

公告本

申請日期	88 年 12 月 10 日
案 號	88121703
類 別	C21D1/60

(以上各欄由本局填註)

發明專利說明書

一、發明 名稱	中 文	具有優異低溫韌性之超高強度的經奧氏體時效處理鋼
	英 文	Ultra-high strength ausaged steels with excellent cryogenic temperature toughness
二、發明人 創作人	姓 名	(1) 具滋榮 Koo, Jayoung (2) 納瓦許馬哈·班格魯 Bangaru, Narasimha-Rao V. (3) 蓋倫·沃恩 Vaughn, Glen A.
	國 籍	(1) 美國 (2) 美國 (3) 美國
三、申請人	住、居所	(1) 美國新澤西州水橋星景路八二八號 828 Star View Way, Bridgewater, NJ 08807, USA (2) 美國新澤西州安納戴爾瑞佛依廣場五號 5 Revere Ct., Annandale, NJ 08801, U.S.A. (3) 美國德州休士頓稻米林蔭大道4211號 4211 Rice Boulevard, Houston, TX 77005, U.S.A.
	姓 名 (名稱)	(1) 艾克頌物產研究公司 Exxon Production Research Company
三、申請人	國 籍	(1) 美國
	住、居所 (事務所)	(1) 美國德州·休士頓·巴弗羅快速道三一二〇號 3120 Buffalo Speedway, Houston, Texas 77098, USA
三、申請人	代 表 人 姓 名	(1) 蓋瑞·勞森 Lawson, Gary D.

裝

訂

線

申請日期	88 年 12 月 10 日
案 號	88121703
類 別	

A4
C4

(以上各欄由本局填註)

發 明 專 利 說 明 書 新 型		
一、發明 名稱	中 文	
	英 文	
二、發明 創作人	姓 名	(4) 李格哈文·愛爾 Ayer, Raghavan
	國 籍	(4) 美國 (4) 美國新澤西州柯林頓北史洛普三號 3 North Slope, Clinton, NJ 08809, USA
	住、居所	
三、申請人	姓 名 (名稱)	
	國 籍	
	住、居所 (事務所)	
	代 表 人 姓 名	

裝

訂

線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

I226373

(由本局填寫)

承辦人代碼：

A6

大類：

B6

I P C 分類：

本案已向：

國(地區) 申請專利，申請日期： 案號： ，☐有 ☐無主張優先權

美國 1998 年 12 月 19 日 09/215,773 ☒有主張優先權

有關微生物已寄存於： ，寄存日期： ，寄存號碼：

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁各欄)

裝

訂

線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 1 ）

發明範疇

本發明有關一種超高強度而可焊接之低合金鋼，焊接時，底板及熱影響區（H A Z）具有優越之低溫韌性。此外，本發明有關一種製造該鋼板之方法。

發明背景

各種辭彙皆定義於以下說明書中。為簡便計，辭彙解釋係提供於本文，申請專利範圍之前。

高壓揮發性流體經常需於低溫即低於約 -40°C （ -40°F ）之溫度下儲存及運輸。例如，需要可於約 1035 Kpa （ 150 絕對壓力）至約 7590 KPa （ 1100 絕對壓力）之寬幅範圍壓力下及約 -123°C （ -190°F ）至約 -62°C （ -80°F ）範圍內之溫度下儲存並運輸高壓液化天然氣（P L N G）之容器。亦需要可安全且經濟地於低溫下儲存及輸送其他具有高蒸汽壓之揮發性流體的容器，諸如甲烷、乙烷、及丙烷。由焊接鋼構成容器時，該鋼需同時於該基本鋼材及 H A Z 上，於操作條件下具有適當之強度以承受流體壓力，及適當之韌性以防止起始斷裂，即，損壞。

該塑性－脆性轉變溫度（D B T T）描繪結構鋼中之兩種斷裂過程。於低於 D B T T 之溫度下，易因低能解理（脆性）斷裂而於該鋼中產生損壞，而於高於該 D B T T 之溫度下，易因高能塑性斷裂而於該鋼中產生損壞。用以構成前述低溫應用及其他負載低溫設施使用之儲存及輸送

五、發明說明(2)

容器之焊接鋼於基本鋼材及 H A Z 中同時需具有遠低於使用溫度之 D B T T，以避免因低能解理斷裂而損壞。

習用於低溫結構應用之含鎳鋼例如鎳含量高於約 3 重量百分比之鋼，具有低 D B T T，但亦具有相對低之抗張強度。市售 3.5 重量百分比 N i、5.5 重量百分比之 N i 及 9 重量百分比之 N i 鋼一般具有個別約 -100°C (-150°F)、 -155°C (-150°F) 及 -175°C (-280°F) 之 D B T T，及個別高達約 485 MPa (70 ksi)、620 MPa (90 ksi) 及 830 MPa (120 ksi) 之抗張強度。爲了結合強度及韌性，此等鋼通常進行昂貴之處理，例如雙重退火。就低溫應用而言，則工業界目前係使用此等市售之鎳鋼，因其於低溫下具有良好韌性，但需針對其相當低之抗張強度進行設計。該設計通常需要負載低溫應用提供過量之鋼厚度。因此，於負載低溫應用中使用此等含鎳鋼易因鋼所需之厚度導致高成本而變得昂貴。

另一方面，數種市售技藝界低及中碳高強度低合金 (H S L A) 鋼例如 A I S I 4320 或 4330 具有提供優越之抗張強度 (例如高於 830 MPa (120 ksi)) 及低成本之潛能，但其 D B T T 通常相當高，尤其是以焊接熱影響區 (H A Z) 中爲然。此種鋼材通常具有焊接性及低溫韌性隨抗張強度之增加而降低之傾向。是故，目前市售之技藝界 H S L A 鋼材通常不視爲可供低溫應用。此等鋼材中 H A Z 之高 D B T T 通常係因焊接熱

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

總

五、發明說明 (3)

循環而自粗晶粒且於臨界間再加熱之 H A Z (即自約 A_{c1} 轉相溫度加熱至約 A_{c3} 轉相溫度之 H A Z) 形成不期望之顯微結構 (參照辭彙中 A_{c1} 及 A_{c3} 轉相溫度之定義) 。

D B T T 隨著該 H A Z 中晶粒尺寸及脆化顯微結構成分諸如馬氏體 - 奧氏體 (M A) 島狀物之增加而大幅增高。例如，供油及氣體輸送使用之技藝界 H S L A 鋼材 X 1 0 0 管路中 H A Z 之 D B T T 係高於約 - 5 0 °C (- 6 0 °F) 。故激發了發展新鋼材之能量儲存及輸送課題，結合前述市售含鎳鋼之低溫韌性與 H S L A 之高強度及低成本，同時亦提供優越之焊接性及所需之厚區段能力，即提供實質所需之顯微結構及性質 (例如強度及韌性) 之能力，尤其是等於或大於約 2 5 毫米 (1 英吋) 之厚度。

於非低溫應用中，大部分市售技藝界低及中碳 H S L A 鋼材因其於高強度下之相對低韌性而部分視其強度而設計，或經加工成較低強度，以得到可接受之韌性。於工程應用中，此等研究導致區段厚度增加，因此，在與可充分利用 H S L A 鋼材之高強度潛能的情況相比，產生較高組件重量及所致之較高成本。於部分臨界應用中，諸如高性能齒輪，使用含有高於約 3 重量百分比 N i 之鋼材 (諸如 A I S I 4 8 X X 、 S A E 9 3 X X 等) 以保持充分韌性。此項研究為達到 H S L A 鋼材之優越強度而實質犧牲成本考量。使用標準市售 H S L A 鋼材所產生之另一項問題係為 H A Z 中之氫裂化，尤其是使用低熱輸入焊接時。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (4)

因此對於在低合金鋼材中於高及超高強度下低成本地增進韌性具有重要之經濟趨動力及明確之工程需求。尤其需要合理價格之鋼材，具有超高強度，例如高於約 830 MPa (120 ksi) 之抗張強度，及優越之低溫韌性，例如低於約 -62°C (-80°F) 之 DBTT，於橫向試驗之底板 (參照辭彙中橫向之定義) 及於 HAZ 中皆然，以使用於工業低溫應用。

結果，本發明主要目的係於三個關鍵方向改善技藝界高強度、低合金鋼技術於低溫之應用性：(i) 使底板橫向中及焊接 HAZ 中之 DBTT 降至低於約 -62°C (-80°F)，(i i) 達成高於 830 MPa (120 ksi) 之拉張強度，及 (i i i) 提供優越之焊接性。本發明其他目的係使前述 HSLA 鋼具有厚區段能力，以等於或大於約 25 毫米 (1 英吋) 之厚度為佳，並使用目前之加工技術，使得此等鋼可工業化應用於低溫方法中。

發明概述

與前述本發明目的相同地，提出一種處理方法，其中具有所需化學之低合金鋼錠係再加熱至適當之溫度，熱軋以形成鋼板，迅速冷卻，熱軋結束時，使用適當之流體諸如水驟冷至適當之驟冷終止溫度 (QST)，以產生一顯微結構，包括 (i) 主要之細晶粒下貝氏體、細晶粒板條馬氏體、細晶粒貝氏體 (FGB)、或其混合物，及 (i i) 最高約 10 體積百分比之殘餘奧氏體。本發明之

五、發明說明（ 5 ）

F G B 係為一聚集體，包括貝氏體鐵酸鹽主成分（至少約 50 體積百分比）及馬氏體及殘餘奧氏體之混合物粒子次要成分（低於約 50 體積百分比）。用以描述本發明及申請專利範圍中之“主要地”、“主要”及“主要的”皆意指至少約 50 體積百分比，而“次要”意指低於約 50 體積百分比。

就本發明之處理步驟而言：部分具體實例中，適當之 Q S T 係為環境溫度。其他具體實例中，適當之 Q S T 係為高於環境溫度之溫度，而驟冷之後係適當地緩緩冷卻至環境溫度，如下文所詳述。其他具體實例中，適當之 Q S T 可低於環境溫度。本發明之一具體實例中，驟冷至適當之 Q S T 之後，鋼板藉著空氣冷卻而緩緩冷卻至環境溫度。另一具體實例中，鋼板係保持實質等溫於 Q S T 歷經最長約五（5）分鐘，之後空氣冷卻至環境溫度。另一具體實例中，該鋼板係於低於約 1 . 0 °C 每秒（1 . 8 °F / 秒）之速率下緩緩冷卻長達約五（5）分鐘，之後空氣冷卻至環境溫度。描述本發明時，驟冷意指藉任何方式加速冷卻，與將該鋼材空氣冷卻至環境溫度相反地，以採用易增加該鋼材之冷卻速率的流體。

根據本發明加工之鋼錠係以習用方式製造，於一具體實例中，包含鐵及以下合金元素，以列示於下表 I 中之重量範圍內為佳：

五、發明說明 (6)

表 I

合金元素	範圍(重量百分比)
碳(C)	0.03-0.12,更佳係0.03-0.07
錳(Mn)	最高2.5,更佳1.0-1.8
鎳(Ni)	1.0-3.0,更佳1.5-3.0
銅(Cu)	最高1.0,更佳最高0.1-1.0,更佳0.2-0.5
鉬(Mo)	最高0.08,更佳0.1-0.8,更佳0.2-0.4
鈮(Nb)	0.01-0.1,更佳0.02-0.05
鈦(Ti)	0.008-0.03,更佳0.01-0.02
鋁(Al)	最高約0.05,更佳0.0001-0.05,更佳0.005-0.3
氮(N)	0.001-0.005,更佳0.002-0.003

鉻 (C r) 係視情況添加於鋼材中，以最高約 1 . 0 重量百分比為佳，約 0 . 2 重量百分比至約 0 . 6 重量百分比更佳。

矽 (S i) 視情況添加於該鋼中，較佳最高約 0 . 5 重量百分比，更佳約 0 . 0 1 重量百分比至約 0 . 5 重量百分比，更佳約 0 . 0 5 重量百分比至約 0 . 1 重量百分比。

該鋼較佳含有至少約 1 重量百分比之鎳。該鋼之鎳含量可視情況增加至高於約 3 重量百分比，以增進焊接後之性能。預期每添加重量百分比之鎳可使該鋼之 D B T T 降低約 1 0 ° C (1 8 ° F) 。鎳含量較佳係低於 9 重量百分比，低於約 6 重量百分比更佳。鎳含量較佳係最小化，以使鋼之成本最小化。若鎳含量增加至高於約 3 重量百分比，

五、發明說明(7)

則錳含量可降低至低於約 0.5 重量百分比至 0.0 重量百分比。

硼 (B) 視情況添加於鋼中，較佳係最高約 0.0020 重量百分比，更佳約 0.0006 重量百分比至約 0.0015 重量百分比。

此外，殘留物較佳實質於該鋼中最小化。磷 (P) 含量較佳係低於約 0.01 重量百分比。硫 (S) 含量較佳係低於約 0.004 重量百分比。氧 (O) 含量較佳係低於約 0.002 重量百分比。

本發明所得之特定顯微結構係同時視該合金鋼錠之化學組成及處理該鋼所使用之實際處理步驟而定。例如，在不限制本發明下，所得之部分特定顯微結構如下。於一具體實例中，產製一顯微結構，包括主要之經回火細晶粒板條馬氏體、經回火之細晶粒下貝氏體、或其混合物。此具體實例之另一成分可包括細晶粒貝氏體 (F G B)、多邊形鐵酸鹽 (P F)、變形鐵酸鹽 (D F)、針狀鐵酸鹽 (A F)、上貝氏體 (U B)、退化上貝氏體 (D U B) 等，所有皆為熟習此技藝者已知。此具體實例提供一般超過約 930 MPa (135 ksi) 之抗張強度。本發明另一具體實例中，該鋼板係具有一顯微結構，包括主要之 F G B。構成該顯微結構之其他成分可包括經回火之細晶粒板條馬氏體、細晶粒下貝氏體、殘餘奧氏體 (R A)、P F、D F、A F、U B、D U B 等。此具體實例提供通常介於本發明下限範圍內之抗張強度，即約略且大於

五、發明說明(8)

8 3 0 M P a (1 2 0 k s i) 之抗張強度。如本發明所詳述，N C 值——由該鋼之化學所定義之因子（進一步討論於本發明及辭彙中）亦影響本發明鋼材之強度及厚區段能力，及顯微結構。

而且，與本發明前述目的相同地，根據本發明加工之鋼材特別適用於許多低溫應用，其中就厚度約 2 5 毫米（1 英吋）及較大之鋼板而言，該鋼材具有以下特徵，以不限制本發明為佳：（i）於底板橫向及焊接 H A Z 中，D B T T 低於約 -62°C （ -80°F ），以低於約 -73°C （ -100°F ）為佳，低於約 -100°C （ -150°F ）為佳，而低於 -123°C （ -190°F ）更佳，（ii）抗張強度大於約 8 3 0 M p a (1 2 0 k s i)，以大於約 8 6 0 M p a (1 2 5 k s i) 為佳，大於約 9 0 0 M P a (1 3 0 k s i) 更佳，而大於約 1 0 0 0 M P a (1 4 0 k s i) 更佳，（iii）較優越之焊接性，及（iv）較標準市售 H S L A 鋼材改善之韌性。

圖式簡單說明

參照以下詳述及附圖可進一步明瞭本發明之優點，其中：

圖 1 A 係為連續冷卻轉相（C C T）圖，顯示本發明於鋼材中產生微分層顯微結構之奧氏體時效化方法；

圖 1 B 係為連續冷卻轉相（C C T）圖，顯示本發明於鋼材中產生 F G B 顯微結構之奧氏體時效化方法；

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

結

五、發明說明(9)

圖 2 A (先前技藝) 係為一流程圖，顯示於習用鋼材中下貝氏體及馬氏體之混合顯微結構中經由板條邊界使解理斷裂擴張；

圖 2 B 係顯示因為本發明鋼材中之微分層顯微結構中存在殘餘奧氏體相而導致扭曲斷裂通道之示意圖；

圖 2 C 係為說明本發明鋼材中 F G B 顯微結構中之扭曲斷裂通道的示意圖；

圖 3 A 係為說明本發明鋼錠於再加熱後之奧氏體晶粒尺寸的示意圖；

圖 3 B 係為鋼錠根據本發明於其中奧氏體再結晶之溫度範圍內熱軋後，但於其中奧氏體非再結晶之溫度範圍內熱軋之前的先前奧氏體晶粒尺寸（參照辭彙）的示意圖；

圖 3 C 係為說明本發明鋼板於完成 T M C P 軋壓時，於奧氏體中之長型渣餅結構的示意圖，整體厚度取向中有極細之有效晶粒尺寸；

圖 4 係為透射式電子顯微相片，顯示鋼板中之微分層顯微結構，表 II 中列為 A 3 ；且

圖 5 係為透射式電子顯微相片，顯示鋼板中之 F G B 顯微結構，表 II 中以 A 5 表示。

主要元件對照

20	低角度邊界
21	貝氏體鐵酸鹽
22	板條

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

結

五、發明說明 (10)

23	殘餘奧氏體
24	裂縫
25	裂縫
26	裂縫
27	高角度邊界
28	板條
29	高角度邊界
30	殘餘奧氏體膜層
32	經再熱鋼錠
32''	鋼板
32'''	經精軋鋼板
33	高角度邊界
D	平均奧氏體晶粒尺寸
D''	平均先前奧氏體晶粒尺寸
D'''	有效晶粒尺寸

雖已針對較佳具體實例描述本發明，但已知本發明不限於此。相反地，本發明涵蓋所有包括於本發明精神及範圍內之所有備擇物、修飾物及同等物，如申請專利範圍所定義。

發明詳述

本發明有關符合前述挑戰之新穎鋼材的發展。本發明係基於鋼材化學及處理之新穎組合，用以同時提供特性及

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

結

五、發明說明 (11)

顯微結構韌性，以降低 D B T T 及增加高抗張強度下之韌性。特性韌性係本發明所詳述之鋼材中臨界合金元素的明智平衡達成。顯微結構韌化係由極細有效晶粒尺寸及促進微分層顯微結構而形成。

本發明根據兩種方式完成有效細晶粒尺寸。首先，使用下文所詳述之熱機械控制軋壓處理（“T M C P”），以於該 T M C P 處理中軋壓終止時於奧氏體中建立渣餅結構。此係本發明顯微結構之整體精煉中的重要第一步驟。其次，經由奧氏體渣餅轉相成微分層結構、F G B 或其混合物之群集，以使奧氏體渣餅進一步精煉。用以描述本發明之“有效晶粒尺寸”意指於本發明 T M C P 處理中完成軋壓後之奧氏體渣餅厚度，且個別意指在該奧氏體渣餅完全轉相為微分層結構或 F G B 群集時之平均群集寬度或平均晶粒尺寸。如下文所詳細討論，圖 3 C 中之 D''' 係說明於本發明 T M C P 處理中完成軋壓時之渣餅厚度。群集係於該渣餅內部形成。圖中未說明群集寬度。此項聯合研究提供極細之有效晶粒尺寸，尤其是於本發明鋼板之厚度取向上。

現在參照圖 2 B，本發明具有主要微分層顯微結構之鋼材中，該主要微分層顯微結構係包括交替板條 28，或為細晶粒下貝氏體或為細晶粒板條馬氏體或其混合物，及殘餘奧氏體膜層 30。該殘餘奧氏體膜層 30 之平均厚度以小於該板條 28 之平均厚度的約 10 百分比為佳。該殘餘奧氏體膜層 30 以小於約 10 毫微米更佳，而板條 28

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

線

五、發明說明 (12)

之平均厚度係約 0.2 微米。細晶粒板條馬氏體及細晶粒下貝氏體係群集產生於由數個相同取向板條所組成之奧氏體渣餅內。一般一渣餅內有一個以上之群集，而群集本身係由約 5 至 8 板條所構成。相鄰群集係由高角度邊界分隔。該群集寬度係為此等結構中之有效晶粒尺寸，而對於抗解理斷裂性及 DBTT 具有重要影響，較細之群集提供較低之 DBTT。本發明中，較佳平均群集寬度係小於約 5 微米，更佳係小於約 3 微米，而更佳係小於約 2 微米。（參照辭彙之“高角度邊界”定義）。

參照圖 2C，圖示 FGB 顯微結構——可為本發明鋼材之主要或次要成分。本發明之 FGB 係為一聚集體，包括貝氏體鐵酸鹽 21 主成分及馬氏體及殘餘奧氏體 23 之混合物粒子的次要成分。本發明之 FGB 具有極細之晶粒尺寸，模擬前述細晶粒板條馬氏體及細晶粒下貝氏體顯微結構之平均群集寬度。該 FGB 可於驟冷至 QST 期間及／或等溫地保持於 QST 期間及／或緩緩自 QST 冷卻期間於本發明鋼材中形成，尤其是厚度 ≥ 2.5 毫米板之中心，於該鋼材中總合金量低及／或若該鋼材不具有充分之“有效”硼——即未緊縛於氧化物及／或氮化物中之硼——的情況下。此等情況下，視該驟冷之冷卻速率及整體板化學而定，FGB 可或為次要或為主要成分。本發明中，FGB 之較佳平均晶粒尺寸係小於約 3 微米，更佳係小於約 2 微米，而更佳係小於約 1 微米。貝氏體鐵酸鹽 21 之相鄰晶粒形成高角度邊界 27，其中該晶界分隔兩個結晶

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

結

五、發明說明 (13)

取向相異一般大於約 15° 之相鄰晶粒，以使此等邊界可極有效地使裂縫偏斜及促進裂縫扭曲。（參照“高角度邊界”之辭彙定義）。本發明之 F G B 中，該馬氏體較佳係具有低碳含量（ ≤ 0.4 重量百分比），具有極少或完全不具有孪晶之位錯型，含有分散之殘餘奧氏體。該馬氏體／殘餘奧氏體有利於韌性及 D B T T。此等次要成分於本發明 F G B 中之體積百分比可視鋼材組成及處理而定，但較佳係低於該 F G B 之約 40 體積百分比，更佳係低於約 20 體積百分比，更佳係低於約 10 百分比。F G B 之馬氏體／殘餘奧氏體粒子可提供附加之裂縫偏斜及扭曲，與前文針對微分層顯微結構具體實例所說明相同。本發明 F G B 之強度——預估約 690 至 760 M P a（100 至 110 k s i）——遠低於細晶粒板條馬氏體或細晶粒下貝氏體——視鋼材之碳含量而定，可大於約 930 M P a（135 k s i）。已發現本發明鋼中碳含量約 0.030 重量百分比至約 0.065 重量百分比，顯微結構中之 F G B 量（以厚度平均）較佳係限於低於約 40 體積百分比，以使該板之強度超過約 930 M p a（135 k s i）。

奧氏體時效化於本發明中用以藉著於環境溫度下促進所需殘餘奧氏體膜層之保留而形成微分層顯微結構。如熟習此技藝者已知，奧氏體時效化係為一種方法，其中奧氏體之時效化係於轉相成下貝氏體及／或馬氏體之前先藉適當之熱處理促進。本發明中，將該鋼板驟冷至適當之

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

結

五、發明說明 (14)

Q S T，之後於環境空氣中緩緩冷卻，或經由其他前述緩緩冷卻方式，直至環境溫度，以促進奧氏體時效化。技藝界中已知奧氏體時效化促進奧氏體之熱安定化，依序於該鋼材實質冷卻至環境或低溫時，導致奧氏體之保留。本發明獨特之鋼材化學與處理之組合，於貝氏體開始轉相時提供充分之延遲時間，驟冷終止後，使該奧氏體適當地時效化，而於該微分層顯微結構中保留該奧氏體膜層。例如，參照圖 1 A，經本發明處理之鋼材的一具體實例，於所示溫度範圍內進行受控軋壓 2（如下文所詳述）；該鋼材自驟冷始點 6 進行驟冷 4 直至終止驟冷點（即 Q S T）8。驟冷於終止驟冷點（Q S T）8 終止後，（i）於一具體實例中，鋼板係實質保持等溫於 Q S T 歷經一段時間，較佳高達約 5 分鐘，之後空氣冷卻至環境溫度，如虛線 1 2 所說明，（i i）於另一具體實例中，該鋼板係於低於約 1.0 °C 每秒（1.8 °F / 秒）速率下自 Q S T 緩緩冷卻最長達約 5 分鐘，之後使該鋼板空氣冷卻至環境溫度，如點線 1 1 所示，（i i i）於另一具體實例中，該鋼板可經空氣冷卻至環境溫度，如虛線 1 0 所示。於不同處理具體實例的任一方法中，於該下貝氏體區 1 4 中形成下貝氏體板條且於馬氏體區 1 6 中形成馬氏體板條之後，保持奧氏體膜層。上貝氏體區域 1 8 及鐵酸鹽 / 珠光體區 1 9 較佳實質最小化或避免。參照圖 1 B，根據本發明處理之鋼材的另一具體實例，即具有異於圖 1 A 所示之處理之鋼材化學的鋼材，其處理係出示於圖 1 A 中，於所示之溫度範圍內

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

結

五、發明說明 (15)

進行受控軋壓 2 (如下文所詳述) ; 之後該鋼材自驟冷始點 6 進行驟冷 4 至終止驟冷點 (即 Q S T) 8 。驟冷於終止驟冷點 (Q S T) 8 終止後, (i) 於一具體實例中, 鋼板係實質保持等溫於 Q S T 歷經一段時間, 較佳高達約 5 分鐘, 之後空氣冷卻至環境溫度, 如虛線 1 2 所說明, (i i) 於另一具體實例中, 該鋼板係於低於約 1 . 0 °C 每秒 (1 . 8 °F / 秒) 速率下自 Q S T 緩緩冷卻最長達約 5 分鐘, 之後使該鋼板空氣冷卻至環境溫度, 如點線 1 1 所示, (i i i) 於另一具體實例中, 該鋼板可經空氣冷卻至環境溫度, 如虛線 1 0 所示。於不同處理具體實例的任一方法中, 於該下貝氏體區 1 4 中形成下貝氏體板條且於馬氏體區 1 6 中形成馬氏體板條之前, 於 F G B 區 1 7 中形成 F G B 。上貝氏體區 (未出示於圖 1 B 中) 及鐵酸鹽 / 珠光體區 1 9 較佳係實質最小化或避免。於本發明鋼材中, 因本發明所述之鋼材化學與處理的新穎結合, 而促進奧氏體時效化。

該微分層顯微結構之貝氏體及馬氏體成分及殘餘奧氏體相係經設計, 以利用細晶粒下貝氏體及細晶粒板條馬氏體之優越強度貢獻, 及殘餘奧氏體之優越抗解理斷裂性。該微分層顯微結構經最佳化, 以於裂縫通路中實質使扭曲最大化, 而促進抗裂縫擴張性, 以提供重要之顯微結構韌化。

本發明 F G B 中之次要成分, 即馬氏體 / 殘餘奧氏體粒子, 作用方式多參照微分層結構, 以提供增高之抗裂縫

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

結

五、發明說明（16）

擴張性。此外，於 F G B 中，該貝氏體鐵酸鹽／貝氏體鐵酸鹽界面及馬氏體－殘餘奧氏體粒子／貝氏體鐵酸鹽界面係為高角度界面，對於增進裂縫扭曲極為有效，因此亦促進抗裂縫擴張性。

根據前文，提供一種製備超高強度鋼板之方法，其具有一顯微結構，包括主要細晶粒板條馬氏體、細晶粒下貝氏體、F G B 或其混合物，其中該方法包括步驟有：（a）加熱一鋼錠至一再熱溫度，足使（i）使該鋼錠實質均質化，（i i）溶解該鋼錠中之實質所有鋮及釩之碳化物及碳氮化物，及（i i i）於該鋼錠中建立原始之奧氏體細晶粒；（b）壓縮該鋼錠，以於其中奧氏體再結晶之第一個溫度範圍內於一或多個熱軋程中形成鋼板；（c）於低於約該 T_{nr} 溫度且高於約 A_{r3} 轉相溫度之第二個溫度範圍內於一或多個熱軋程中進一步壓縮該鋼板；（d）於每秒至少約 10°C 每秒（ $18^{\circ}\text{F}/\text{秒}$ ）之冷卻速率下驟冷該鋼板，至低於約 550°C （ 1022°F ）之驟冷終止溫度（Q S T），較佳係高於約 100°C （ 212°F ），而低於約 M_s 轉相度溫度加 100°C （ 180°F ）且高於約該 M_s 轉相度溫度更佳；及（e）終止該驟冷。該 Q S T 亦可低於 M_s 轉相度溫度。此情況下，前述奧氏體時效化現象仍可應用於在 Q S T 下部分轉相成馬氏體後仍殘留之奧氏體。其他情況下，該 Q S T 可為環境溫度或較低，其中部分奧氏體時效化仍可於驟冷成此 Q S T 之期間發生。於一具體實例中，本發明方法另外包括使該鋼板自 Q S T 經

五、發明說明 (17)

空氣冷卻至環境溫度之步驟。另一具體實例中，本發明方法另外包括使該鋼板保持實質等溫於 Q S T 長達約 5 分鐘，之後使該鋼板經空氣冷卻至環境溫度之步驟。於另一具體實例中，本發明另外包括於低於約 1.0 °C 每秒 (1.8 °F / 秒) 之速率下自該 Q S T 緩緩冷卻該鋼板歷經最長約 5 分鐘，之後使該鋼板經空氣冷卻至環境溫度之步驟。此種處理有利於該鋼板實質轉相成一顯微結構，主要為細晶粒板條馬氏體、細晶粒下貝氏體、F G B 或其混合物。(參照辭彙中對 T_{n r} 溫度及 A_{r 3} 及 M_s 轉相溫度之定義)。

為了確定大於 9 3 0 M P a (1 3 5 k s i) 之高強度及環境溫度及低溫韌性，本發明之鋼材較佳係具有一微分層顯微結構，包括主要之細晶粒下貝氏體、細晶粒板條馬氏體、或其混合物，及最高約 1 0 體積百分比之殘餘奧氏體膜層。該顯微結構包括至少約 6 0 體積百分比至約 8 0 體積百分比之細晶粒下貝氏體、細晶粒板條馬氏體、或其混合物更佳。而該顯微結構包含至少 9 0 體積百分比細晶粒下貝氏體、細晶粒板條馬氏體、或其混合物更佳。該顯微結構之其餘部分可包括殘餘奧氏體 (R A) 、 F G B 、 P F 、 D F 、 A F 、 U B 、 D U B 等。就較低強度即低於約 9 3 0 M p a (1 3 5 k s i) 但高於約 8 3 0 M p a (1 2 0 k s i) 而言，該鋼可具有一顯微結構，主要包括 F G B 。其餘顯微結構可包括細晶粒下貝氏體、細晶粒板條馬氏體、R A 、 P F 、 D F 、 A F 、 U B 、 D U B 等。本發明所有具體實例中，較佳係實質使

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (18)

鋼材中脆化成分諸如 U B 、 孿晶馬氏體及 M A 之形成最小化 (低於該顯微結構之約 1 0 體積百分比 , 以低於約 5 體積百分比更佳) 。

本發明之一具體實例係包括一種製備鋼板之方法 , 其具有一微分層顯微結構 , 主要包括約 2 體積百分比至約 1 0 體積百分比之奧氏體膜層及約 9 0 體積百分比至約 9 8 體積百分比之板條 , 主要為細晶粒馬氏體及細晶粒下貝氏體 , 該方法包括步驟有 : (a) 加熱一鋼錠至一再熱溫度 , 足使 (i) 使該鋼錠實質均質化 , (i i) 溶解該鋼錠中之實質所有銢及釩之碳化物及碳氮化物 , 及 (i i i) 於該鋼錠中建立原始之奧氏體細晶粒 ; (b) 壓縮該鋼錠 , 以於其中奧氏體再結晶之第一個溫度範圍內於一或多個熱軋程中形成鋼板 ; (c) 於低於約該 T_{nr} 溫度且高於約 A_{r3} 轉相溫度之第二個溫度範圍內於一或多個熱軋程中進一步壓縮該鋼板 ; (d) 於每秒至少約 10°C 每秒至 40°C 每秒 ($18^{\circ}\text{F} / \text{秒} - 72^{\circ}\text{F} / \text{秒}$) 之冷卻速率下驟冷該鋼板 , 至一驟冷終止溫度 , 低於約 M_s 轉相溫度加 100°C (180°F) 而高於 M_s 轉相溫度 ; 及 (e) 終止該驟冷 , 該步驟係之進行係利於該鋼板轉相成一微分層顯微結構 , 約 2 體積百分比至約 1 0 體積百分比之奧氏體膜層及約 9 0 體積百分比至約 9 8 體積百分比之主要細晶粒奧氏體及細晶粒下貝氏體之板條。

鋼錠之處理

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (19)

(1) D B T T 之降低

於底板之橫向及於該 H A Z 中達成低 D B T T 例如低於約 -62°C (-80°F) 對於發展低溫應用之新穎 H S L A 鋼而言係為關鍵性之挑戰。技術性挑戰係為於現存 H S L A 技術中保持／增加該強度，而降低 D B T T，尤其是於 H A Z 中。本發明採用合金及處理之組合，以同時改變特性及顯微結構對於抗裂性之影響，以產製於底板及 H A Z 中具有優越之低溫性質的低合金鋼，如下文所描述。

本發明中，顯微結構韌化係用以降低底板鋼材之 D B T T。此種顯微結構韌化係在於精煉奧氏體晶粒尺寸、經由熱機械受控軋壓處理 (T M C P) 修飾晶粒形態、及於該細晶粒內產製微分層及／或細晶粒貝氏體 (F G B) 顯微結構，皆針對於在鋼板中促進該高角度邊界之每單元體積的界面間面積。如熟習此技藝者已知，本發明所使用之“晶粒”意指多晶形材料中之個別結晶，而“晶界”意指於金屬中對應於自一結晶取向轉變成另一者之狹幅區域，而使晶粒彼此分隔。本發明所使用之“高角度晶界”係為分隔兩個結晶取向彼此相異大於約 8° 之相鄰晶粒的晶界。而且，本發明所使用之“高角度邊界”係有效地作為高角度晶界，即傾向使裂縫或斷製轉折之邊界，因此於斷裂通道中誘導扭曲。

T M C P 對於該高角度邊界每單位體積之整體界面面積 S_v 之影響係由下式定義：

五、發明說明 (20)

$$S_v = \frac{1}{d} \left(1 + R + \frac{1}{R} \right) + 0.63(r - 30)$$

其中：

d 係為經熱軋壓之鋼板於其中奧氏體非再結晶之溫度範圍中軋壓之前的平均奧氏體晶粒尺寸（於奧氏體晶粒尺寸之前）；

R 係為縮小比例（原始鋼錠厚度／最終鋼錠厚度）；
且

r 係為該鋼材因於其中奧氏體非再結晶之溫度範圍內熱軋壓而導致厚度壓縮的百分比。

技藝界已知隨著鋼材之 S_v 的增加，DBTT 降低，因為該高角度邊界上斷製通道中之斷裂偏斜及伴生之扭曲所致。市售 TMCP 實驗中，對特定板厚而言，R 值固定，而 r 值之上限一般係為 75。於 R 及 r 之特定固定值下， S_v 可僅因降低 d 而實質增加，如同前式所示。於本發明鋼材中減少 d 時，Ti-Nb 微量合金係與經最佳化之 TMCP 結合使用。就於熱軋／變形期間相同減少總量而言，具有原始較細平均奧氏體晶粒尺寸之鋼材導致較細之最終平均奧氏體晶粒尺寸。因此，於本發明中，Ti-Nb 添加量係針對低再熱實驗而最佳化，同時於 TMCP 期間產生所需之奧氏體晶粒生長抑制。參照圖 3A，使用相對低再熱溫度——較佳係介於約 955℃ 及約 1100℃ 之間（1750°F - 2012°F）以於熱變形之前，於經再熱鋼錠 32' 中得到小於約 120 微秒之平均奧氏體

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

線

五、發明說明 (21)

晶粒尺寸 D' 。本發明之處理避免因於習用 T M C P 中使用較高之再加熱溫度即高於約 1100°C (2012°F) 而使奧氏體過度生長。爲了促使動態再結晶誘導晶粒精煉，於其中奧氏體再結晶之溫度範圍內的熱軋期間，採用大於約 10 百分比之每程負荷減量。現在參照圖 3 B，本發明處理於鋼錠 3 2 “中，於其中奧氏體再結晶之溫度範圍內熱軋（變形）之後，但於其中奧氏體非再結晶之溫度範圍內熱軋之前，提供小於約 50 微米之平均前奧氏體晶粒尺寸 D'' （即 d ），以小於約 30 微米爲佳，小於約 20 微米更佳，而小於約 10 微米更佳。此外，爲於整體厚度取向產生有效晶粒縮小，於低於約 T_{nr} 溫度但高於約 A_{r3} 轉相溫度之溫度範圍內進行負載壓縮，以超過約 70 百分比累積量爲佳。現參照圖 3 C，本發明 T M C P 於經精軋鋼板 3 2 ”中之奧氏體中形成長型渣餅結構，於整體厚度取向中具有極細之有效晶粒尺寸 D''' ，例如，有效晶粒尺寸 D''' 小於約 10 微米，以小於約 8 微米爲佳，而小於約 5 微米更佳，而小於約 3 微米更佳，以促進鋼板 3 2 ”中每單元體積之高角度邊界例如 3 3 之界面面積，如熟習此技藝者已知。（參照辭彙中“整體厚度取向”之定義）。

爲使機械性質中之各向異性大致最小化及促進橫向之韌性及 D B T T，較佳係使奧氏體渣餅寬高比即渣餅長度相對於渣餅厚度之平均比例最小化。本發明經由前述

T M C P 處理參數之控制，使得渣餅之寬高比保持低於約 100，以低於約 75 爲佳，低於約 50 更佳，而低於約

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

結

五、發明說明 (22)

2 5 更佳。

詳言之，本發明鋼材係藉著如本發明所述般地形成具有所需組成之扁錠；將該錠加熱至由約 9 5 5 °C 至約 1 1 0 0 °C (1 7 5 0 °F - 2 0 1 2 °F) 之溫度，以由約 9 5 5 °C 至約 1 0 6 5 °C (1 7 5 0 °F - 1 9 5 0 °F) 為佳；熱軋該錠以於一或多程中形成鋼板，以於其中奧氏體再結晶之第一個溫度範圍內 (即高於約 T_{nr} 溫度) 提供約 3 0 百分比至約 7 0 百分比之壓縮，再於低於約 T_{nr} 溫度且高於約 A_r3 轉相溫度之第二個溫度範圍內熱軋該鋼板一或多程，以提供約 4 0 百分比至約 8 0 百分比之壓縮。經熱軋之鋼板於至少約 1 0 °C 每秒 (1 8 °F / 秒) 之冷卻速率下驟冷，至低於約 5 5 0 °C (1 0 2 2 °F) 之適當 QST ，於此時終止該驟冷。用以驟冷至 QST 之冷卻速率以快於約 1 0 °C 每秒 (1 8 °F / 秒) 為佳，而快於約 2 0 °C 每秒 (3 6 °F / 秒) 更佳。在不限制本發明下，本發明一具體實例中之冷卻速率係約 1 0 °C 每秒至約 4 0 °C 每秒 (1 8 °F / 秒 - 7 2 °F / 秒)。本發明之一具體實例中，該鋼板係自 QST 經空氣冷卻至環境溫度，如圖 1 A 及圖 1 B 中之虛線所示。另一具體實例中，本發明另一具體實例中，驟冷終止後，該鋼板實質保持等溫於 QST 歷經一段時間，較佳長達約 5 分鐘，之後經空氣冷卻至環境溫度，如圖 1 A 及圖 1 B 中之虛線 1 2 所說明。圖 1 A 及 1 B 之虛線 1 1 所說明之另一具體實例中，該鋼板係於較空氣冷卻慢之速率下自 QST 緩緩冷卻，即於低於約 1 °C

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (23)

每秒 (1 . 8 °F / 秒) 之速率下，以長達約 5 分鐘為佳。

該鋼板可藉任何方式實質保持等溫於 Q S T，如熟習此技藝者已知，諸如於該鋼板上放置一熱覆層。該鋼板可於驟冷藉任何適當之方式終止後於低於約 1 °C / 秒 (1 . 8 °F / 秒) 之速率下緩緩冷卻，如熟習此技藝者已知，諸如於該鋼板上放置一絕緣覆層。

如熟習此技藝者已知，本發明所使用之厚度壓縮意指鋼錠或鋼板於所述之壓縮前的厚度壓縮之百分比。在僅供說明而不限制本發明之原則下，具有約 2 5 4 毫米 (1 0 英吋) 厚度之鋼錠可於第一個溫度範圍內壓縮約 5 0 百分比 (5 0 百分比壓縮)，直至厚度約 1 2 7 毫米 (5 英吋)，之後於第二個溫度範圍內壓縮約 8 0 百分比 (8 0 百分比壓縮)，以得到約 2 5 毫米 (1 英吋) 之厚度。本發明所使用之“扁錠”意指具有任何尺寸之鋼塊。

該鋼錠較佳係藉適當之方式加熱，以提供實質整體錠塊之溫度，較佳係整體錠塊藉著置入一爐中歷經一段時間而達到所期望之再加熱溫度。應使用於本發明任何鋼材組成物中之特定再加熱溫度可由熟習此技藝者輕易決定，或藉由實驗或使用適當之模式計算。此外，將實質整體錠塊之溫度提高至所需再加熱溫度所需之爐溫及再加熱時間可由熟習此技藝者參照標準工業刊物而輕易決定。

除了施加於實質整體錠塊之再加熱溫度之外，用於描述本發明方法之高續溫度係為於鋼材表面測得之溫度。該鋼材表面溫度可使用例如光學高溫計測量，或藉任何適用

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (24)

於測定鋼材表面溫度之任何其他裝置測量。本發明所使用之冷卻速率意指於該板厚度之中心，或實質中心；而驟冷終止溫度 (Q S T) 係為於驟冷終止後於板面上所達到之最高或實質最高溫度，因為熱係自該板之厚度中間傳遞。例如，於本發明鋼材組成物之實驗熱處理期間，熱偶係置於鋼板厚度之中心或實質中心，以測定中心溫度，而表面溫度係使用光學高溫計測量。中心溫度與表面溫度間之關係係於使用鋼材組成物於後續處理期間所發展，使得該中心溫度可經由直接測量表面溫度而決定。而且，該驟冷流體達成所需之加速冷卻速率所需之溫度及流速可由熟習此技藝者根據標準工業刊物決定。

就本發明之任何鋼材組成物而言，界定該再結晶範圍及非再結晶範圍間之邊界的溫度 — T_{nr} 溫度係視該鋼材之化學尤其是碳濃度及鉬濃度、軋壓前之再加熱溫度、及該軋壓過程之壓縮量而定。熟習此技藝者可藉由實驗或模型計算而決定本發明特定鋼材所使用之溫度。相同地，本發明所使用之 A_{r3} 及 M_s 轉相溫度可由熟習此技藝者針對任何鋼材藉由實驗或模型計算而決定。

所描述之 T M C P 實驗導致高 S_v 值。此外，再次參照圖 2 B，於奧氏體時效化期間產生之微分層顯微結構藉著於下貝氏體或板條馬氏體之板條 2 8 與殘餘奧氏體膜層 3 0 間提供數個高角度界面 2 9 而進一步增加該界面面積。或，現在參照圖 2 C，於本發明另一具體實例中，奧氏體時效化期間所產生之 F G B 顯微結構藉著於貝氏體鐵酸

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (25)

鹽 2 1 及馬氏體及殘餘奧氏體 2 3 粒子間或貝氏體鐵酸鹽 2 1 之相鄰晶粒間提供數個高角度界面 2 7 而進一步增加界面面積，其中晶界即界面分隔兩個結晶取向一般相異約 15° 以上之相鄰晶粒。個別顯示於圖 2 B 及圖 2 C 中之微分層及 F G B 結構可同等於習用貝氏體／馬氏體板條結構，而不產生板條間殘餘奧氏體膜層，如圖 2 A 所示。圖示於圖 2 A 之習用結構之特徵為低角度邊界 2 0（即有效地作為低角度晶界（參照辭彙）之邊界），例如主要下貝氏體及馬氏體之板條 2 2 間；因此，一旦開始解理斷裂，其可經由板條邊界 2 0 擴張，而極少改變取向。相反地，本發明鋼材中之微分層顯微結構，如圖 2 B 所示，使裂縫通道明顯扭曲。此因自例如下貝氏體或馬氏體之板條 2 8 所起始之裂縫 2 6 例如易於各個具有殘餘奧氏體膜層 3 0 之高角度界面 2 9 上改變平面，即改變取向，因為解理及滑動平面於貝氏體及馬氏體成分及殘餘奧氏體相中具有不同之取向。此外，殘餘奧氏體膜層 3 0 使形成中之裂縫 2 6 變鈍，而於裂縫 2 6 擴張貫穿該殘餘奧氏體膜層 3 0 之前進一步吸收能量。該鈍化係因數種因素而產生。首先，該 F C C（本發明所定義）殘餘奧氏體不具有 D B T T 性質，而剪切過程僅保留裂縫延伸機構。其次，當該負載／應變於裂縫尖端超過特定高值時，介穩性奧氏體可經由應力或應變誘導轉相成馬氏體，而導致轉相誘導塑性（T R I P）。該 T R I P 導致重要之能量吸收且降低裂縫尖端應力強度。最後，由 T R I P 過程形成之板條馬氏體

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

線

五、發明說明（26）

具有異於預先存在之貝氏體或板條馬氏體成分之解理及滑動平面取向，使裂縫通道更為扭曲。如圖 2 B 所示，淨結果係為微分層顯微結構中之抗裂縫擴張性大幅改善。再次參照圖 2 C，本發明之 F G B 顯微結構對於裂縫偏斜及扭曲產生與參照圖 2 B 所描述之微分層顯微結構相同之效果，如圖 2 C 之裂縫 2 5 所示。

本發明鋼材之微分層顯微結構中之下貝氏體／殘餘奧氏體或板條馬氏體／殘餘奧氏體界面及本發明鋼材 F G B 顯微結構中之貝氏體鐵酸鹽晶粒／貝氏體鐵酸鹽晶粒或貝氏體鐵酸鹽晶粒／馬氏體及殘餘奧氏體粒子界面具有優越之界面鍵結強度，而此迫使裂縫偏斜，而非界面脫鍵結。該細晶粒板條馬氏體及細晶粒下貝氏體以群集形式產生，群集間具有高角度邊界。一渣餅內形成數個群集。此提供進一步之結構精煉度，促進裂縫於該渣餅內擴張貫穿此等群集。而實質增加 S_v ，而降低 $DBTT$ 。

雖然前述顯微結構研究可用於降低鋼底板之 $DBTT$ ，但其未能於該焊接 H A Z 之粗晶粒區中充分地降低 $DBTT$ 。因此，本發明提出一種使用合金元素而於焊接 H A Z 之粗晶粒區中保持充分低 $DBTT$ 值之方法，如下文所描述。

主要之鐵酸鹽低溫鋼通常係以體心立方（B C C）晶格為主。雖然此種結晶系統具有於低成本下提供高強度之潛能，但其隨著溫度降低而迅速地自塑性轉變為脆性斷裂。此主因係為該臨界分切應力（C R S S）（本發明所定

五、發明說明 (27)

義) 對 B C C 系統中之溫度的高敏感性，其中 C R S S 隨著溫度之降低而劇幅增高，使得剪切過程及塑性斷裂更為困難。另一方面，該脆性斷裂過程諸如解理之臨界應力對溫度較不敏感。因此，隨著溫度的降低，解理變成有利之斷裂模式，導致開始低能量脆性斷裂。該 C R S S 係為該鋼材之特性，對於位錯可於變形時交叉滑動之簡易度敏感；即，較容物交叉滑動之鋼材亦具有低 C R S S，及因此所致之低 D B T T。已知部分面心立方 (F C C) 安定劑諸如 N i 可促進交叉滑動，而 B C C 安定合金元諸如 S i、A l、M o、N b 及 V 阻礙交叉滑動。本發明中，F C C 安定合金元素諸如 N i 及 C u 之含量較佳係經最佳化，考慮成本及降低 D B T T 之優點之下，N i 合金較佳至少約 1.0 重量百分比，至少約 1.5 重量百分比更佳；而鋼材中 B C C 安定合金元件之含量實質經最小化。

因本發明鋼材之獨特化學及處理組合所產生之特性及顯微結構韌化之結果，該鋼材在焊接後於底板及 H A Z 中同時具有優越之低溫韌性。焊接此等鋼板後於底板橫向及 H A Z 中之 D B T T 同時低於約 -62°C (-80°F)，可低於約 -107°C (-160°F)。

(2) 大於 830 M p a (120 k s i) 之抗張強度及厚區段能力

微分層結構之強度主要係由該板條馬氏體及下貝氏體之碳含量決定。本發明低合金鋼中，奧氏體時效化係用以

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (28)

使該鋼板中之殘餘奧氏體含低高達約 10 體積百分比，約 1 體積百分比至約 10 體積百分比較佳，而約 1 體積百分比至約 5 體積百分比更佳。就提供所期望之奧氏體體積分率及奧氏體時效化中貝氏體起始之延遲而言，Ni 及 Mn 添加量個別以約 1.0 重量百分比至約 3.0 重量百分比及最高約 2.5 重量百分比（較佳約 0.5 重量百分比至約 2.5 重量百分比）特佳。銅添加量較佳約 0.1 重量百分比至約 1.0 重量百分比，亦使奧氏體於奧氏體時效化期間安定化。

本發明中，於相對低碳含量下得到所期望之強度，同時於底鋼材及 HAZ 中得到焊接性及優越韌性之優點。為得到大於 830 MPa (120 ksi) 之抗張強度，整體合金中最低約 0.03 重量百分比 C 為佳。

雖然本發明經回火鋼材中除 C 以外之合金元素實質上不合理地被視為該經回火鋼中最大可達到強度，但期望此等元素針對等於或大於約 25 毫米 (1 英吋) 之板厚及針對處理容許度所需之冷卻速率範圍提供所需之厚區段能力及強度。此點極為重要，因為厚板中間區段之實際冷卻速率低於表面。該表面及中心之顯微結構因此相當不同，除非該鋼材係設計以消除其對於板面及板中心間冷卻速率差異的敏感度。就此言之，Mn 及 Mo 合金添加劑，尤其是 Mn、Mo 及 B 之結合添加特別有效。本發明中，此等添加劑係針對硬化性、焊接性、低 DBTT 及成本考量而最佳化。如本發明前文所述，就降低 DBTT 之觀點而言，

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (29)

B C C 合金添加量需保持最小值。較佳之化學標的及範圍係用以符合此等及其他本發明需求。

本發明鋼材爲了針對等於或大於約 2 5 毫米之板厚達到該強度及厚區段能力，N c ——由下文所述之鋼材化學定義之因子——對於含有有效 B 添加劑之鋼材而言較佳係介於約 2 . 5 至約 4 . 0 範圍內，就未添加 B 之鋼材而言較佳係介於約 3 . 0 至約 4 . 5 範圍內。就本發明含 B 之鋼材而言，N c 較佳係大於約 2 . 8 ，更佳係大於約 3 . 0 。就未添加 B 之本發明鋼材而言，較佳係大於約 3 . 3 ，而更佳係大於約 3 . 5 。本發明 N c 介於較佳範圍之高點的鋼材（即，對添加有效 B 之鋼材而言係大於約 3 . 0 ，對未添加 B 之鋼材而言係爲 3 . 5 ）在根據本發明目的加工時，產生一顯微結構，主要包括經回火之細晶粒下貝氏體、經回火之細晶粒板條馬氏體、或其混合物，及最高約 1 0 體積百分比之殘餘奧氏體膜層。另一方面，N c 介於前述較佳範圍之下限的鋼材易形成主要爲 F G B 之顯微結構。

$$N C = 1 2 . 0 * C + M n + 0 . 8 * C r + 0 . 1 5 * (N i + C u) + 0 . 4 * S i + 2 . 0 * V + 0 . 7 * N b + 0 . 1 5 * M o$$

，其中 C ， M n ， C r ， N i ， C u ， S i ， V ， N b ， M o 係表示其於鋼材中之個別重量百分比。

(3) 低熱輸入焊接之優越焊接性

本發明鋼材係針對優越之焊接性而設計。最重要的是，尤其是低熱輸入焊接，於粗晶粒 H A Z 中冷斷裂或氫斷

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

線

五、發明說明 (30)

裂。已發現就本發明鋼材而言，冷斷裂敏感性受到碳含量及 H A Z 顯微結構類型之重要影響，而非技藝界視為重要參數之硬度及碳當量。為了避免該鋼材於不預熱或低預熱（低於約 1 0 0 °C（2 1 2 °F））焊接條件下焊接時斷裂，碳添加量之上限係約 0 . 1 重量百分比。本發明所使用——不限制本發明——之“低熱輸入焊接”意指使用最高約 2 . 5 仟焦耳每毫米（K J / m m）（7 . 6 K J / 英吋）之弧能量焊接。

下貝氏體或自動回火板條馬氏體顯微結構對冷斷裂提供優越之阻抗。本發明鋼材中之其他合金元素係經謹慎地平衡，同等於硬度及強度需求，以確定於粗晶粒 H A Z 中形成此等所需之顯微結構。

合金元素於鋼錠中之角色

各種合金元素之角色及其使用於本發明之較佳濃度極限係描述於下文：

碳（C）係為鋼材中最有效之強化元素中之一。亦與鋼材中之強碳化物形成劑諸如 T i、N b 及 V 結合，以提供晶粒生長抑制及析出強化。碳亦增進硬度，即於冷卻期間於鋼材中形成較硬且較強顯微結構的能力。若該碳含量大於約 0 . 1 2 重量百分比，則該鋼材易於焊接期間冷斷裂，而降低該鋼板及其 H A Z 於焊接時之韌性。約 0 . 0 3 重量百分比至約 0 . 1 2 重量百分比範圍內之碳含量有利於產生所期望之強度及 H A Z 顯微結構，即自動回火板條馬氏

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

線

五、發明說明 (31)

體及下貝氏體。更佳之碳含量上限係約 0.07 重量百分比。

錳 (M n) 係為鋼材中之基質強化劑，亦對硬度有極大貢獻。M n 係為促進微分層顯微結構且防止厚區段板中之過量 F G B (導致強度降低) 之關鍵而平價合金添加劑。M n 添加可用以得到奧氏體時效化所需之貝氏體轉相延遲時間。於厚度超過約 25 毫米 (1 英吋) 之板中達成所需之高強度時，以最少量 0.5 重量百分比 M n 為佳，而最少量至少約 1.0 重量百分比之 M n 更佳。添加至約 1.5 重量百分比之 M n 更有利於高鋼板強度及處理可撓性，因為 M n 於低於約 0.07 重量百分比之低標準下即對硬度具有深遠之影響。然而，太多 M n 有害於韌性，本發明之 M n 上限以約 2.5 重量百分比為佳。該上限亦有利於實質使中心線偏析減至最少，其易發生於高 M n 連續鑄鋼中，所附帶之顯微結構及性質之厚度不均勻。M n 含量之上限以約 2.1 重量百分比更佳。若鎳含量增加至高於約 3 重量百分比，則可在不添加錳下達到所需之高強度。因此，於寬義上，以高達約 2.5 重量百分比之錳較佳。

矽 (S i) 可添加於鋼中以進行脫氧化，最少係約 0.01 重量百分比。然而，S i 係為強 B C C 安定劑，因此提高 D B T T，亦對韌性具有負面影響。是故，當添加 S i 時，以約 0.5 重量百分比之 S i 的上限為佳。添加 S i 時，S i 含量之上限以約 0.1 重量百分比更佳。脫氧化時並非始終需要矽，因為鋁或鈦可產生相同功能。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (32)

銱 (N b) 係用以促進鋼之經軋壓顯微結構的晶粒細致化，同時改善該強度及韌性。熱軋壓期間之銱碳化物析出係用以延阻再結晶，而抑制晶粒生長，以提供奧氏體晶粒生長之細致化。是故，以至少約 0.02 重量百分比之 N b 為佳。然而，N b 係為強 B C C 安定劑，因此提高 D B T T。太多之 N b 有害於焊接性及 H A Z 焊接性，故最大值以約 0.1 重量百分比為佳。N b 含量之上限以約 0.05 重量百分比為更佳。

鈦 (T i) 當少量添加時，可形成細氮化鈦 (T i N) 粒子，使該鋼材中經軋壓之結構及 H A Z 中之晶粒尺寸皆變細。因此，改善該鋼材之韌性。T i 之添加量係使得 T i / N 之重量比約 3.4 為佳。T i 係強 B C C 安定劑，因此提高 D B T T。過量之 T i 易因形成較粗之 T i N 或碳化鈦 (T i C) 粒子而破壞該鋼材之韌性。低於約 0.008 重量百分比之 T i 含量通常未提供夠細之晶粒尺寸或將該 N 緊縛於該鋼中而成為 T i N，而高於約 0.03 重量百分比將破壞韌性。該鋼材以含有至少約 0.01 重量百分比之 T i 及不高於約 0.02 重量百分比之 T i 更佳。

鋁 (A l) 係添加於本發明鋼材中以進行脫氧化。較佳係至少約 0.001 重量百分比之 A l，而至少約 0.005 重量百分比之 A l 更佳。A l 亦緊縛溶於該 H A Z 中之氮。然而，A l 係為強 B C C 安定劑，因此提高 D B T T。若 A l 含量太高，即高於約 0.05 重量百分比，則易形成氧化鋁 (A l ₂ O ₃) 型夾雜物，易損及該鋼

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (33)

材及其 H A Z 之韌性。A l 含量之上限以約 0 . 0 3 重量百分比更佳。

鉬 (M o) 增加鋼材於直接驟冷時之硬度，尤其是與硼及鈮結合時。M o 亦可促進奧氏體時效化。是故，以至少約 0 . 1 重量百分比之 M o 為佳，而至少約 0 . 2 重量百分比之 M o 更佳。然而，M o 係為強 B C C 安定劑，因此提高 D B T T。過量之 M o 有助於於焊接時冷斷裂，亦傾向破壞該鋼材及 H A Z 之韌性，故以約 0 . 8 重量百分比之最大值為佳，約 0 . 4 重量百分比之最大值更佳。因此，廣義上，以高達約 0 . 8 重量百分比之 M o 為佳。

鉻 (C r) 易增加鋼材於直接驟冷時之硬度。於相同添加量下，C r 可使奧氏體安定化。C r 亦改善抗腐蝕性，及由氫誘導之抗斷裂 (H I C) 性。與 M o 相同地，過量之 C r 易於焊接處造成冷斷裂，亦易損壞該鋼材之韌性，故當添加 C r 時，以約 1 . 0 重量百分比之 C r 最大值為佳。添加 C r 時，C r 含量以約 0 . 2 重量百分比至約 0 . 6 重量百分比更佳。

鎳 (N i) 係為本發明鋼材用以得到所需之 D B T T (尤其是於 H A Z 中) 的重要合金添加物。其係為鋼材中最強 F C C 安定劑中之一。鋼材中之 N i 添加物促進交叉滑動，而降低 D B T T。雖程度與 M n 及 M o 添加量不同，但鋼材中之 N i 添加可促進硬度，而促進厚區段中顯微結構及性質之整體厚度均勻性。N i 添加亦可用於得到奧氏體時效化所需之貝氏體轉相延遲時間。為於焊接 H A Z

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (34)

中達成所需之 D B T T，最小之 N i 含量以約 1.0 重量百分比為佳，約 1.5 重量百分比更佳，而 2.0 重量百分比更佳。因為 N i 係為昂貴之合金元素，故該鋼材之 N i 含量以低於約 3.0 重量百分比為佳，低於約 2.5 重量百分比更佳，而低於約 2.0 重量百分比更佳，低於約 1.8 重量百分比更佳，以實質使該鋼材成本達到最低。

銅 (C u) 係為使奧氏體安定化而產生微分層顯微結構所需之合金添加劑。此時以添加至少約 0.1 重量百分比之 C u 為佳，至少約 0.2 重量百分比更佳。C u 亦為鋼材中之 F C C 安定劑，可於少量下降低 D B T T。C u 亦有利於抗腐蝕性及抗 H I C 性。於較高用量下，C u 經由 ϵ - 銅析出而誘導過度之析出硬化。此析出若未適當地控制，則降低韌性，於底板及 H A Z 中同時提高該 D B T T。較高之 C u 可於扁錠鑄造及熱軋期間導致脆化，需同添加 N i 以供緩和。是故，以約 1.0 重量百分比之上限為佳，而約 0.5 重量百分比之上限更佳。因此，廣義上，以最高約 1.0 重量百分比之 C u 較佳。

硼 (B) 可於低用量下極平價地大幅增加該鋼材之硬度，而藉著於該底板及粗晶粒 H A Z 中抑制鐵酸鹽、上貝氏體及 F G B 之形成，而於厚 (≥ 25 毫米) 區段鋼板中促使下貝氏體鋼材顯微結構及板條馬氏體顯微結構之形成。此情況通常需要至少約 0.0004 重量百分比之 B。當硼添加於本發明之鋼材時，以由約 0.0006 重量百分比至約 0.0020 重量百分比為佳，而約 0.0015 重量百

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (35)

分比之上限更佳。然而，若鋼材中之其他合金提供適當之硬度及所需之顯微結構，則不需添加硼。

本發明鋼材之描述及實施例

300磅表Ⅱ所列之化學合金經真空感應熔化（VIM），鑄造成至少130毫米厚之圓錠或扁錠，之後鍛造或機械加工成130毫米×130毫米×200毫米之長錠。該圓形VIM錠中之一進行真空弧再熔化（VAR）而成為圓錠，並鑄造成扁錠。該錠如下文所述般地於實驗室軋鋼機中進行TMCP處理。表Ⅱ列示該TMCP處理使用之合金的化學組成。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

線

五、發明說明 (36)

表 II

合 金

	A1	A2	A3	A4	A5
熔 化	VIM	VIM	VIM+VAR	VIM	VIM
C(wt%)	0.063	0.060	0.053	0.040	0.037
Mn(wt%)	1.59	1.49	1.72	1.69	1.65
Ni(wt%)	2.02	2.99	2.07	3.30	2.00
Mo(wt%)	0.21	0.21	0.20	0.21	0.20
Cu(wt%)	0.30	0.30	0.24	0.30	0.31
Nb(wt%)	0.030	0.032	0.029	0.033	0.031
Si(wt%)	0.09	0.09	0.12	0.08	0.09
Ti(wt%)	0.012	0.013	0.009	0.013	0.010
Al(wt%)	0.011	0.015	0.001	0.015	0.008
B(ppm)	10	10	13	11	9
O(ppm)	15	18	8	15	14
S(ppm)	18	16	16	17	18
N(ppm)	16	20	21	22	23
P(ppm)	20	20	20	20	20
Cr(wt%)	--	--	--	0.05	0.19
Nc	3.07	3.08	3.07	3.11	2.94

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (37)

該扁錠先於由約 1 0 0 0 °C 至約 1 0 5 0 °C (1 8 3 2 °F 至約 1 9 2 2 °F) 之溫度範圍內再加熱約 1 小時，之後開始根據表 III 所示之 T M C P 程序表軋壓：

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (38)

表 III

程 數	該 程 後 之 厚 度 (毫 米)	溫 度 , °C				
		A1	A2	A3	A4	A5
0	130	1007	1005	1000	999	1051
1	117	973	973	971	973	973
2	100	963	962	961	961	961
延 遲 , 側 面 鋤 塊						
3	85	870	868	868	868	867
4	72	860	855	856	858	857
5	61	850	848	847	847	833
6	51	840	837	837	836	822
7	43	834	827	827	828	810
8	36	820	815	804	816	791
9	30	810	806	788	806	770
10	25	796	794	770	796	752
QST(°C)		217	187	177	189	187
冷 卻 至 QST 之 速 率 (°C /s)		29	28	25	28	25
自 QST 冷 卻 至 環 境 溫 度		-----環 境 空 氣 冷 卻 -----				
渣 餅 厚 度 , 微 米		2.41	3.10	2.46	2.88	2.7
(於 1/4 板 厚 處 測 量						

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (39)

根據表 III 所示之較佳 T M C P 處理，該板試樣 A 1 至 A 4 之顯微結構主要係細晶粒板條馬氏體，形成微分層顯微結構，於馬氏體板條邊界上具有高達約 2.5 體積百分比之殘餘奧氏體層。該顯微結構之其他次要成分係於此等試樣 A 1 至 A 4 中之變數，但包括低於約 10 體積百分比之細晶粒下貝氏體及由約 10 至約 25 體積百分比之 F G B。

表 II 及 III 之兩板之橫向抗張強度及 D B T T 皆列示於表 IV 中。列示於表 IV 中之抗張強度及 D B T T 皆係於橫向測量，即位於軋壓平面但與該板軋壓取向垂直，其中拉伸試樣之縱向及 Charpy V-Notch 試驗條實質平行於此取向，而斷製擴張實質垂直於此取向。本發明之重要優點係為根據前文所述之方式於橫向得到表 IV 所列示之 D B T T 值的能力。參照圖 4，透射式電子顯微相片顯示表 II 中以 A 3 表示之鋼板中的微分層顯微結構。圖 4 所說明之顯微結構主要係包括板條馬氏體 4 1，大部分馬氏體板條邊界上皆具有薄殘餘奧氏體膜 4 2。圖 4 顯示表 II 至 IV 列示之本發明鋼材 A 1 至 A 4 之主要微分層顯微結構。此顯微結構提供約 1000 MPa (145 ksi) 及更高之高強度 (橫向)，橫向上具有優越之 D B T T，如表 IV 所示。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (40)

表 IV

合 金	A1	A2	A3	A4	A5
抗 張 強 度 ,MPa(ksi)	1000	1060	1115	1035	915
	(145)	(154)	(162)	(150)	(133)
DBTT, °C (°F)	-117	-133	-164	-140	-111
	(-179)	(-207)	(-263)	(-220)	(-168)

在不限制本發明之下，表 IV 所示之 D B T T 值對應於由 A S T M 說明書 E - 2 3 所列表之標準方法的 Charpy V-Notch 耐衝擊試驗實驗測定之 5 0 百分比能量轉換溫度，如熟習此技藝者已知。Charpy V-Notch 耐衝擊試驗係為用以測量鋼材韌性眾所周知之試驗。參照表 II，N c 低於鋼板 A 1 - A 4 之鋼板 A 5 顯示主要 F G B 顯微結構，說明此鋼板試樣中之較低強度。已發現此鋼板中有約 4 0 體積百分比之細晶粒板條馬氏體。現在參照圖 5，透射式電子顯微相片 (T E M) 顯示表 II 中列為 A 5 之鋼板中的 F G B 顯微結構。該 F G B 係為貝氏體鐵酸鹽 5 1 (主要相) 及馬氏體 / 殘餘奧氏體粒子 5 2 (次要) 之聚集體。詳言之，圖 5 顯示一 T E M 相片，顯示等軸 F G B 顯微結構，包括貝氏體鐵酸鹽 5 1 及馬氏體 / 殘餘奧氏體粒子 5 2，存在於本發明鋼材之特定具體實例中。

(4) 需要焊接後熱處理 (P W H T) 時之較佳鋼材組成

P W H T 一般係於高溫下進行，例如高於約 5 4 0 °C

五、發明說明 (41)

(1 0 0 0 °F) 。 P W H T 之熱曝露可導致底板及焊接熱影響區中因亞結構之復原 (即喪失處理優點) 及滲碳體之粗糙化而致顯微結構軟化，而喪常強度。為克服此項缺點，前述底板化學較佳係藉著添加少量釩而修飾。添加釩，以於 P W H T 時藉著於底板及 H A Z 中形成細碳化釩 (V C) 粒子而產生析出強化。此種強化係設計以實質補償 P W H T 時之強度損失。然而，應避免過度之 V C 強化，因其可同時降低該底板及其 H A Z 中之韌性，且提高 D B T T 。本發明中，V 之上限因此以約 0.1 重量百分比為佳。下限係以約 0.02 重量百分比為佳。於該鋼材中添加約 0.03 重量百分比至約 0.05 重量百分比之 V 更佳。

本發明鋼材之分階性質組合針對特定低溫操作提供低成本技術，例如於低溫下儲存及輸送天然氣。此等新穎之鋼材可針對低溫應用提供較目前技藝界市售鋼材節省成本之材料，目前之市售鋼材通常需要高出許多之鎳含量 (高達約 9 重量百分比) ，而具有遠較為低之強度 (低於約 830 MPa (120 ksi)) 。使用化學及顯微結構設計以降低 D B T T ，針對等於或超過約 25 毫米 (1 英吋) 之區段厚度提供厚區段能力。此等新穎之鋼材較佳具有低於約 3.5 重量百分比之鎳含量，高於約 830 MPa (120 ksi) 之抗張強度，以高於約 860 MPa (125 ksi) 為佳，高於約 900 MPa (130 ksi) 更佳，而高於約 1000 MPa (145 ksi) 更佳，基礎金屬橫向之塑性－脆性轉變溫度 (D B T T

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (42)

) 係低於約 -62°C (-80°F) , 以低於約 -73°C (-100°F) 為佳 , 低於約 -100°C (-150°F) 更佳 , 而低於約 123°C (-190°F) 更佳 , 而於

D B T T 下提供優越之韌性。若需促進焊接後之性能 , 則此等鋼材之鎳含量增高至高於約 3 重量百分比。預測每增加 1 重量百分比之鎳添加量 , 則使該鋼材之 D B T T 降低約 10°C (18°F) 。鎳含量以低於 9 重量百分比為佳 , 低於約 6 重量百分比更佳。鎳含量較佳係最小化 , 以使該鋼材之成本最低化。

雖然已針對一或多個較佳具體實例描述前述發明 , 但已知可在不偏離本發明範圍 (以下申請專利範圍所定義) 下進行其他修飾。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (43)

辭彙解釋

A _{c1} 轉相溫度：	加熱期間開始形成奧氏體之溫度；
A _{c3} 轉相溫度：	加熱期間鐵酸鹽完全轉相成奧氏體之溫度；
AF：	針狀鐵酸鹽；
Al ₂ O ₃ ：	氧化鋁；
A _{r3} 轉相溫度：	冷卻期間奧氏體開始轉相成鐵酸鹽之溫度；
BCC：	體心立方；
滲碳體：	富含鐵之碳化物；
冷卻速率：	於該板厚度中心或實質中心之冷卻速率；
CRSS(臨界分切應力)：	鋼材之特性,對於位錯可於變形時交叉滑動之簡易度敏感,即較易交叉滑動之鋼材亦具有低 CRSS,因此具有低 DBTT;
低溫：	低於約 -40℃ (-40°F)之任何溫度；
DBTT(塑性-脆性轉變溫度)：	於結構鋼中界定兩個斷裂過程；低於 DBTT 之溫度下,易因低能解理(脆性)斷裂而產生損壞,而於高於 DBTT 之溫度下,易因高能塑性斷裂而產生損壞；
DF：	變形之鐵酸鹽；
DUB：	變形之上貝氏體；

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (44)

有效晶粒尺寸： 本發明中，意指在根據本發明於 TMCP 中完成軋壓時之平均奧氏體渣餅厚度，及個別意指該奧氏體渣餅完全轉相成板條馬氏體/下貝氏體群集或 FGB 時之平均群集寬度或晶粒尺寸；

FCC： 面心立方；

FGB(細晶粒貝氏體)： 本發明用以描述一聚集體，包括貝氏體鐵酸鹽主成分及馬氏體及殘餘奧氏體之混合粒子的次要成分；

晶粒： 多晶材料中之個別結晶；

晶界： 於一金屬中對應於自一結晶取向轉變成另一者，因而使晶粒彼此分隔之狹窄區域；

HAZ： 熱影響區；

HIC： 氫誘導斷裂；

高角度邊界或界面： 有效地作為高角度晶界之邊界或界面，即，傾向使一擴張之裂縫或斷裂偏斜，因而於斷裂通道中誘導扭曲之邊界或界面；

高角度晶界： 分隔結晶取向相異大於約 8° 之兩相鄰晶粒之晶界；

HSLA： 高強度，低合金；

臨界間再加熱： 加熱(或再加熱)至由約 A_{c1} 轉相溫度至約 A_{c3} 轉相溫度之溫度；

低合金鋼： 含有鐵且總合金添加劑低於約 10 重量百分比之鋼材；

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (45)

低角度晶界： 分隔兩個結晶取向相異小於約 8° 之相鄰晶粒的晶界；

低熱輸入焊接： 使用高達約 2.5 仟焦耳 / 毫米 (7.6 仟焦耳 / 英吋) 之弧能量焊接；

MA： 馬氏體 - 奧氏體；

主要： 用以描述本發明，意指至少約 50 體積百分比；

次要： 用以描述本發明，意指低於約 50 體積百分比；

Ms 轉相溫度： 奧氏體於冷卻期間開始轉相成馬氏體之溫度；

Nc： 由鋼材之化學所定義之因子， $\{NC = 12.0 * C + Mn + 0.8 * Cr + 0.15 * (Ni + Cu) + 0.4 * Si + 2.0 * V + 0.7 * Nb + 0.15 * Mo\}$ ，其中 C, Mn, Cr, Ni, Cu, Si, V, Nb, Mo 係表示其於鋼材中之個別重量百分比

PF： 多邊形鐵酸鹽；

主要地 / 主要： 用以描述本發明，意指至少約 50 體積百分比；

先前奧氏體晶粒尺寸： 經熱軋鋼板於其中奧氏體非再結晶之溫度範圍內軋壓之前的平均奧氏體晶粒尺寸；

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (46)

驟冷：	用以描述本發明,藉任何方式加速冷卻,與空氣冷卻不同地,採用易增加該鋼材之冷卻速率的流體;
驟冷終止溫度 (QST):	於驟冷終止後於板面上所達到之最高或實質最高溫度,因為熱係自該板之厚度中間傳遞;
RA:	殘餘奧氏體;
扁錠:	具有任何尺寸之勻塊;
Sv:	於鋼板中每單位體積高角度邊界之總界面面積;
TEM:	透射式電子顯微相片;
抗張強度:	拉伸試驗,最大負載對原始剖面積之比例;
厚區段能力:	提供實質所需之顯微結構及性質(例如強度及韌性)之能力,尤其是等於或大於約25毫米(1英吋)之厚度;
整體厚度取向:	與軋壓面正交之取向;
TiC:	碳化鈦;
TiN:	氮化鈦;
T _{nr} 溫度:	低於奧氏體非再結晶之溫度;
TMCP:	熱機械控制軋壓處理;
橫向:	位於軋壓平面中但垂直於板軋取向之取向;
UB:	上貝氏體;
VAR:	真空弧再熔化;及

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (47)

VIM: 真空感應熔化。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

四、中文發明摘要(發明之名稱： 具有優異低溫韌性之超高強度的)
經奧氏體時效處理鋼

一種超高強度、可焊接、低合金鋼，當焊接時於底板及熱影響區(HAZ)中具有優越之低溫韌性，具有高於約830 MPa (120 ksi)之抗張強度及一顯微結構，包括(i)主要細晶粒下貝氏體、細晶粒板條馬氏體、細晶粒貝氏體(FGB)、或其混合物，及(ii)最高約10體積百分比之殘餘奧氏體，其係藉著加熱包含鐵及特定重量百分比之部分或所有添加劑碳、錳、鎳、氮、銅、鉻、鉬、矽、鈮、鈇、鈦、鋁、及硼之鋼錠；壓縮該錠，以於奧氏體再結晶之溫度範圍內於一或多程中形成鋼板；於低於該奧氏體再結晶溫度且高於 A_{r3} 轉相溫度之溫度範圍內，分一或多程精軋該鋼板；經精軋之鋼板驟冷至適當之驟冷終止溫度(QST)；終止驟冷；及或使該鋼板實質保持等溫於QST一段時間或於空氣冷卻之前緩緩冷卻該鋼板，或單純地以空氣將該鋼板冷卻至環境溫度。

英文發明摘要(發明之名稱：)

ULTRA-HIGH STRENGTH AUSAGED STEELS WITH EXCELLENT CRYOGENIC TEMPERATURE TOUGHNESS

An ultra-high strength, weldable, low alloy steel with excellent cryogenic temperature toughness in the base plate and in the heat affected zone (HAZ) when welded, having a tensile strength greater than about 830 MPa (120 ksi) and a microstructure comprising (i) predominantly fine-grained lower bainite, fine-grained lath martensite, fine granular bainite (FGB), or mixtures thereof, and (ii) up to about 10 vol% retained austenite, is prepared by heating a steel slab comprising iron and specified weight percentages of some or all of the additives carbon, manganese, nickel, nitrogen, copper, chromium, molybdenum, silicon, niobium, vanadium, titanium, aluminum, and boron; reducing the slab to form plate in one or more passes in a temperature range in which austenite recrystallizes; finish rolling the plate in one or more passes in a temperature range below the austenite recrystallization temperature and above the A_{r3} transformation temperature; quenching the finish rolled plate to a suitable Quench Stop Temperature (QST); stopping the quenching; and either, for a period of time, holding the plate substantially isothermally at the QST or slow-cooling the plate before air cooling, or simply air cooling the plate to ambient temperature.

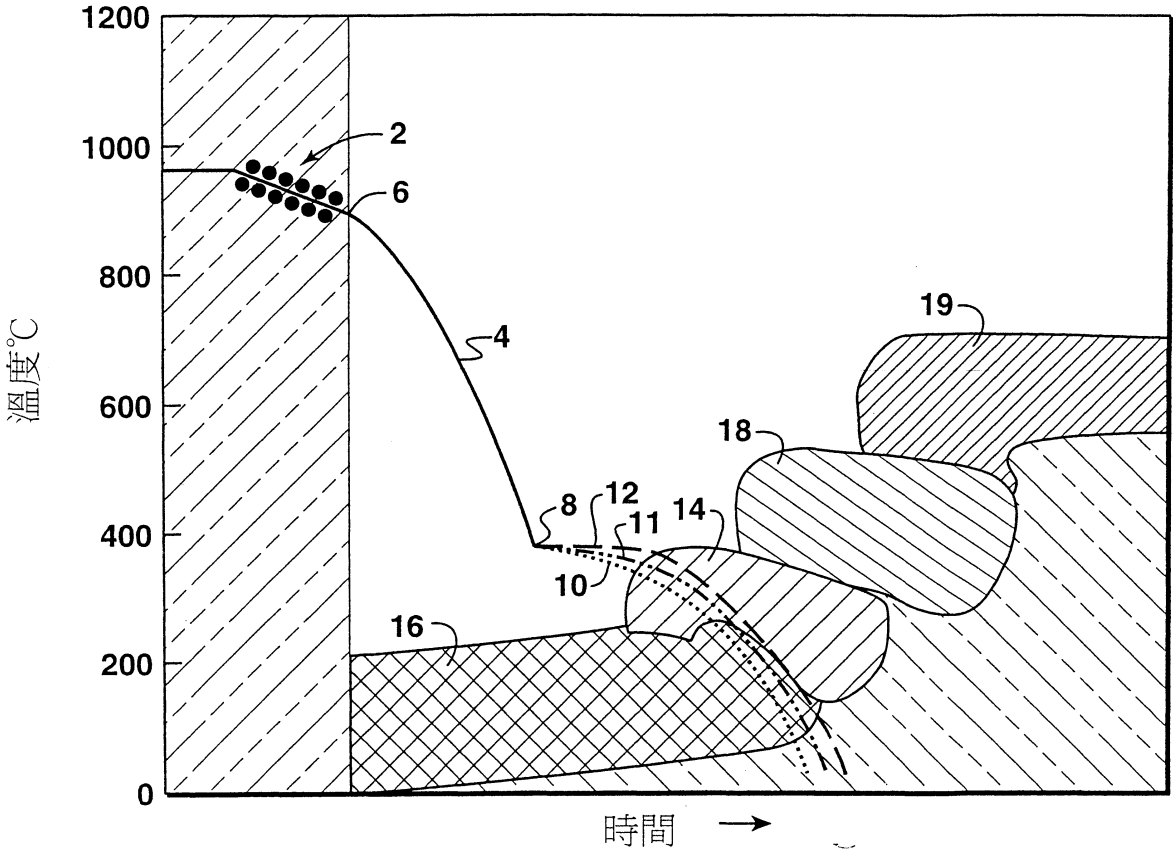


圖 1A

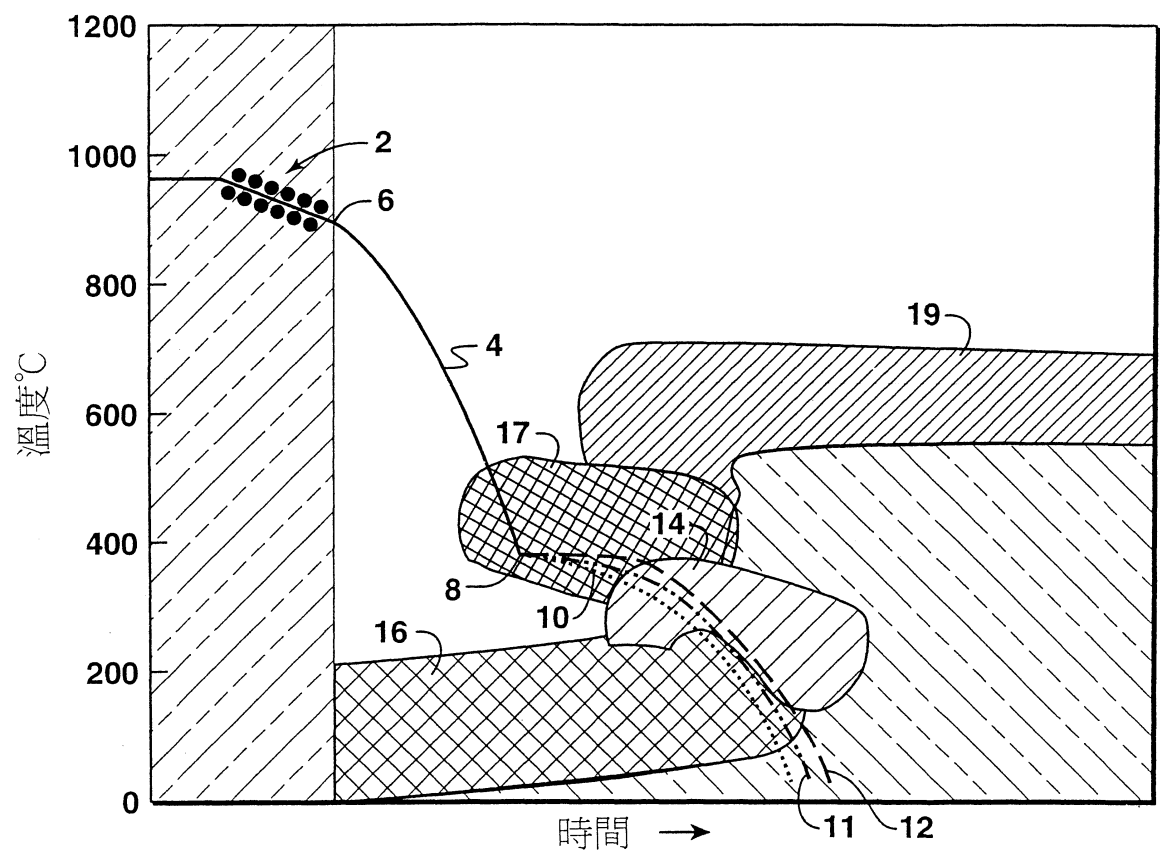


圖 1B

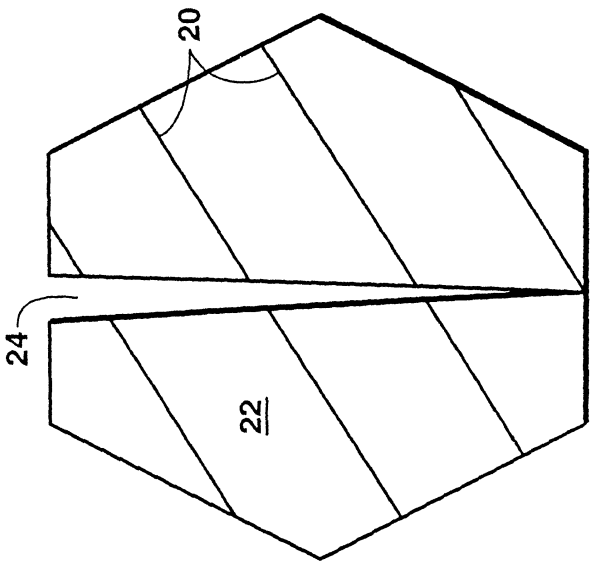


圖 2A

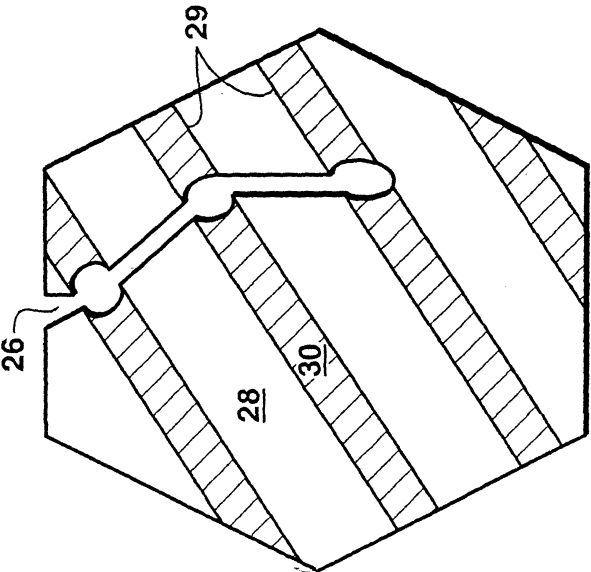


圖 2B

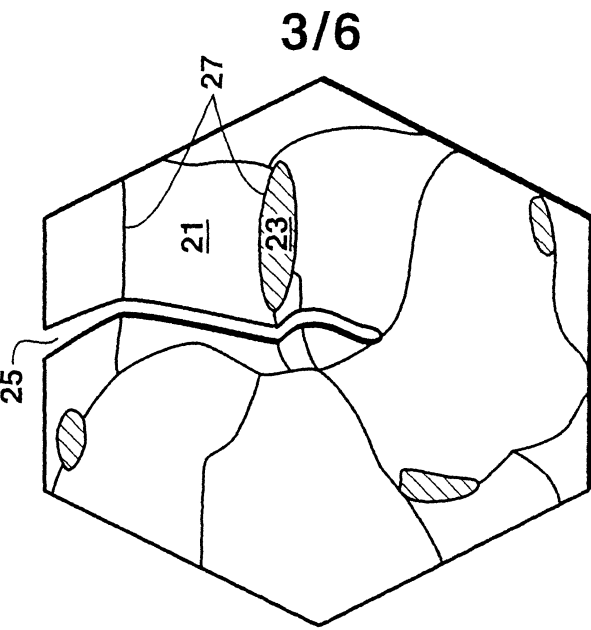
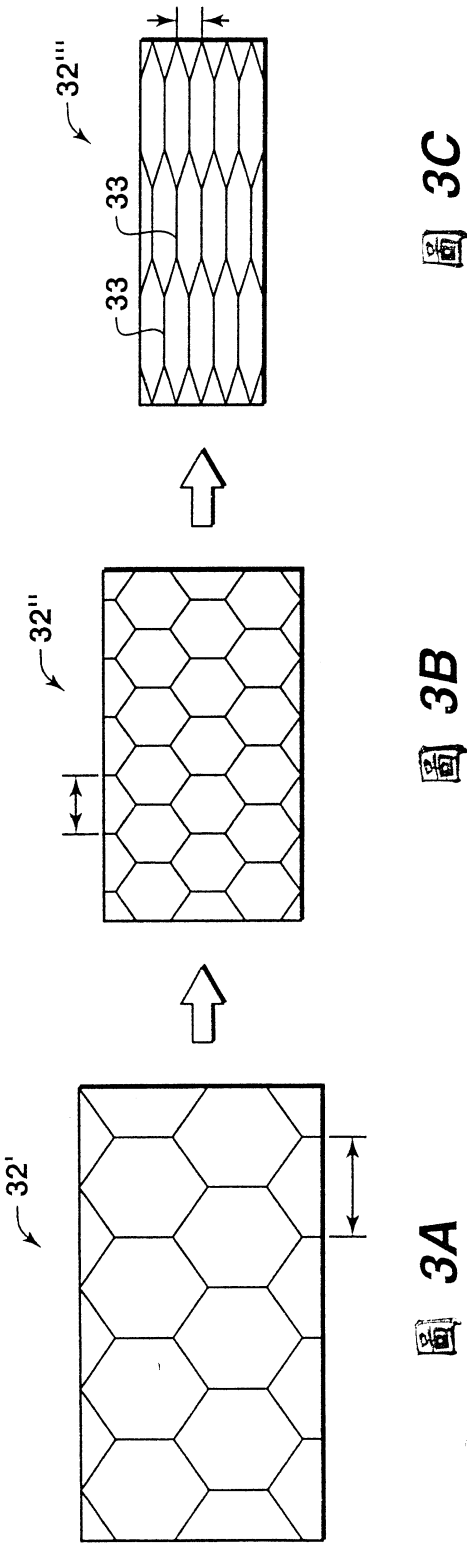


圖 2C



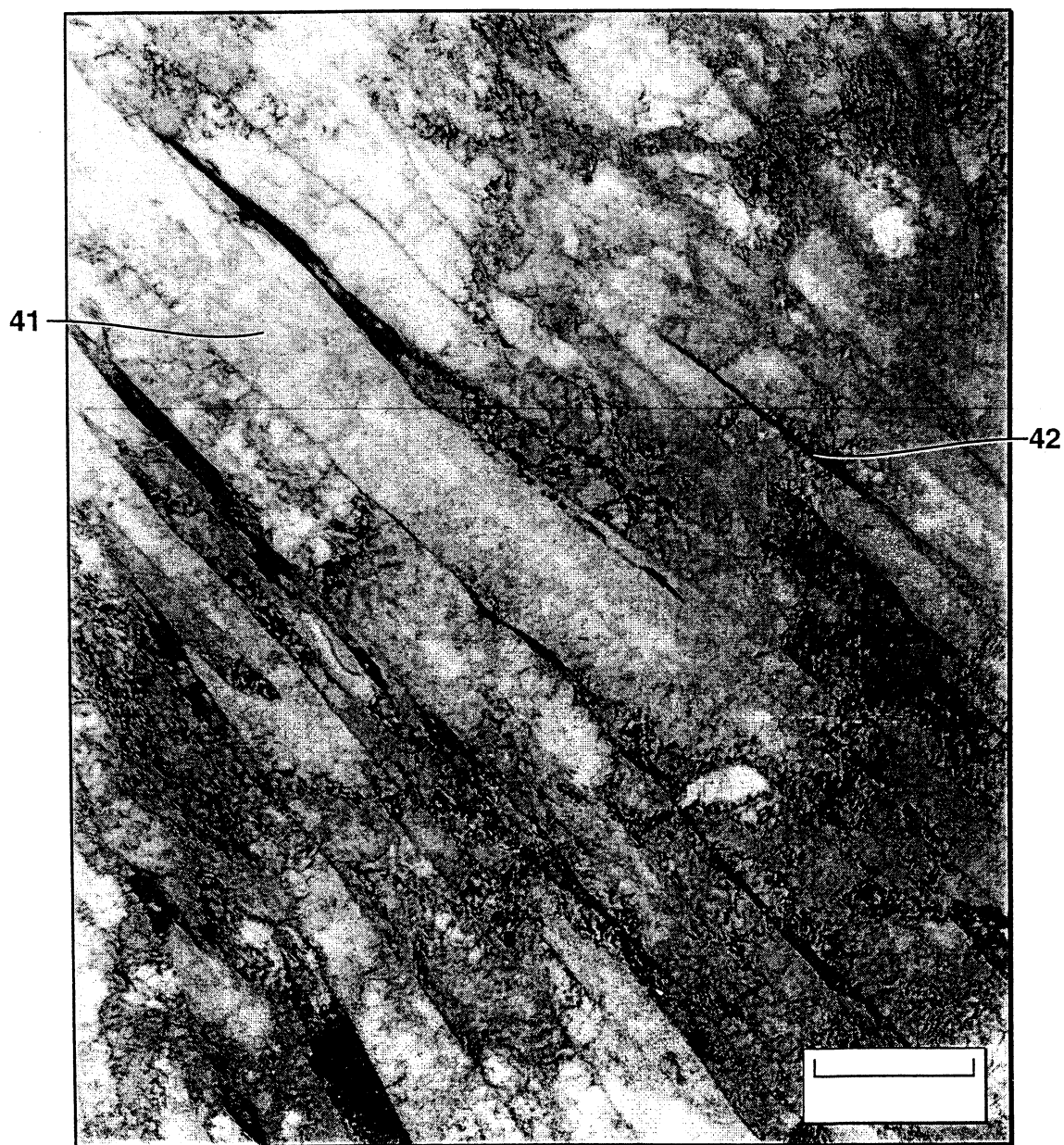
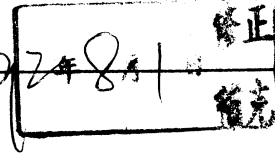


圖 4



圖 5



六、申請專利範圍

附件A: 第 88121703 號 專 利 申 請 案

中 文 申 請 專 利 範 圍 替 換 本:

民 國 92 年 8 月 1 日 修 正

1 . 一種製備鋼板之方法，其具有一顯微結構，包括（
i）主要細晶粒下貝氏體、細晶粒板條馬氏體、細晶粒貝氏體（F G B）、或其混合物，及（i i）大於 0 至約 10 體積百分比之殘餘奧氏體，該方法包括步驟有：

（a）加熱一鋼錠至一再熱溫度，足使（i）使該鋼錠實質均質化，（i i）溶解該鋼錠中之實質所有鋳及釩之碳化物及碳氮化物，及（i i i）於該鋼錠中建立原始之奧氏體細晶粒；

（b）壓縮該鋼錠，以於其中奧氏體再結晶之第一個溫度範圍內於一或多個熱軋程中形成鋼板；

（c）於低於約該 T_{nr} 溫度且高於約 A_{r3} 轉相溫度之第二個溫度範圍內於一或多個熱軋程中進一步壓縮該鋼板；

（d）於每秒至少約 10°C （ $18^{\circ}\text{F}/\text{秒}$ ）之冷卻速率下驟冷該鋼板，至低於約 550°C （ 1022°F ）之驟冷終止溫度；及

（e）終止該驟冷，該步驟係有利於使該鋼板之顯微結構轉相成（i）主要細晶粒下貝氏體、細晶粒板條馬氏體、細晶粒貝氏體（F G B）、或其混合物，及（i i）大於 0 至約 10 體積百分比之殘餘奧氏體。

2 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中步驟（e）係由以下步驟取代：

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

線

六、申請專利範圍

(e) 終止該驟冷，該步驟係有利於使該鋼板之顯微結構轉相成主要微分層顯微結構，包括細晶粒板條馬氏體、細晶粒下貝氏體、或其混合物，及大於 0 至約 10 體積百分比之殘餘奧氏體膜層。

3 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中步驟 (e) 係由以下步驟取代：

(e) 終止該驟冷，該步驟係有利於使該鋼板之顯微結構轉相成主要細晶粒貝氏體 (F G B) 。

4 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中步驟 (a) 之再加熱溫度係介於約 955 °C 及約 1100 °C (1750 °F - 2010 °F) 之間。

5 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中步驟 (a) 之原始奧氏體細晶粒係具有小於約 120 微米之晶粒尺寸。

6 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中該鋼錠之厚度於步驟 (b) 中減低約 30 百分比至約 70 百分比。

7 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中該鋼錠之厚度於步驟 (c) 中減低約 40 百分比至約 80 百分比。

8 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其另外包括使該鋼板自該驟冷終止溫度經空氣冷卻至環境溫度之步驟。

9 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其另外包括使該鋼材保持實質等溫於該驟冷終止溫度長達約 5 分鐘之步驟。

10 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其另外包括於每秒低於約 1.0 °C (1.8 °F / 秒) 之速率下於該驟冷終止溫度下緩緩冷卻該鋼板長達約 5 分鐘之步驟。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

六、申請專利範圍

1 1 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中步驟 (a) 之鋼錠係包含鐵及具有以下重量百分比之以下合金元素：

約 0 . 0 3 百分比至約 0 . 1 2 百分比之 C ，

至少約 1 百分比至低於約 9 百分比之 N i ，

最高約 1 . 0 百分比之 C u ，

最高約 0 . 8 百分比之 M o ，

約 0 . 0 1 百分比至約 0 . 1 百分比之 N b ，

約 0 . 0 0 8 百分比至約 0 . 0 3 百分比之 T i ，

最高 0 . 0 5 百分比之 A l ，及

約 0 . 0 0 1 百分比至約 0 . 0 0 5 百分比之 N 。

1 2 . 如申請專利範圍第 1 1 項之方法，其中該鋼錠係包含低於約 6 重量百分比之 N i 。

1 3 . 如申請專利範圍第 1 1 項之方法，其中該鋼錠係包含低於約 3 重量百分比之 N i ，且另外包含最高約 2 . 5 重量百分比之 M n 。

1 4 . 如申請專利範圍第 1 1 項之方法，其中該鋼錠另外包含至少一種添加劑，選自 (i) 最高約 1 . 0 重量百分比之 C r ， (i i) 最高約 0 . 5 重量百分比之 S i ， (i i i) 約 0 . 0 2 重量百分比至約 0 . 1 0 重量百分比之 V ， (i v) 最高約 2 . 5 重量百分比之 M n ，及 (v) 最高約 0 . 0 0 2 0 重量百分比之 B 。

1 5 . 如申請專利範圍第 1 1 項之方法，其中該鋼錠另外包含約 0 . 0 0 0 4 重量百分比至約 0 . 0 0 2 0 重量百分比之 B 。

六、申請專利範圍

1 6 . 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中於步驟 (e) 之後，該鋼板於該底板及其 H A Z 中同時具有低於約 -62°C (-80°F) 之 D B T T，且具有高於約 8 3 0 M P a (1 2 0 k s i) 之抗張強度。

1 7 . 一種鋼板，其具有一顯微結構，包括 (i) 主要細晶粒下貝氏體、細晶粒板條馬氏體、細晶粒貝氏體 (F G B)、或其混合物，及 (i i) 大於 0 至約 1 0 體積百分比之殘餘奧氏體，具有高於約 8 3 0 M P a (1 2 0 k s i) 之抗張強度，於該鋼板的底板及 H A Z 中同時具有低於約 -62°C (-80°F) 之 D B T T，其中該鋼板係由包含鐵及具有以下重量百分比之以下合金元素之鋼錠經再加熱所產製：

約 0 . 0 3 百分比至約 0 . 1 2 百分比之 C，

至少約 1 百分比至低於約 9 百分比之 N i，

最高約 1 . 0 百分比之 C u，

最高約 0 . 8 百分比之 M o，

約 0 . 0 1 百分比至約 0 . 1 百分比之 N b，

約 0 . 0 0 8 百分比至約 0 . 0 3 百分比之 T i，

最高 0 . 0 5 百分比之 A l，及

約 0 . 0 0 1 百分比至約 0 . 0 0 5 百分比之 N。

1 8 . 如申請專利範圍第 1 7 項之鋼板，其中該鋼錠係包含低於約 6 重量百分比之 N i。

1 9 . 如申請專利範圍第 1 7 項之鋼板，其中該鋼錠係包含低於約 3 重量百分比之 N i，且另外包含最高約 2 . 5

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

六、申請專利範圍

重量百分比之 Mn 。

20. 如申請專利範圍第17項之鋼板，其另外包含至少一種添加劑，選自 (i) 最高約1.0重量百分比之 Cr ，(ii) 最高約0.5重量百分比之 Si ，(iii) 約0.02重量百分比至約0.10重量百分比之 V ，(iv) 最高約2.5重量百分比之 Mn ，及 (v) 約0.0004重量百分比至約0.0020重量百分比之 B 。

21. 如申請專利範圍第17項之鋼板，其中該鋼錠另外包含約0.0004重量百分比至約0.0020重量百分比之 B 。

22. 如申請專利範圍第17項之鋼板，其具有主要微分層的顯微結構，包括細晶粒板條馬氏體之板條、細晶粒下貝氏體之板條、或其混合物，及最高約10體積百分比之殘餘奧氏體膜層。

23. 如申請專利範圍第22項之鋼板，其中該微分層的顯微結構係藉著熱機械控制軋壓處理而最佳化，以使裂縫通道扭曲實質最大化，其係於該細晶粒奧氏體及細晶粒下貝氏體及該殘餘奧氏體膜層間提供數個高角度界面。

24. 如申請專利範圍第17項之鋼板，具有主要細晶粒貝氏體 (FGB) 之顯微結構，其中該細晶粒貝氏體 (FGB) 係包括貝氏體鐵酸鹽晶粒及馬氏體與殘餘奧氏體之混合物粒子。

25. 如申請專利範圍第24項之鋼板，其中該顯微結構係藉著熱機械控制軋壓處理而最佳化，以使裂縫通道扭曲

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

六、申請專利範圍

實質最大化，其係於該細貝氏體鐵酸鹽晶粒間及馬氏體與殘餘奧氏體混合物粒子間提供大量高角度界面。

26．一種促進鋼板之抗裂縫擴張性之方法，該方法包括處理該鋼板，以產生主要微分層顯微結構，包括細晶粒板條馬氏體板條、細晶粒下貝氏體板條、或其混合物、及大於0至約10體積百分比之殘餘奧氏體膜層，該微分層顯微結構係藉著熱機械控制軋壓處理而最佳化，以使裂縫通道扭曲實質最大化，其係於該細晶粒奧氏體及細晶粒下貝氏體及該殘餘奧氏體膜層間提供大量高角度界面。

27．如申請專利範圍第26項之方法，其中該鋼板之抗裂縫擴張性被進一步增強，且該鋼板之HAZ於焊接時之抗裂縫擴張性係被增強，其係添加至少約1.0重量百分比至低於約9重量百分比之Ni及至少約0.1重量百分比至約1.0重量百分比之Cu，而使BCC安定性元素之添加量實質最小化。

28．一種促進鋼板之抗裂縫擴張性的方法，該方法係包括處理該鋼板以產生主要細晶粒貝氏體（FGB）之顯微結構，其中該細晶粒貝氏體（FGB）係包括貝氏體鐵酸鹽晶粒及馬氏體與殘餘奧氏體之混合物粒子，其中該顯微結構係藉著熱機械控制軋壓處理而最佳化，以使裂縫通道扭曲實質最大化，其係於該細貝氏體鐵酸鹽晶粒間及馬氏體與殘餘奧氏體混合物粒子間提供大量高角度界面。

29．如申請專利範圍第28項之方法，其中該鋼板之抗裂縫擴張性被進一步增強，且該鋼板之HAZ於焊接時之

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

線

六、申請專利範圍

抗裂縫擴張性係被增強，其係添加至少約 1.0 重量百分比至低於約 9 重量百分比之 N i 及至少約 0.1 重量百分比至約 1.0 重量百分比之 C u，而使 B C C 安定性元素之添加量實質最小化。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線