



(19) 中華民國智慧財產局

(12) 發明說明書公告本

(11) 證書號數：TW I631219 B

(45) 公告日：中華民國 107 (2018) 年 08 月 01 日

(21) 申請案號：105115894 (22) 申請日：中華民國 105 (2016) 年 05 月 20 日
 (51) Int. Cl. : C21D1/26 (2006.01) C22C38/00 (2006.01)
 (30) 優先權：2015/05/20 美國 62/164,231
 (71) 申請人：A K 鋼鐵資產公司 (美國) AK STEEL PROPERTIES, INC. (US)
 美國
 (72) 發明人：加薩 馬丁尼茲 路易斯 岡薩羅 GARZA-MARTINEZ, LUIS GONZALO (MX) ;
 湯瑪斯 葛蘭特 艾倫 THOMAS, GRANT AARON (US)
 (74) 代理人：陳長文
 (56) 參考文獻：
 US 2010/0139816A1
 審查人員：陳進來
 申請專利範圍項數：13 項 圖式數：19 共 43 頁

(54) 名稱

低合金第三代先進高強度鋼及使彼等退火之方法

LOW ALLOY THIRD GENERATION ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL AND METHOD FOR ANNEALING THE SAME

(57) 摘要

本發明係關於一種高強度鋼，其在臨界區退火後包含約 20 體積%至 80 體積%肥粒鐵及 20%至 80%沃斯田體，且其中針對在臨界區退火期間之該沃斯田體相所計算之 Ms 溫度 $\leq 100^{\circ}\text{C}$ 。該高強度鋼展現至少 20%之拉伸伸長率及至少 880MPa 之極限抗拉強度。該高強度鋼可包含 0.20wt%至 0.30wt% C、3.0wt%至 5.0wt% Mn，且添加 Al 及 Si 使得最佳臨界區溫度高於 700°C 。

A high strength steel comprises, after intercritical annealing, about 20-80% volume ferrite and 20-80% austenite, and wherein the Ms temperature calculated for the austenite phase during intercritical anneal $\leq 100^{\circ}\text{C}$. The high strength steel exhibits a tensile elongation of at least 20% and an ultimate tensile strength of at least 880 MPa. The high strength steel may comprise 0.20-0.30 wt % C, 3.0-5.0 wt % Mn, with Al and Si additions such that the optimum intercritical temperature is above 700°C .

指定代表圖：

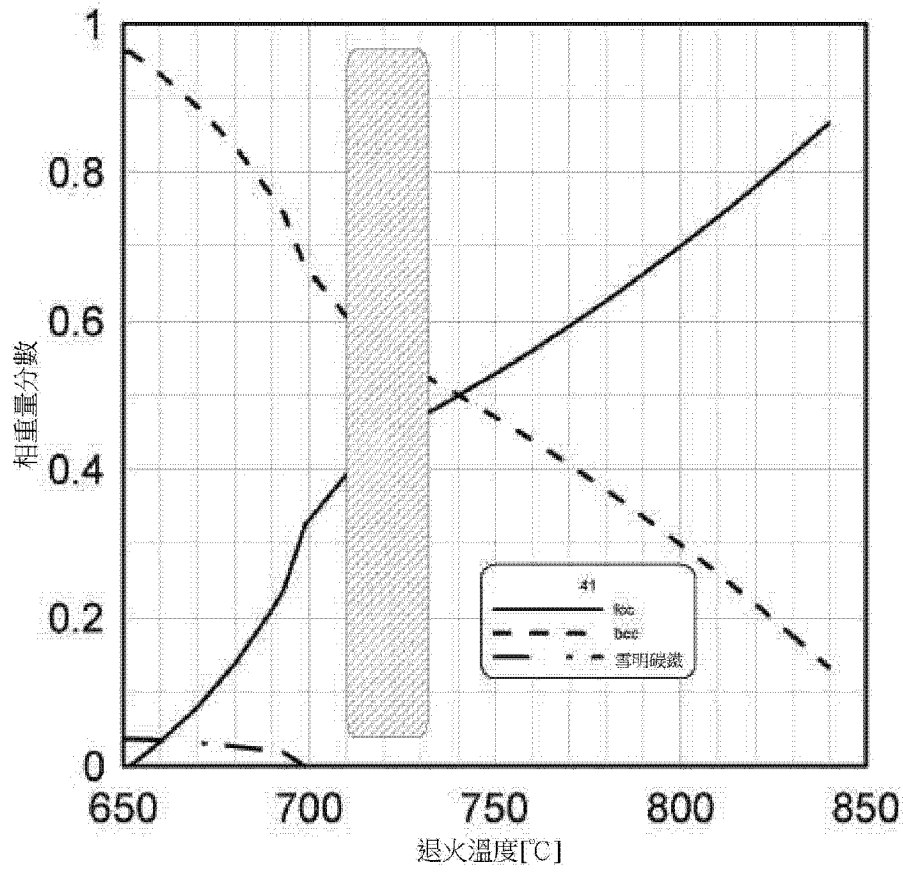


圖 1

申請專利範圍

1. 一種高強度鋼，其在臨界區退火後包含約20體積%至80體積%肥粒鐵及20%至80%沃斯田體，且其中針對在臨界區退火期間之該沃斯田體相所計算之 M_s 溫度 $\leq 100^\circ\text{C}$ 。
2. 如請求項1之高強度鋼，其中該臨界區退火以分批方法進行。
3. 如請求項1之高強度鋼，其中該臨界區退火以連續方法進行。
4. 如請求項1之高強度鋼，其具有至少20%之拉伸伸長率及至少880 MPa之極限抗拉強度。
5. 如請求項1之高強度鋼，其進一步包含0.20 wt%至0.30 wt% C、3.0 wt%至5.0 wt% Mn，且添加Al及Si使得該最佳臨界區溫度高於 700°C 。
6. 如請求項1之高強度鋼，其進一步包含0.20 wt%至0.30 wt% C、3.5 wt%至4.5 wt% Mn、0.8 wt%至1.3 wt% Al、1.8 wt%至2.3 wt% Si及餘量之Fe及煉鋼中通常發現之雜質。
7. 如請求項1之高強度鋼，其進一步包含0.20 wt%至0.30 wt% C、3.5 wt%至4.5 wt% Mn、0.8 wt%至1.3 wt% Al、1.8 wt%至2.3 wt% Si、0.030 wt%至0.050 wt% Nb及餘量之Fe及煉鋼中通常發現之雜質。
8. 如請求項1之高強度鋼，其中在熱軋後該鋼具有至少1000 MPa之抗拉強度及至少15%之總伸長率。
9. 如請求項1之高強度鋼，其中在熱軋後該鋼具有至少1300 MPa之抗拉強度及至少10%之總伸長率。
10. 如請求項1之高強度鋼，其中在熱軋及連續退火後，該鋼具有至少1000 MPa之抗拉強度及至少20%之總伸長率。
11. 一種使鋼條帶退火之方法，其包含以下步驟：

選擇該鋼條帶之合金組成；

藉由鑑別該合金內之碳化鐵大體上溶解且該條帶之沃斯田體部分碳含量係該主體條帶組成之至少1.5倍時之溫度來測定該合金之最佳臨界區退火溫度；

使該條帶在該最佳臨界區退火溫度下退火。

12. 如請求項11之方法，其進一步包含額外使該條帶臨界區退火之步驟。
13. 如請求項12之方法，其進一步包含額外使該條帶臨界區退火之步驟。

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

【發明名稱】

低合金第三代先進高強度鋼及使彼等退火之方法

LOW ALLOY THIRD GENERATION ADVANCED HIGH
STRENGTH STEEL AND METHOD FOR ANNEALING THE
SAME

優先權

本申請案主張於2015年5月20日提出申請之標題為LOW ALLOY 3RD GENERATION ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL OBTAINED BY OPTIMAL INTERCRITICAL ANNEALING之美國臨時申請案序列號第62/164,231號之優先權，其揭示內容以引用方式併入本文中。

【先前技術】

汽車工業持續尋求更成本有效的鋼，其更輕以使車輛燃料效率更高且更強以增強抗撞性，同時仍可成形。經研發以滿足該等需要之鋼通常稱為第三代先進高強度鋼。該等材料之目標係相較於其他先進高強度鋼藉由減少組成中昂貴合金量來降低成本，同時仍改良成形性及強度二者。

視為第一代先進高強度鋼之雙相鋼具有導致良好強度-延展性比率之包含肥粒鐵及麻田散體之組合之微結構，其中肥粒鐵將延展性提供至鋼且麻田散體提供強度。第三代先進高強度鋼之微結構中之一者利用肥粒鐵、麻田散體及沃斯田體(亦稱為殘留沃斯田體)。在此三相微結構中，沃斯田體使得鋼進一步擴展其塑性變形(或增加其拉伸伸長百分比)。當沃斯田體經受塑性變形時，其轉變為麻田散體且增加鋼之總體強度。沃斯田體穩定性係當經受溫度、應力或應變時沃斯田

體對於轉變為麻田散體之抗性。沃斯田體穩定性由其組成所控制。如碳及錳之元素增加沃斯田體之穩定性。矽係肥粒鐵穩定劑，然而由於其對可硬化性、麻田散體起始溫度(M_s)及碳化物形成之效應，Si添加亦可增加沃斯田體穩定性。

臨界區退火係在肥粒鐵及沃斯田體之晶體結構同時存在之溫度下之熱處理。在高於碳化物溶解溫度之臨界區溫度下，肥粒鐵之碳溶解性最小；同時沃斯田體中之C溶解性相對較高。兩相之間之溶解性差異具有濃縮沃斯田體中C之效應。舉例而言，若鋼之主體碳組成係0.25 wt%，若存在50%肥粒鐵及50%沃斯田體，則在臨界區溫度下肥粒鐵相中之碳濃度接近0 wt%，而沃斯田體相中之碳現為0.50 wt%。為使在臨界區溫度下沃斯田體之碳富集最佳，溫度應亦高於雪明碳鐵(Fe_3C)或碳化物溶解溫度，即雪明碳鐵或碳化物溶解之溫度。此溫度將稱為最佳臨界區溫度。最佳肥粒鐵/沃斯田體含量出現之最佳臨界區溫度係高於雪明碳鐵(Fe_3C)溶解之溫度區域且係沃斯田體中之碳含量最大化之溫度。

在室溫下保持沃斯田體之能力取決於 M_s 溫度與室溫之接近程度。可使用以下方程式來計算 M_s 溫度：

$$M_s = 607.8 - 363.2*[C] - 26.7*[Mn] - 18.1*[Cr] - 38.6*[Si] - 962.6*([C] - 0.188)^2$$

方程式1

其中 M_s 係以 $^{\circ}C$ 來表示且元素含量係以wt%來表示。

【發明內容】

在臨界區退火後，高強度鋼包含約20至80體積%肥粒鐵及20至80%沃斯田體，且其中在臨界區退火期間針對沃斯田體相所計算之 M_s 溫度 $\leq 100^{\circ}C$ 。臨界區退火可在分批製程中發生。或者，臨界區退火可在連續製程中發生。高強度鋼展現至少20%之拉伸伸長率及至少880 MPa之極限抗拉強度。

高強度鋼可包含0.20至0.30 wt% C、3.0至5.0 wt% Mn，其中Al及Si添加使得最佳臨界區溫度高於700°C。或者高強度鋼可包含0.20至0.30 wt% C、3.5至4.5 wt% Mn、0.8至1.3 wt% Al、1.8至2.3 wt% Si。或高強度鋼可包含0.20至0.30 wt% C、3.5至4.5 wt% Mn、0.8至1.3 wt% Al、1.8至2.3 wt% Si、0.030至0.050 wt% Nb。

在熱軋之後，高強度鋼可具有至少1000 MPa之抗拉強度及至少15%之總伸長率。在一些實施例中，在熱軋後高強度鋼具有至少1300 MPa之抗拉強度及至少10%之總伸長率。在其他實施例中，在熱軋及連續退火後，高強度鋼具有至少1000 MPa之抗拉強度及至少20%之總伸長率。

鋼條帶之退火方法包含以下步驟：選擇該鋼條帶之合金組成；藉由鑑別該合金內之碳化鐵大體上溶解且該條帶之沃斯田體部分碳含量係主體條帶組成之至少1.5倍之溫度來測定該合金之最佳臨界區退火溫度；在該最佳臨界區退火溫度下使條帶退火。該方法可進一步包含額外使該條帶臨界區退火之步驟。

【圖式簡單說明】

圖1繪示實例1之本申請案之鋼實施例（合金41）之相分數及沃斯田體中之碳含量與溫度(°C)，如使用ThermoCalc®所計算。

圖1a繪示實例1之合金41之沃斯田體中之碳含量與溫度(°C)。使用ThermoCalc®計算。

圖2繪示實例1本申請案之鋼實施例之最佳臨界區熱處理熱循環。

圖3繪示實例1之最佳臨界區熱處理條帶之工程應力-工程應變曲線。

圖4繪示最佳臨界區退火1小時之實例1鋼之光學微結構。該微結構由肥粒鐵(藍色)、麻田散體(褐色)及沃斯田體(白色)組成。

圖5繪示最佳臨界區退火4小時之實例1鋼之光學微結構。該微結構由肥粒鐵(藍色)、麻田散體(褐色)及沃斯田體(白色)組成。

圖6繪示實例1合金41在最佳臨界區溫度下經分批退火之熱帶之光學微結構，其中該微結構包括肥粒鐵、麻田散體及殘留沃斯田體之基體。

圖7繪示實例1合金41之分批退火熱循環。

圖8繪示分批退火熱處理之實例1合金41條帶之工程應力-工程應變曲線。

圖9繪示在最佳溫度下分批退火之實例1之合金41之光學微結構。該微結構包括肥粒鐵(褐色)、麻田散體(白色)、碳化物及殘留沃斯田體之基體。

圖10繪示分批退火且然後在720°C及740°C之溫度下模擬連續退火之實例1合金41鋼之工程應力-工程應變曲線。

圖11繪示在720°C之最佳溫度下分批退火且然後在鹽罐爐中在720°C下模擬連續退火5 min之實例1合金41鋼之光學微結構。該微結構由肥粒鐵(藍色)、麻田散體(褐色)及沃斯田體(白色)組成。

圖12繪示在720°C之最佳溫度下分批退火且然後在鹽罐爐中在740°C下模擬連續退火5 min之實例1合金41之鋼之光學微結構。該微結構由肥粒鐵(藍色)、麻田散體(褐色)及沃斯田體(白色)組成。

圖13繪示實例1合金41之連續退火熱循環。

圖14繪示實例1合金41之連續退火熱處理條帶之工程應力-工程應變曲線。

圖15繪示實例1合金41之類似於熱浸塗線之連續退火溫度循環。

圖16繪示使用具有755°C之峰值金屬溫度之熱浸鍍鋅線溫度循環使實例1合金41之鋼同時退火之工程應力-工程應變曲線。

圖17繪示實例7合金61之鋼之經分批退火熱帶之光學微結構。該微結構包括精細分散之肥粒鐵、麻田散體及殘留沃斯田體。

圖18繪示在帶式爐中經連續退火且經受模擬退火/酸洗製程之實例7合金61之熱帶之光學顯微照片。

圖19繪示經臨界區退火/冷軋且在757°C之溫度下經連續退火之實

例7合金61之掃描電子顯微鏡影像。基體包括肥粒鐵，而第二相係精細分散之沃斯田體。

【實施方式】

在本申請案中鋼之組成中，碳、錳及矽之量經選擇從而使得當所得鋼經臨界區退火時，其使得如使用方程式1所計算之 M_s 溫度低於 100°C 。

在臨界區溫度下肥粒鐵與沃斯田體之間碳之分配藉由碳自肥粒鐵擴散至沃斯田體而發生。碳之擴散速率係溫度依賴性的，溫度愈高，擴散速率愈高。在本申請案中所闡述之鋼中，臨界區溫度足夠高以容許碳分配(即碳自肥粒鐵擴散至沃斯田體)在實踐時間內(即在1小時或更少之內)發生。如鋁及矽之元素增加轉變溫度 A_1 及 A_3 ，從而增加此臨界區域所在之溫度。相較於不具有或具有較低鋁及矽添加之合金(其中最佳臨界區溫度較低)，當添加鋁及矽時所得較高臨界區溫度使得可在實踐時間內分配碳原子。

本申請案之鋼之一實施例包含0.20至0.30 wt% C、3.0至5.0 wt% Mn，其中Al及Si添加使得最佳臨界區溫度高於 700°C 。該等鋼之另一實施例包含0.20至0.30 wt% C、3.5至4.5 wt% Mn、0.8至1.3 wt% Al、1.8至2.3 wt% Si。高強度鋼之另一實施例包含0.20至0.30 wt% C、3.5至4.5 wt% Mn、0.8至1.3 wt% Al、1.8至2.3 wt% Si、0.030至0.050 wt% Nb。

在一實施例中，鋼含有0.25 wt% C、4 wt% Mn、1 wt% Al及2 wt% Si。在此實施例中，添加鋁及矽以增加上及下轉變溫度(分別 A_3 及 A_1)，從而使得臨界區溫度區域在高於 700°C 之溫度下存在33至66%肥粒鐵及33至66%沃斯田體。可添加鈮以控制所有處理階段之晶粒生長，通常係小微添加，例如0.040 wt%。

根據方程式1使用含有0.25 wt% C、4 wt% Mn、1 wt% Al及2 wt% Si之鋼主體組成所計算之 M_s 係約 330°C 。當合金在存在55%肥粒鐵及45%沃斯田體之溫度下進行臨界區退火時，沃斯田體碳含量係約0.56 wt%，且針對具有較高碳含量之沃斯田體所計算之 M_s 溫度係約 87°C ，

較為接近室溫。然後當此鋼自最佳臨界區溫度冷卻至室溫(25°C)時，一些沃斯田體將轉變為麻田散體，而一些將保留。

作為一實例，將具有約4 wt% Mn之錳含量及0.25 wt% C之鋼在沃斯田相中熱軋且將熱帶捲繞且自升高之溫度(約600至700°C)冷卻至環境溫度。由於錳及碳含量相對較高，故鋼可硬化，此意味著即使當冷卻熱帶之冷卻速率較為緩慢時其通常亦將形成麻田散體。鋁及矽添加藉由增加肥粒鐵開始形成之溫度來增加A₁及A₃溫度，從而促進肥粒鐵形成及生長。由於A₁及A₃溫度較高，故肥粒鐵成核及生長動力學可更容易發生。因此，當本申請案中之鋼自熱軋冷卻時，熱帶微結構包括麻田散體及一些肥粒鐵以及一些殘留沃斯田體、碳化物、可能之一些貝氏體及可能之波來體(pearlite)及其他雜質。具有此微結構之熱帶展現高強度，但展現足夠延展性以使得其可在較少或無需中間熱處理之情形下冷軋。此外，NbC沈澱物可用作促進肥粒鐵形成且控制晶粒生長之成核位點。

不僅藉由提供可進行冷軋之更柔軟及更具延性之熱帶，且亦藉由確保在臨界區退火中存在肥粒鐵，在熱帶冷卻期間肥粒鐵之形成有助於進一步處理。若將僅由麻田散體及碳化物組成之微結構加熱至臨界區退火溫度，則一些麻田散體逆轉回沃斯田體且一些麻田散體回火且緩慢開始分解為肥粒鐵及碳化物。然而，在此等情形下，肥粒鐵之形成通常較為遲緩或根本不會在短時間內發生。當冷卻時，新近逆轉之沃斯田體將轉變為新麻田散體，且所得微結構將係新麻田散體、回火麻田散體、小部分之肥粒鐵及碳化物。

同時，在本申請案之鋼中，肥粒鐵已存在於經冷軋之鋼中，且其不需要成核並生長。當加熱至臨界區溫度時，麻田散體及碳化物將在既有的肥粒鐵基體周圍形成富碳沃斯田體。當冷卻時肥粒鐵分數將由臨界區分數決定，當溫度低於M_s溫度時一些沃斯田體將轉變為麻

田散體，且一些沃斯田體將保留。

在本發明鋼之分批退火製程中，將鋼緩慢加熱至臨界區區域，將鋼在界定溫度下持溫0至24小時，且冷卻亦緩慢發生。當在最佳臨界區溫度下實施分批退火製程時，除在肥粒鐵與沃斯田體之間分配碳之外，亦分配錳。錳係取代元素且相較於碳其擴散較慢。鋁及矽之添加及其升高轉變溫度之效應使得可在典型分批退火之時間限制內分配錳。在自分批退火均熱溫度冷卻後，沃斯田體將比主體鋼組成富含更多碳及錳。當與連續退火製程中一樣再次熱處理至臨界區溫度時，此沃斯田體將甚至更穩定，含有大多碳及較大質量分數之錳。

實例1

鋼處理：合金41.

根據典型煉鋼程序熔化並鑄造本申請案鋼之實施例合金41。合金41之標稱組成呈現於表1中。將鋼錠切割並清洗，然後熱軋。將127 mm寬× 127 mm長× 48 mm厚鋼錠加熱至約1200°C持續3 h且以約8個道次熱軋至約3.6 mm之厚度。熱軋終溫係高於900°C，且將最終帶置於設置在675°C下之爐中且然後使其在約24小時內冷卻以模擬緩慢盤管冷卻。熱帶之機械抗拉性質係呈現於表2中。

表1 合金41之標稱化學組成.

合金	C	Mn	Al	Si	M _s [°C]
41	0.25	4	1	2	330

表2 合金41熱帶之機械抗拉性質.

ID	厚度	寬度	0.5% Y.S.	0.2% 偏位 屈服	UTS	25.4 mm標距
						所量測 伸長率
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%
41	3.62	9.55	723	746	1083	20.8

所計算之合金41之肥粒鐵(bcc)、沃斯田體(fcc)及雪明碳鐵(Fe₃C)之相分數以及沃斯田體碳含量與溫度之繪圖呈現於圖1及1a中。

將熱帶噴砂並酸洗以移除表面積垢。然後將清洗之熱帶冷軋至約1.75 mm之厚度。然後對冷軋條帶實施不同熱處理並評估機械抗拉性質。亦表徵在各熱處理下之鋼之微結構。

實例2

合金41之最佳臨界區退火

藉由在受控氣氛中將經冷軋條帶加熱至720°C之溫度持續約1或4小時來實施實例1之合金41之最佳臨界區退火。在持溫時間結束時，將條帶置於管式爐之冷卻區中，其中該條帶可在類似於空氣冷卻之速率下冷卻至室溫。最佳熱處理之熱循環以圖表形式顯示於圖2中。表徵抗拉性質且呈現於表3中。經熱處理條帶之工程應力-工程應變曲線呈現於圖3中。在退火後，微結構由肥粒鐵、麻田散體及沃斯田體混合物組成；微結構呈現於圖4及圖5中。此熱處理產生遠高於第三代AHSS所達成之彼等性質之突出性質。UTS高於970 MPa且總伸長率高於37%。

表3 最佳臨界區熱處理之機械抗拉性質。

ID	厚度	寬度	0.5% Y.S.	0.2% 偏位 屈服	UTS	50.8 mm標距		
						所量測 伸長率	伸長計 伸長率	均勻 伸長率
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
41 1小時	1.76	12.67	506	501	978	38.6	37.3	34.1
41 4小時	1.67	12.73	558	555	972	40.3	38.9	35.8

實例3

合金41在最佳臨界區溫度下之分批退火

使合金41之熱帶經受分批退火循環。將鋼在受控氣氛中以約1°C

/min之速率加熱至720°C之溫度。將鋼在該溫度下保持24小時且然後在約24小時內以約0.5°C/min之冷卻速率冷卻至室溫。機械抗拉性質呈現於表4中。微結構由肥粒鐵、麻田散體及殘留沃斯田體之混合物組成，圖6呈現經分批退火熱帶之光學顯微照片。分批退火循環不僅在麻田散體及殘留沃斯田體周圍聚結碳，且亦分配錳。當再次冷軋此熱帶並退火時，碳及錳不具有較長擴散距離來置換並富集沃斯田體，從而將其穩定至室溫。

表4 最佳分批退火熱處理之熱帶之機械抗拉性質。

ID	厚度	寬度	0.5% Y.S.	0.2% 偏位 屈服	UTS	50.8 mm標距		
						所量測 伸長率	伸長計 伸長率	均勻 伸長率
	mm	Mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
41 HB	3.86	12.73	460	458	821	17.7	19.7	13.3

使經冷軋之合金41經受分批退火循環。將鋼在受控氣氛爐中以5.55°C/min加熱至最高720°C之溫度。將鋼在該溫度下保持12小時，且然後將其在約1.1°C/min下冷卻至室溫。加熱循環呈現於圖7中。機械抗拉性質呈現於表5中。該等性質中的一些類似於雙相鋼之抗拉性質，其中抗拉強度約為898 MPa且總伸長率為20.6%，但具有約430 MPa之低YS。據信，低YS係微結構中殘留沃斯田體所致。工程應力-工程應變曲線呈現於圖8中。來自光學顯微術之微結構呈現於圖9中。

表5 最佳分批退火熱處理之機械抗拉性質。

ID	厚度	寬度	0.5% Y.S.	0.2% 偏位 屈服	UTS	50.8 mm標距		
						所量測 伸長率	伸長計 伸長率	均勻 伸長率
	mm	Mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
41 BA	1.78	12.65	447	430	898	20.6	20.4	14.6

實例4

合金41分批退火後之模擬連續退火循環

分批退火循環係較佳碳分配熱處理。在臨界區溫度下幾乎所有碳集聚於沃斯田體中。由於沃斯田體中錳之溶解性大於肥粒鐵中錳之溶解性，故錳亦自肥粒鐵分配或再分配至沃斯田體。錳係取代元素且其擴散顯著慢於碳(其係間隙元素)且分配耗費更長。添加矽及鋁之合金41經設計具有期望臨界區溫度，在該溫度下碳及錳分配在實踐時間內發生。當緩慢冷卻時，一些沃斯田體分解為麻田散體，一些分解為碳化物，且少許沃斯田體保留。臨界區肥粒鐵幾乎不含碳。然後，當鋼連續退火時，將其再次加熱至期望臨界區溫度且碳及錳必須擴散跨越以在相之間分配之距離短於第一熱循環之前。麻田散體及碳化物逆轉回沃斯田體。分批退火循環分配且配置C及Mn，因此當連續退火時，擴散距離較短，且至沃斯田體之逆轉發生較快。

在冷軋及在最佳臨界區溫度下分批退火之後，藉由將鋼在鹽罐中在其720°C或740°C之最佳臨界區溫度下持溫5 min使合金41經受模擬之連續退火循環。所得抗拉性質呈現於表6上。第二熱處理自分批退火性質恢復鋼之第三代AHSS性質。觀察到兩種溫度之間之一些差異；例如，740°C之較高連續退火溫度產生443 MPa之YS、982 MPa之UTS及30%之T.E.。720°C之連續退火溫度產生約467 MPa之稍高YS與882 MPa之較低UTS及36.6%之較大T.E.。據信，在720°C之較低退火溫度下，沃斯田體體積分數較低，但其含有更多碳。相較於較高740°C退火溫度(據信其提供較高沃斯田體體積分數，但具有較小碳含量且因此較不穩定)，沃斯田體中之較高碳使其在室溫下更穩定，從而產生較低UTS及較高T.E.%。該兩種熱處理之工程應力-應變曲線呈現於圖10中，且其相應微結構呈現於圖11及12中。

表6 最佳分批退火及模擬連續退火之鋼之機械抗拉性質。

ID	厚度	寬度	0.5% Y.S.	0.2% 偏位 屈服	UTS	50.8 mm標距		
						所量測 伸長率	伸長計 伸長率	均勻伸 長率
	mm	Mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
41 BA 720 + CA 720	1.76	12.67	479	467	882	36.6	35.4	32.4
41 BA 720 + CA 740	1.75	12.69	459	443	982	30.0	28.4	26.8

實例5

合金41在修改之溫度下之連續退火

一較簡單熱處理循環係使經冷軋鋼連續退火。由於較短時間、化合碳之遲緩溶解動力學及碳自肥粒鐵至沃斯田體之擴散距離，此合金之最佳臨界區溫度對於此熱處理製程效果較差。因此，需要高於合金之最佳溫度之退火溫度以克服該等障礙。藉由將鋼插入設定在約850°C下之管式爐中來將經冷軋之合金41鋼經受模擬之連續退火循環。使用接點式熱電偶來監測鋼溫度。鋼位於爐之加熱區中直至達到期望峰值溫度為止，且然後將鋼置於爐之冷卻區中以緩慢冷卻。選擇兩個峰值金屬溫度(PMT) 740°C及750°C。熱處理之熱特徵圖圖解說明於圖13中。所得抗拉性質呈現於表7中，且工程應力-應變曲線呈現於圖14中。兩個抗拉測試皆顯示一定之屈服點伸長(尤其740°C之PMT，其中YPE係約3.4%)，從而指示大量碳仍存於肥粒鐵中，且沒有充足時間擴散至沃斯田體。在740°C之較低PMT下，鋼顯示734 MPa YS、850 UTS及26.7 % T.E.。在750°C之較高PMT下，YPE減小至0.6%，YS降至582 MPa，UTS增至989 MPa，且T.E.降至24.1%。較高PMT產生較多沃斯田體，但此沃斯田體之碳含量較低，如藉由較低YS及較高UTS所指示。該等性質稍低於第三代AHSS目標，然而遠高於由雙相鋼所達成之彼等性質，且與由其他類型之AHSS（例如TRIP及

Q&P，但不使用任何特殊熱處理)所報道之性質相當。

表7 經連續退火之鋼之機械抗拉性質。

ID	厚度	寬度	YPE	上		50.8 mm標距		
				屈服點	UTS	所量測伸長率	伸長計伸長率	均勻伸長率
	mm	mm	%	MPa	MPa	%	%	%
41 CA 740	1.75	12.66	3.4	734	850	26.7	24.5	17.8
41 CA 750	1.73	12.68	0.6	582	989	24.1	23.9	20.4

實例6

合金41在帶式隧道爐中模擬熱浸塗線之連續退火

模擬連續退火熱循環之另一方式係使用配備有輸送帶之管式爐。使來自合金41之經冷軋鋼在具有保護性N₂氣氛之帶式隧道爐中經受連續退火模擬，模仿具有748至784°C之峰值金屬溫度之熱浸塗線之溫度特徵。使用熱電偶來記錄試樣溫度，而藉由改變各隧道區之設定點來改變爐之溫度。2個溫度特徵曲線隨時間變化之實例呈現於圖15中。在755°C之峰值金屬溫度下退火之樣本之工程應力-工程應變曲線實例呈現於圖16中。所有模擬之鋼針對748至784°C溫度之抗拉性質之總結呈現於表8上。

使合金41之另一組鋼在熱帶條件下分批退火。分批退火後，將鋼冷軋約50%。然後，使用配備有輸送帶以模擬熱浸塗線之管式爐來使經冷軋之鋼連續退火。溫度循環類似於圖15中所觀察到之彼等。峰值金屬溫度在約750°C至800°C範圍內。所得抗拉性質之總結呈現於表9上。在冷軋之前經熱帶退火之鋼顯示較低屈服強度及較低抗拉強度，但顯示較高總伸長率。分批退火循環使碳及錳呈團簇配置，其中在連續退火循環期間其具有較短擴散距離來富集沃斯田體且將其穩定在室溫下。

表8 使用熱浸鍍鋅線溫度循環來模擬連續退火之鋼之機械抗拉性質。

HDGL峰值金屬溫度	厚度	寬度	YPE	YP	UTS	50.8 mm標距		
						所量測伸長率	伸長計伸長率	均勻伸長率
°C	mm	Mm	%	MPa	MPa	%	%	%
748	1.84	12.66	2.7	732	1068	23.0	21.0	17.2
751	1.83	12.66	2.7	670	1092	21.4	21.8	18.3
757	1.85	12.69	2.6	689	1153	18.9	18.3	16.6
762	1.84	12.69	3.6	653	1184	17.4	19.7	17.6
774	1.87	12.67		553	1284	11.9	12.4	12.4
784	1.86	12.64		503	1332	16.0	15.5	14.2

表9 分批退火、冷軋且使用熱浸鍍鋅線溫度循環來模擬連續退火之鋼之熱帶之機械抗拉性質。

HDGL峰值金屬溫度	厚度	寬度	YPE	YP	UTS	50.8 mm標距		
						所量測伸長率	伸長計伸長率	均勻伸長率
°C	mm	mm	%	MPa	MPa	%	%	%
750	1.91	12.65		533	890	31.7	31.9	27.3
755	1.87	12.65	0.7	522	908	30.7	30.8	26.2
760	1.88	12.72	1.4	505	938	28.3	28.7	23.9
765	1.87	12.68	1.6	482	927	27.5	27.4	23.3
770	1.91	12.68	1.3	468	987	26.3	26.2	23.0
770	1.92	12.69		454	1031	23.8	24.7	21.5
778	1.91	12.70		396	1060	21.7	22.6	19.0
782	1.89	12.73		377	1067	10.5	11.1	11.1
790	1.92	12.70		388	1120	14.5	16.5	15.1
800	1.87	12.72		406	1084	14.7	15.8	15.3

實例7

煉鋼及熱軋：合金61.

根據典型煉鋼程序熔化並鑄造合金61。合金61包含0.25 wt% C、4.0 wt% Mn、1.0 wt% Al、2.0 wt% Si及少量添加之用於晶粒生長控制之0.040 wt% Nb (表10)。切割並清洗鋼錠，然後熱軋。將目前127 mm寬×127 mm長×48 mm厚之鋼錠加熱至約1250°C持續3 h並以約8個道次熱軋至約3.6 mm之厚度。熱軋終溫高於900°C且將最終帶置於設置在649°C下之爐中且然後使其在約24小時內冷卻以模擬緩慢盤管冷卻。熱帶之機械抗拉性質呈現於表11上。為準備進一步處理，將熱帶噴砂以移除在熱軋期間所形成之積垢，且然後在HCl酸中酸洗。

表10 合金61之標稱化學組成.

合金	C	Mn	Al	Si	Nb	M _s [°C] 主體
61	0.25	4	1	2	0.040	330

表11 合金61熱帶之機械抗拉性質.

ID	厚度	寬度	0.5% Y.S.	0.2% 偏位 屈服	UTS	50.8 mm標距
						所量測伸長率
	Mm	mm	MPa	MPa	MPa	%
61	3.27	12.76	701	866	1383	10.3

實例8

合金61熱帶分批退火

將熱帶在最佳臨界區溫度下分批退火。在12小時內將帶加熱至720°C之最佳臨界區溫度，且在該溫度下持溫24小時。然後在24小時內將帶於爐中冷卻至室溫。在H₂之受控氣氛中實施所有熱處理。經退火熱帶之抗拉性質呈現於表12上。較高抗拉強度及總伸長率之組合對應於微結構之雙相類型。YS之較低值係一些殘留沃斯田體之證據。圖17顯示經分批退火熱帶之微結構。

表12 分批退火之合金61熱帶之機械抗拉性質。

ID	厚度	寬度	0.5% Y.S.	0.2% 偏位 屈服	UTS	50.8 mm標距
						所量測伸長率
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%
61	3.38	12.76	486	490	804	16.9

實例9

合金61之熱帶連續退火或退火酸洗線模擬

亦將熱帶在帶式爐中退火以模擬類似於退火/酸洗線之條件。退火溫度或峰值金屬溫度介於750至760°C之間，加熱時間為約200秒，隨後空氣冷卻至室溫。在N₂氣氛中實施熱處理以防止氧化。所得抗拉性質呈現於表13上。所得抗拉強度及總伸長率已超過第三代AHSS目標，從而產生31,202 MPa*%之UTS*T.E.乘積。微結構包括肥粒鐵、沃斯田體及麻田散體之良好分佈(圖18)。

表13 合金61熱帶模擬連續退火或退火/酸洗線之機械抗拉性質。

ID	厚度	寬度	0.5% Y.S.	0.2% 偏位 屈服	UTS	50.8 mm標距
						所量測伸長率
	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%
61	3.42	12.69	655	670	1233	25.3

實例10

合金61之經臨界區退火之冷軋鋼之連續退火模擬

將經連續退火之熱帶或模擬退火/酸洗之熱帶冷軋超過50%。使目前經冷軋之鋼在具有N₂保護性氣氛之帶式隧道爐中經受連續退火熱處理。對爐中之溫度特徵以及帶速實施程式化以模擬連續熱浸塗線特徵。模擬約747°C至782°C之退火溫度範圍。所得抗拉性質列示於表14上。抗拉性質均高於第三代AHSS目標，其中YS介於803至892 MPa之

間，UTS介於1176至1310 MPa之間且T.E.介於28至34%之間。所有產品均得到37,017至41,412 MPa*%之UTS*T.E.乘積。所得微結構呈現於圖19中。

表14 經最佳臨界區退火/冷軋且經連續退火模擬之合金61之機械抗拉性質.

退火溫度	厚度	寬度	0.5% Y.S.	0.2% 偏位 屈服	UTS	50.8 mm標距		
						所量測 伸長率	伸長計 伸長率	均勻 伸長率
°C	mm	mm	MPa	MPa	MPa	%	%	%
747	1.44	12.68	865	892.4	1176	34.7	34.0	31.3
749	1.44	12.73	832	871.8	1192	31.4	30.7	27.4
757	1.45	12.67	860	876	1225	33.8	33.3	30.3
762	1.48	12.65	838	860	1257	30.9	30.8	26.6
768	1.44	12.66	850	886.9	1237	32.0	31.7	29.4
773	1.47	12.68	839	831.3	1272	30.2	29.9	27.2
775	1.46	12.70	833	823.8	1310	29.1	28.9	26.3
777	1.48	12.71	821	803.5	1295	28.6	28.1	25.4
782	1.44	22.69	850	846	1301	29.1	28.1	23.2

總結

本揭示內容中所闡述之抗拉性質之總結表呈現於表15及表16上。當在合金之最佳溫度下退火以使沃斯田體富有碳及錳時，該等鋼經設計以產生包含肥粒鐵、麻田散體及沃斯田體之微結構。此微結構組合使得機械抗拉性質遠高於第三代先進高強度鋼之彼等機械抗拉性質。該等鋼具有類似於使用較高量之合金(較高Mn、Cr、Ni、Cu等)以穩定沃斯田體之其他鋼之抗拉性質。藉由向本申請案鋼施加最佳臨界區退火，碳及錳用作沃斯田體穩定元素且產生突出抗拉性質。其他更典型熱處理亦產生第三代AHSS之抗拉性質，例如分批退火及連續模擬退火。直接連續退火熱處理產生不及但極為接近第三代AHSS目

標之性質；然而，所產生之性質類似於藉由TRIP及Q&P鋼所展現之彼等。當鋼在熱帶或在冷軋條件下分批退火時，碳及錳在區域中聚集，從而容許在隨後臨界區退火中較容易擴散且擴散距離較短。當連續退火時，該等鋼顯示第三代AHSS目標中之性質。一實施例中之Nb添加形成NbC，其藉由避免晶粒生長且用作肥粒鐵形成之成核位點來控制結構粒度。相較於不添加鈮之實施例，此一實施例之粒度控制可改良性質，且其抗拉性質完全屬第三代AHSS之抗拉性質之目標。

表15 合金41之不同熱處理之抗拉性質總結表.

說明	厚度	寬度	YPE	0.2% 偏位屈服	UTS	50.8 mm	
						標距 總伸長率	UTS*T.E.
	mm	mm	%	MPa	MPa	%	MPa*% ^o
最佳臨界區退火							
1小時	1.76	12.67	506	501	978	38.6	37,751
4小時	1.67	12.73	558	555	972	40.3	39,172
連續退火							
CA 740	1.75	12.66	3.4	734	850	26.7	22,695
CA 750	1.73	12.68	0.6	582	989	24.1	23,835
CA-748	1.84	12.66	2.7	732	1068	23.0	24,564
CA-751	1.83	12.66	2.7	670	1092	21.4	23,369
CA-757	1.85	12.69	2.6	689	1153	18.9	21,792
CA-762	1.84	12.69	3.6	653	1184	17.4	20,602
CA-774	1.87	12.67		553	1284	11.9	15,280
CA-784	1.86	12.64		503	1332	16.0	21,312
分批退火及連續退火							
BA 720+ CA 720	1.76	12.67	479	467	882	36.6	32,281
BA 720 + CA 740	1.75	12.69	459	443	982	30	29,460

BA 720-CA-750	1.91	12.65		533	890	31.7	28,213
BA 720-CA-755	1.87	12.65	0.7	522	908	30.7	27,876
BA 720-CA-760	1.88	12.72	1.4	505	938	28.3	26,545
BA 720-CA-765	1.87	12.68	1.6	482	927	27.5	25,493
BA 720-CA-770	1.91	12.68	1.3	468	987	26.3	25,958
BA 720-CA-770	1.92	12.69		454	1031	23.8	24,538
BA 720-CA-778	1.91	12.70		396	1060	21.7	23,002
BA 720-CA-782	1.89	12.73		377	1067	10.5	11,204
BA 720-CA-790	1.92	12.70		388	1120	14.5	16,240
BA 720-CA-800	1.87	12.72		406	1084	14.7	15,935

表16 合金61之不同熱處理之抗拉性質總結表。

說明	厚度	寬度	YPE	0.2%偏 位屈服	UTS	50.8 mm	UTS*T.E.
						標距 總伸長率	
	mm	mm	%	MPa	MPa	%	MPa*%
熱帶	3.27	12.76		833	1383	10.3	14245
經分批退火之熱帶	3.38	12.76		490	804	16.9	13588
經連續退火之熱帶	3.42	12.69		670	1233	25.3	31195
經冷軋、最佳臨界區退火且連續退火							
747	1.44	12.68		892.4	1176	34.7	40807
749	1.44	12.73		871.8	1192	31.4	37429
757	1.45	12.67		876	1225	33.8	41405
762	1.48	12.65		860	1257	30.9	38841
768	1.44	12.66		886.9	1237	32.0	39584
773	1.47	12.68		831.3	1272	30.2	38414

775	1.46	12.70	823.8	1310	29.1	38121
777	1.48	12.71	803.5	1295	28.6	37037
782	1.44	22.69	846	1301	29.1	37859

【符號說明】

無



I631219

發明摘要

※ 申請案號：105115894

※ 申請日：105/05/20

※IPC 分類：C21D 1/26 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)

【發明名稱】

低合金第三代先進高強度鋼及使彼等退火之方法

LOW ALLOY THIRD GENERATION ADVANCED HIGH
STRENGTH STEEL AND METHOD FOR ANNEALING THE
SAME

【中文】

本發明係關於一種高強度鋼，其在臨界區退火後包含約20體積%至80體積%肥粒鐵及20%至80%沃斯田體，且其中針對在臨界區退火期間之該沃斯田體相所計算之 M_s 溫度 $\leq 100^\circ\text{C}$ 。該高強度鋼展現至少20%之拉伸伸長率及至少880 MPa之極限抗拉強度。該高強度鋼可包含0.20 wt%至0.30 wt% C、3.0 wt%至5.0 wt% Mn，且添加Al及Si使得最佳臨界區溫度高於 700°C 。

【英文】

A high strength steel comprises, after intercritical annealing, about 20-80% volume ferrite and 20-80% austenite, and wherein the M_s temperature calculated for the austenite phase during intercritical anneal $\leq 100^\circ\text{C}$. The high strength steel exhibits a tensile elongation of at least 20% and an ultimate tensile strength of at least 880 MPa. The high strength steel may comprise 0.20-0.30 wt % C, 3.0-5.0 wt % Mn, with Al and Si additions such that the optimum intercritical temperature is above 700°C .

【代表圖】

【本案指定代表圖】：第（1）圖。

【本代表圖之符號簡單說明】：

無

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：

無