GM,KE,LS,MW,MZ,SD,SL,SZ,TZ,UG,ZW),EA(AM,AZ,BY,KG,KZ,MD,RU,TJ,TM),EP(AT,BE,CH,CY,DE,DK,ES,FI,FR,GB,GR,IE,IT,LU,MC,NL,PT,SE,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,BY,BZ,CA,CH,CN,CO,CR,CU,CZ,DE,DK,DM,DZ,EC,EE,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,NO,NZ,PH,PL,PT,R0,RU,SD,SE,SG,SI,SK,SL,TJ,TM,TR,TT,TZ,UA,UG,US,UZ,VN,YU,ZA,ZW

(72)発明者 ストレッチョフ・レイザー
オーストラリア 2 2 8 9 ニュー サウス ウェールズ アダムスタウン ハイツ マリン ス
トリート 7

(72)発明者 マハパトラ・ラーマ
アメリカ合衆国 4 6 2 5 4 インディアナ州 アプト 1 0 2 7 エルクホーン ロード 5 4
5 1

(72)発明者 ブレッジ・ウォルター
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 レークショア サークル 6
7

Fターム(参考) 4E002 AA04 BD02 BD07 CB01
4E004 DA13 KA12 NA05 NB07 NC01 SB04 SE01
4K034 AA01 BA04 CA02 DB03 FB15