銲接輸入熱對含微量鈦高強度低碳鋼之銲道相變態影響

林芊亘1 許秉緯1 王星豪1 高芳歆2 楊哲人2 黃慶淵3

¹海洋大學機械與機電工程學系²台灣大學材料科學與工程學系 ³中國鋼鐵股份有限公司 鋼鋁品研發處

摘要

含鈦高強度低碳鋼經過惰性氣體遮蔽鎢極電弧銲接後,因銲接輸入熱增加,進而改善了銲道的融貫穿深。晶界肥粒鐵會在先前的沃斯 田鐵晶界上成核及成長,其厚度會隨著輸入熱的增加而粗化。顯微組 織的檢視分析顯示,銲道金屬之組成相分別為晶界肥粒鐵、魏德曼肥 粒鐵、針狀肥粒鐵,以及少部分的麻田散鐵、殘留沃斯田鐵、變韌鐵 存在其中。除高輸入熱條件下,肥粒鐵內有溶解後的再析出奈米顆粒 外,肥粒鐵晶粒內的差排密度變多,也隨著銲接輸入熱的增加導致熱 應力變大所引起,並於殘留沃斯田鐵內產生針狀束的雙晶麻田散鐵。

1. 導論

高強度低合金鋼(HSLA),適應於大型鋼結構銲接,如鋼結構建築、壓力容器、輸油管、造船、離岸結構及海上油井平台等。高強度低合金鋼是以韌性為主,可承受較大的撞擊力,若受到拉伸應力而破裂,其失效破裂位置常見於熱影響區和或銲接區。因為微觀結構複雜的熱影響區(HAZ)源於不同位置上的熱循環冷卻速度不同,導致各個熱影響次區的相變態微觀組織不同,通常被認為是銲接接頭失效破裂的起因[1-3]。熱影響區的顯微組織於銲件韌性上,扮演一關鍵角色。輸入熱愈高對銲接熔融區和熱影響區的影響愈大,導致銲件強度和延展性的非均質性惡化。某些研究指出銲接輸入熱增加,會生成一較寬

微觀組織決定銲件強度、延展性、韌性及耐腐蝕等特性,有必要 瞭解銲接過程中,微觀組織的發展,例如低合金高強度鋼熱影響區和 熔融區發生的一系列相變態。當加熱過程中,熱影響區內 α 相變態 成 γ 相非常重要,因其晶粒尺寸、組成相分率、變態成 γ 相的成分

均匀度,均會影響後續 γ 的晶粒生長和冷卻過程中相變 [9,10]。 冷卻時 γ 相變態成 α 相的凝固組織,使得銲道金屬中的最終微觀組 織相當複雜。

Bhadeshia 等人[10-14]研究低合金鋼熔融區於冷卻過程中的 γ 相至 α 相的變態,提出預測低合金鋼填積銲道熔融區微觀結構的 相變態模型。模型需要輸入銲接冷卻曲線,化學成分,沃斯田鐵晶粒 尺寸等數據,預測出晶界肥粒鐵,魏德曼肥粒鐵,針狀肥粒鐵及其他 的微米相的各個體積分率。Zhang 和 Elmer 等人[9]的研究結論, AISI 1005 鋼的熔融區內,沃斯田鐵變態起始於 816℃, 有 35% 體積的沃斯田鐵轉變為晶界肥粒鐵;於 590℃時魏德曼肥粒鐵變態開始,增加 54% 體積的 γ 相變態成魏德曼肥粒鐵,剩餘 11% 體積的沃斯田鐵則轉 變成其它微米相組織。 Shome 和 Mohanty [15]報導,HSLA-80 鋼和 HSLA-100 鋼銲件,用最低輸入熱 1.0KJ/mm 下之較快冷卻速率為 53 ℃/s,粗晶粒熱影響區開始變態的理論溫度接近麻田散鐵變態開始溫 度(M_s)約 440℃,導致微觀組織組成為板條狀的麻田散鐵,若改用最 高輸入熱 4.0KJ/mm 時之較慢冷卻速率為 12℃/s,變態開始的溫度在 M。以上,微觀組織如預期的有針狀肥粒鐵存在。整體言高輸入熱銲接 條件 $(3.0 \pm 4.0 \text{KJ/mm})$ 產生較軟的粗針狀肥粒鐵,而在低輸入熱條件 下 $(1.0 \le 2.0 \text{KJ/mm})$,產生具有較高比例細板條狀麻田散鐵的強度較 強熱影響區。

Shi 和 Han [16]報導, 銲件於 800℃至 500℃溫度範圍之間的冷 卻時間增長, 不僅增加先前沃斯田鐵晶粒大小, 也增加 M/A 組成的體 積分率; 高強度低合金鋼的熱影響區模擬,獲得的結果是先前沃斯田 鐵晶粒尺寸變大和 M/A 的體積分率增加, 其韌性會顯著的降低。本含 微量鈦高強度低碳鋼(屬低合金高強度鋼材同類) 具有相當高的降伏 強度約 630MPa 及拉伸強度約 700MPa, 溫度低於 400℃時也有不錯的 抗潛變性[17]。本研究的目的是探討銲接結構應用上, 銲接輸入熱對 此強度高又經濟便宜的低碳鋼材, 其銲道金屬的相變態影響。

2. 最近高強度低合金鋼之銲接製程回顧

2.1 潛弧銲接(SAW) [18]

若干文獻報導均採用小於 3.0 KJ/mm 低輸入熱來研究潛弧銲鉻鉬 鋼和 HSLA 鋼銲件之微組織及機械性質;鮮少報導使用高熱輸入(>3.0 KJ/mm)研究潛弧銲接參數對鋼材銲接接頭性能的影響。本文獻為使用 板厚 16mm 的高強度低合金鋼(成分 wt%: $1.12 \text{ Cr} \times 0.5 \text{ Mo} \times 0.62 \text{ Mn} \times 0.59 \text{ Si} \times 0.023 \text{ S} \times 0.028 \text{ P} \times 0.32 \times 0.40 \text{ C}$),直徑 4mm 填充金屬銲 線(成分 wt%: $1.7 \times 2.0 \text{ Mn} \times 0.08 \text{ Si} \times 0.03 \text{ S} \times 0.03 \text{ P} \times 0.22 \text{ C}$)和 較高輸入熱($3.0 \times 6.3 \text{ KJ/mm}$)的潛弧銲銲接加工研究。結果顯示,當 輸入熱增加到 3.6 KJ/mm 以後,銲道金屬和熱影響區的晶粒結構會粗 化,如圖 1 所示。

同時銲道金屬韌性呈現變化趨勢,於固定銲接速度(200mm/min 或 300mm/min)下,銲接電流由 500A 增加到 600A,銲件韌性會增加, 最大韌性為 3.6KJ/mm (600A),但進一步提升銲接輸入熱 4.2KJ/mm (700A)時,韌性反而會降低,如圖 2(a)所示。若改用輸入熱作為韌 性的函數,則無法看出趨勢,如圖 2(b),可能是由於高輸入熱低冷 卻速率下產生的柔軟相增加。Viano 等人[19]發現,輸入熱由 2.5KJ/mm 增加至 10KJ/mm,銲件韌性會降低三到四倍,吸收能量從約 100J 減至 28J;然而輸入熱 2KJ/mm 增加至 5KJ/mm 範圍,銲件的韌性 降低幅度不大。韌性的變化歸咎於不同形態肥粒鐵的分率變化。 Youngyuth 等人[20]曾報導,固定銲接速度增加銲接電流,銲接韌性 會降低,歸因於樹枝狀晶分量的增加,同時銲件接頭有明顯的非等向 性機械行為。利用掃描電子顯微鏡觀察衝擊試樣斷裂面,進行研究斷 裂模式,低輸入熱斷口呈現脆性斷裂,隨著輸入熱提升劈裂面特徵減 少,逐漸轉變成小窩狀(dimple)的延性特徵增加,如圖 3 所示。

2.2 CO2 雷射及 MAG 電弧的混合銲接[21]

高強度低合金-590 鋼(抗拉強度為 590MPa,成分 wt%:0.02 Cr、 0.02 Ni、1.58 Mn、0.25 Si、0.004 S、0.011 P、0.09 C、0.06 Ti), 分別使用固定雷射功率或固定電弧功率下的雷射/MAG 混合銲接製 程,MAG(metal active gas)的保護氣體為 80%的氫氣加上 20%的二氧 化碳,雷射的保護氣體為氫氣或氦氣,銲線為 DS60(成分 wt%:2.20

Mn、0.70 Si、0.010 S、0.010 P、0.10 C、0.45 Mo)。完成雷射為 主的混合銲接和 MAG 為主的混合銲接。銲道外形上, 雷射為主的混合 銲接優於電弧為主的混合銲接; 銲道穿深上 MAG 為主的混合銲接銲道 優於雷射為主混合銲接, 且 MAG 為主的混合銲接的銲道截面形狀比雷 射為主的混合銲接佳。

固定 2KW 雷射銲接功率,改變 MAG 銲接功率由 1.45KW 到 4.51KW 範圍,見圖 4 顯示其銲道形貌和截面的變化。結果為隨著 MAG 銲接輸 入熱增加(即 MAG 功率增加),銲道高腳杯型的根部會越來越小,銲道 寬度也會隨著 MAG 功率增加而變寬(圖 4)。下列兩個原因可說明:(1) 當 MAG 電流和電壓增加,會使 MAG 的電漿擴大,並吸收在達到標靶金 屬前之雷射電漿的能量。(2)當填料銲線熔解速率加快,熔池高度上 升,促使雷射束輻射點會隨著熔池上升而變高。反之,固定 MAG 銲接 功率在 2.31KW 下,改變雷射銲接功率從 0.9KW 至 2KW 範圍,結果顯 示當 MAG 功率對雷射功率之間的比值增加時,其銲道穿深和寬度均減 少,如圖 5 所示。雷射功率主要在於穿透, MAG 為熔解金屬銲線的主 要熱源,當 MAG 功率對雷射功率的比值超過 2 時,雷射影響較小。

相互比較純雷射銲接、純MAG銲接和雷射/MAG混合銲接三種不同 法之粗晶區微觀結構; 雷射銲接功率為2KW的粗晶區僅觀察到麻田散 鐵, 無肥粒鐵和變韌鐵發現, 即麻田散鐵體積百分比為100%; 用功率 7.5KW的MAG銲接, 其粗晶區肥粒鐵和變韌鐵組成相的佔有比例分別只 有約2.5%和7.2%, 其餘均為麻田散鐵。但混合銲接法的粗晶熱影響 區, 體積百分比則是佔有5.96%的肥粒鐵相和21.75%高體積分率變韌 鐵相, 如圖6所示, 此乃輸入熱總和增加, 促使冷卻時間延長。

2.3 不同比例混合氣體 (Ar/CO₂/O₂) GMAW對實心和包藥銲線效應 [22]

實心銲線和包藥銲線已被廣泛使用於 GMAW(gas metal arc welds) 銲接製程,但鮮有報導保護氣體組成對高強度低合金鋼銲道微觀組織 的影響。這項研究主旨為混合保護氣體(Ar/CO₂/O₂)中的氧氣含量或 CO₂含量變化對高強度低合金鋼分別使用實心和包藥銲線銲接,研究 其銲道金屬成分、顯微組織和機械性質的影響。

使用板厚 20mm 的高強度低合金鋼-700(即最小降伏強度 700MPa),成分見表 1,採用 $Ar/CO_2/O_2$ 不同組合比例的保護混合氣體 (見表 2),進行 GMAW 銲接,比較實心銲線(ER 70S6)與包藥銲線(E 71T-1M)效應。使用包藥銲線的銲道金屬,所含的針狀肥粒鐵和魏德 曼肥粒鐵比例大於使用實心銲線銲接,顯示於圖7及圖8。銲道金屬 之化學成分(表 3)、冷卻速度和夾雜物為最終微觀組織的決定因素。 包藥銲線的銲道,因所含合金元素較多,及保護氣體中含氧比例提 高,產生的氧化物隨之增加,導致夾雜物的體積分率明顯高於實心銲 線的銲件。實心銲線銲道金屬隨保護氣體中氧含量增加到 4%時,降 伏強度及抗拉強度上升;若進一步增加氧含量會導致抗拉強度及延性 下降。包藥銲線銲道金屬隨著保護氣體中之氧含量增加到4%時,降 伏強度及抗拉強度下降但延性不改變,見表4。因實心銲線銲接的保 護氣體中含氧比例提高,夾雜物增加而針狀肥粒鐵增加並阻礙魏德曼 肥粒鐵成長使其降伏強度及拉伸強度上升;而包藥銲線可能所含夾雜 物過少,氧氣過低,使沃斯田鐵晶內成核較少,又因相變態溫度較低, 使得魏德曼肥粒鐵增加,最終導致降伏強度及拉伸強度下降。

2.4 氣體金屬電弧銲接(GMAW)的巨觀及微觀組織之模擬預測[23]

採紊流流體與傳熱模型來模擬銲池的三維空間溫度場和速度 場,預測高強度低合金鋼-100(降伏強度為 100ksi(690MPa),成分 wt%:0.55 Cr、3.55 Ni、0.03 A1、0.84 Mn、128ppm N、0.26 Si、 1.58 Cu、0.029 Nb、0.04 C、0.59 Mo)的銲接冷卻速度,銲道熔融 區形狀和大小,及熱影響區寬度。結果顯示模擬的等溫曲線分布與實 際銲道外形及尺寸相當吻合,見圖 9 所示。銲道金屬微觀結構主要是 由針狀肥粒鐵和少量的變韌鐵組成,但在高熱量輸入下,另有少量晶 界肥粒鐵和魏德曼肥粒鐵形成,如圖 10 所示。

依熱力學及動力學理論,可計算出低合金銲道微觀結構的恆溫 TTT(Temperature-time-transformation)相變態圖。用三種近似銲道 的化學成分計算出的TTT圖,見圖11。C型曲線上方,代表以擴散機 制主宰的晶界肥粒鐵開始形成所需的時間曲線;C型曲線下方,代表 位移機制(displacive mechanism)控制的魏德曼肥粒鐵、針狀肥粒鐵 和變韌鐵變態所需的時間曲線。圖11 中虛線代表碳溶質貧乏區,為 最早由沃斯田鐵分解變態成低碳肥粒鐵的曲線。連續冷卻 CCT(continuous-cooling-transformation)變態圖,可用 "Scheil" 加成規則(addition rule)從先前恆溫 TTT 變態圖換算求得,用以評估冷卻 速率對微觀組織的效應,見圖 12。結果為所有銲道的冷卻曲線會與 α a/α b 位移曲線相交,因此,預期針狀肥粒鐵和變韌鐵會在所有 3 種銲道內形成。只有較慢冷速的冷卻曲線 1 和 2 會攔截到擴散肥粒鐵 曲線,故晶界肥粒鐵會在銲道 1 和銲道 2 的銲道形成,銲道 3 則否。 實驗所觀察到的微觀結構與計算的冷卻速率及 CCT 圖相符合。

3. 本研究實驗方法

板厚4.7mm 熱軋含微量鈦(約0.1wt%)高強度低碳鋼(約0.1%以下 的碳)原材,微觀組成為肥粒鐵和 1~2µm 的散佈波來鐵同時肥粒鐵基 地有奈米 TiC 析出物散佈,見圖 13。惰性氣體保護鎢極電弧銲(GTAW) 以四種銲接輸入熱進行,其銲接參數列於表 5。熱電偶鑲於最近融熔 線邊,測量並記錄升溫/降溫熱循環過程,採用 PC 高速數據擷取系 統。金相試件腐蝕於 3% Nital 約 10 秒。用 200kV 穿透射電子顯微鏡 (TEM) 觀察原材及銲道顯微結構。3mm 的圓盤薄片用雙噴射電解拋 光於-5℃至 10℃溫度範圍及 45V 伏特下完成。

4. 結果與討論

含微量鈦高強度低碳鋼原材的微觀組織,見圖 13 所示,係由等 軸晶粒肥粒鐵和散佈 1~2µm 波來鐵組成,大部分波來鐵析出於晶界 交叉點處為其特色。鋼材的平均晶粒徑粒約 5µm,肥粒鐵和波來鐵體 積百分比分別為 94vo1%和 6vo1%。原材電子顯微鏡組織顯示肥粒鐵晶 粒內有稀少的差排存在和散佈的奈米 TiC 的析出物,見圖 13(b)。銲 接輸入熱影響銲接深度(D)與寬度(W)比值,決定銲道接合完美與否的 最重要參數。四種輸入熱 1.2 KJ/mm, 1.8 KJ/mm, 2.4 KJ/mm和 3.0 KJ/mm 的外形及深寬比(D/W)列於表 4。銲接穿深隨銲接輸入熱的增加 而增大,於最大銲接輸入熱 3.0 KJ/mm 時,板厚可完全貫穿(見表 6)。

不同輸入熱下,由 600°C 至 850°C 的冷卻速率及峰值溫度,列於 表 5。熔融區內的微觀組織(見圖 14),包含晶界肥粒鐵(α),由先 前沃斯田鐵晶界擴散成長;魏德曼肥粒鐵(α_{w}),成核在 α/γ 晶界, 藉由位移機制形成薄楔形板,成長速度受制於界面前端沃斯田鐵內的 碳擴散;變韌鐵和針狀肥粒鐵(α_{a})。其它微米相是由殘留沃斯田鐵,

麻田散鐵,和部分變韌鐵所組成 [10-14]。未變態沃斯田鐵的後續變 態依冷卻速率大小,可變態成變韌鐵或麻田散鐵。側板魏德曼肥粒鐵 成長於沃斯田鐵晶界,外形特徵為平行肥粒鐵板條。針狀肥粒鐵,被 認為是韌性增加相,主要存在於沃斯田鐵晶粒內。

低合金高強度鋼於銲接後的銲道微觀結構是相當複雜的,因為銲 接過程的快速加熱與冷卻導致嚴重的熱力學非平衡下凝固,化學成分 偏析和結構變化,是一種異質性固化。微觀組織會隨著合金元素的添 加、銲接尖峰溫度的高低和相變態中的冷卻速率而改變[1-4,27, 28]。先前沃斯田鐵晶界上的晶界肥粒鐵(見圖 13)厚度隨著輸入熱由 1.2 KJ/mm 增加至 3.0 KJ/mm,且冷卻速度由 31℃/s 減緩到 16℃/s 而變厚,歸因於冷卻速率的減緩,有利於碳原子擴散,使得晶界肥粒 鐵(α)增厚。此外魏德曼肥粒鐵相也出現在熔融區內(見圖 14)。

晶界肥粒鐵是冷卻沃斯田鐵晶粒低於910℃時所形成的第一個相 [11-13],成核於先前柱狀沃斯田鐵晶粒之晶界上,因為晶界是碳原 子最容易擴散的路徑,且增厚率受到在相變態界面前端的沃斯田鐵內 碳原子擴散控制。Dallam 和 Olson [27]主張肥粒鐵層厚度不受最初 先前沃斯田鐵晶粒尺寸的影響。 Bhadeshia 等人[11-13]提出肥粒鐵 的增長速度理論模型,是受到前端沃斯田鐵中碳的擴散控制肥粒鐵/ 沃斯田鐵的界面移動,故晶界肥粒鐵層厚度可以下列拋物線增厚關係 式計算[9,11-13]:

$$q = \int_{T_{l}}^{T_{h}} \frac{1}{2} \alpha_{1} t^{-\frac{1}{2}} dt$$
(1)

其中 q 是晶界肥粒鐵層厚度, t 為時間, T_i和 T_i為開始和完成的變態 溫度, α₁是一維拋物線增厚率常數。

熱影響區(HAZ)的微結構包含許多變韌鐵且隨輸入熱增加變粗, 如圖 15 所示,此也與較慢冷卻速度相關。有人提出[10-14],當鋼銲 接時,銲接熱影響區的沃斯田鐵晶粒粗化程度取決於銲接輸入熱。最 高輸入熱下,冷卻速率大幅度下降,熔融區獲得較多的魏德曼肥粒 鐵,並相對針狀肥粒鐵減少[11]。Zhao 等人[26]指出當冷卻速度從 50℃/s 下降到 10℃/s,低碳的管線鋼中肥粒鐵會增厚,從針狀肥粒 鐵變態成多邊形肥粒鐵。

熔融區的針狀肥粒鐵較粗且先前沃斯田鐵晶粒不大不易辨識,見 圖 15。Bhadeshia 等人[11-14]發現較大的前沃斯田鐵晶粒有利於晶 界內針狀肥粒鐵成核,小晶粒有利於晶界成核的肥粒鐵相,因為有更 多的晶界形核位置。 Shome 和 Mohanty [15]報導,在最大的銲接輸 入熱下,冷卻速度較慢,可產生較高的體積分率的針狀肥粒鐵和晶界 肥粒鐵。Beidokhi 和 Dolati 等人[25]指出,鈦添加於高強度低合金 鋼銲道金屬,除了會促進微觀結構產生針狀肥粒鐵,而且提升銲道金 屬的延展性。

殘留應力受溫度梯度場誘發關係到差排的形成和繁衍,輸入熱低 時呈現稀少且長條差排,如圖 16 (a)所示。隨著銲接輸入熱增加, 差排密度增大且差排逐漸相互交錯(見圖 16)所示,最高輸入熱的肥 粒鐵晶粒基地存在錯綜複雜的差排,是由高熱應力的塑性變形所引 起。Yang 和 Bhadeshia [14]曾提出,銲接過程中塑性變形會導致針 狀肥粒鐵內和殘留沃斯田鐵內的差排密度增加。

本研究含微量鈦高強度低碳鋼最快的冷卻速度 31℃/s,低於 HSLA 80 鋼和 HSLA 100 鋼出現麻田散鐵的冷卻速率 53℃/s[15],故 金相上並未發現有大量的麻田散鐵存在,如表 7。雙晶通常發生在滑 移系統受到限制或滑移臨界分量剪應力增高,使得形成雙晶所需的應 力小於滑移所需的應力。Lee 和 Lin 等人[28]認為,當差排滑移遇到 高的阻力,例如錯位糾結的存在,流應力超過雙晶臨界門檻應力時, 雙晶先產生。含微量鈦高強度低碳鋼於不同的銲接輸入熱,電子顯微 鏡影像觀察到熔融區內有雙晶結構存在(圖 17)。在所有輸入熱條件 下,雙晶形態均為條紋狀雙晶束,基於銲接過程中溫度梯度在熔融區 和熱影響區造成不同的熱膨脹,通常足以產生熱應力,引發塑性變 形。金屬和合金產生雙晶相變,是為舒緩減輕局部應力或容納局部的 應變[5]。

溫度梯度和熔融區凝固,為銲接熱應力產生雙晶的主要因素。若 干報導[5,29]曾指出,雙晶不僅出現在鐵錳合金,也發生在肥粒鐵 結構的含釩(V)低碳鋼。藉銲接輸入熱改變,熔融區內可獲得不同 形貌與密度的雙晶麻田散鐵(見圖 17)。條紋狀雙晶麻田散鐵束存在 於M/A組成中的殘留沃斯田鐵基地,如圖 17所示。Podder 和 Bhadeshia

[30]指出,雙晶麻田散鐵為典型的高碳沃斯田鐵變態。當輸入熱增加,冷卻速率降低,更多肥粒鐵形成與成長,促使大量碳原子擴散到殘留沃斯田鐵內,形成高碳沃斯田鐵相,於冷卻是至 300℃~400℃時,殘留沃斯田鐵相中碳可累積達 0.5%~0.8%,有利於雙晶麻田散鐵生成 [31]。

除此之外,再固化的熔融區發現,飽和肥粒鐵基地有些非常細小 的熔解後再析出 TiC 析出物,有利於鋼的強化。低銲接輸入熱 1.2KJ/mm 和 1.8 KJ/mm 條件下,並未發現有奈米尺寸的 TiC 顆粒存 在。唯有 2.4 KJ/mm 以上輸入熱,才有奈米 TiC 粒子析出於α晶粒 內。因較高的輸入熱 3.0 KJ/mm 下,會有更多奈米 TiC 顆粒析出(見 圖 18),歸咎於冷卻速度較慢,有助於碳原子擴散與碳化物於晶格內 缺陷上的形成。

5. 結論

- 近年高強度低合金鋼銲接已從傳統潛弧銲(SAW),氣體保護金屬 電弧銲(GMAW)進步到雷射與活性氣體保護(MAG)的混合銲接法和 包藥銲(Flux cored arc welding)的使用。
- 含微量鈦高強度低碳鋼在較高的輸入熱和較慢冷卻速率下,產生 較厚的晶界肥粒鐵,同時銲件的深度/寬度之比值增加,獲得板 厚的充分穿透。
- 3. 隨著銲接輸入熱的增大,熱應力會導致差排和纏結差排的缺陷結構。殘留沃斯田鐵中的條紋狀雙晶束增多,奈米 TiC 顆粒於銲接加熱熔解後再析出,以上均為相對高銲接輸入熱具有較慢冷卻速率,有利於碳原子擴散到殘留沃斯田鐵相內或晶格缺陷上。

表1 高強度低合金鋼和銲線的化學成分 (wt%) [22]

Material	С	Mn	Si	Ni	Мо	Cr	S	Р	В
HSLA steel Solid wire	0.14 0.06	1.33 1.46	0.44 0.89	_			0.005 0.019	0.026 0.026	0.002

Sample No.	Gas composition (Ar-Co ₂ -O ₂)	Pass sequence	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)
S 1	80-18-2	Root	214	32	28
		Тор	270	33	28
		Back	205	32	28
S2	80-17-3	Root	213	32	28
		Тор	271	33	28
		Back	205	32	28
S3	80-16-4	Root	215	32	28
		Тор	270	33	28
		Back	204	32	28
S4	80-15-5	Root	214	32	28
		Тор	270	33	28
		Back	204	32	28
F1	80-18-2	Root	234	32	27
		Тор	282	35	27
		Back	222	32	27
F2	80-18-4	Root	235	32	27
		Тор	281	35	27
		Back	222	32	27
F3	75–25–0	Root	233	32	27
		Тор	280	35	27
		Back	225	32	27

表2 實心銲線和包藥銲線之銲接參數[22]

表3 銲道金屬化學成分(wt%)[22]

Elements	Solid wire			Flux cored wire					
	S 1	S2	S 3	S 4	F1	F2	F3		
С	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.08		
Mn	1.08	1.05	1.04	1.02	1.10	1.10	1.04		
Si	0.56	0.54	0.51	0.50	0.32	0.30	0.26		
Ni	_	_	_	_	0.09	0.09	0.08		
Мо	_	_	_	_	0.02	0.01	Trace		
Cr	_	_	_	_	0.04	0.03	0.03		
S	0.025	0.023	0.023	0.022	0.016	0.015	0.015		
Р	0.026	0.026	0.024	0.024	0.024	0.024	0.024		

Sample No.	YS (MPa)	UTS (MPa)	% EL	Hardness (VPN)	Charpy in toughness At 27 °C	npact (J) At -30 °C
S 1	265	504	12	188	84	31
S 2	277	543	14	198	87	32
S 3	287	600	14	200	98	37
S4	289	567	10	195	88	31
F1	297	585	13	209	106	38
F2	291	562	12	197	93	31

表 4 實心銲線與包藥銲線的銲道金屬機械性質比較[22]

表5 氫氣電弧銲(TIG)的銲接參數

Heat input	1.2 kJ/mm	1.8 kJ/mm	2.4 kJ/mm	3.0 kJ/mm
Current	50 A	75A	100A	125A
Arc voltage	20 V	20 V	20 V	20 V
Travel speed	50 mm/min	50 mm/min	50 mm/min	50 mm/min
He flow rate	20 <i>l</i> pm He			

表 6 銲道深度與寬度的尺寸及比

Heat input	Depth (D) (mm)	Width (W)(mm)	D/W
1.2 kJ/mm	1.25	2.71	0.46
1.8 kJ/mm	3.07	4.42	0.69
2.4 kJ/mm	3.42	4.29	0.72
3.0 kJ/mm	4.70	4.85	0.96

	1.2 kJ/mm	1.8 kJ/mm	2.4 kJ/mm	3.0 kJ/mm
Peak temperature	872°C	1026 °C	1452 °C	1682 °C
Cooling rate (850°C~600°C)	31 °C/s	25 °C/s	19 °C/s	15 °C/s

表7 不同輸入熱下近熔融區的峰值溫度和冷卻速度



圖 1 光學顯微組織影響其輸入熱(a) 3.0 KJ/mm(500A, 300mm/min), (b) 3.6 KJ/mm(600A, 300mm/min), (c) 4.2 KJ/mm(700A, 200mm/min), (d) 6.3 KJ/mm(700A, 200mm/min) [23]



圖 2 (a) 銲接電流與韌性圖之關係(b) 銲接輸入熱與韌性之關係[23]



圖 3 銲接接頭產生斷裂韌性的掃描電鏡圖像,使用輸入熱(a) 3.0 KJ/mm,(b) 3.6 KJ/mm,(c) 4.2 KJ/mm,(d) 4.5 KJ/mm,(e) 5.4 KJ/mm和(f) 6.3 KJ/mm[23]

MAG power	Bead appearance	Profile
100A, 14.5V (1.45kW)	20mwg	- O 3 <u>m</u> m
140A, 16.5V (2.31kW)		3 <u>mm</u>
180A, 18.5V (3.33kW)	20mm	3 <u>m</u> m
220A, 20.5V (4.51kW)	<u>20mm</u>	3 <u>mm</u>

圖 4 MAG 功率對銲道外觀和銲道剖面圖之影響。[24]

Laser power	1.8	1.6	1.5	1.3	1.1	0.9
Profile	3 <u>mm</u>	- •				

圖5 雷射功率對銲道外觀之影響。[24]



圖 6 各別雷射, MAG 和混合銲接的粗晶熱影響區組織。[24]



圖 7 微觀結構(a)母材與銲接金屬(b)試件 S1(c)試件 S4(d)試件 F1[25]



圖 8 不同編號試件銲道微觀組織組成相的體積分率[25]



圖 9 模擬計算與金相的熔融區和熱影響區幾何形狀比較。輸入熱為(a)2.4 KJ/mm(銲件3)(b)3.15 KJ/mm(銲件2)以及(c)3.94 KJ/mm(銲件1)。WT,WM, WB分別代表上,中,底部的熱影響區寬度。[26]





圖 11 銲件 1 的計算 TTT 圖,由塊材區和局部溶質缺乏區組成。符號 α、α·、 α·和 α·為晶界肥粒鐵、魏德曼肥粒鐵、針刺狀肥粒鐵和變韌鐵。[26]



圖 12 銲件 1 的計算 CCT 圖,由主要區和缺乏溶質區組成。符號 α、α_{*}、α_{*}和 α_b 為晶界肥粒鐵、魏德曼肥粒鐵、針刺狀肥粒鐵和變韌鐵。B₈和 M₈分別為變韌 鐵和麻田散鐵。[26]



圖13 含微量鈦高強度低碳鋼原材顯微組織(a)光學微觀(b)電子顯微鏡微觀。



圖 14 不同輸入熱下(a) 1.2 KJ/mm(b) 1.8 KJ/mm(c) 2.4 KJ/mm(d) 3.0 KJ/mm 熔融區之微觀組織。



圖 15 不同輸入熱下(a)1.2 KJ/mm(b)1.8 KJ/mm(c)2.4 KJ/mm(d)3.0 KJ/mm 之熱影響區組織。



1.2 kJ/mm 100 nm 1.8 kJ/mm 24 kJ/mm 2.4 kJ/mm 100 nm 3.0 kJ/mm 100 nm

圖 16 在不同輸入熱:(a)1.2 KJ/mm(b)1.8 KJ/mm(c)2.4 KJ/mm(d)3.0 KJ/mm, 熔融區內肥粒鐵基地中的差排組織。



圖 17 熔融區在不同輸入熱下:(a) 1.2 KJ/mm (b) 1.8 KJ/mm (c) 2.4 KJ/mm (d) 3.0 KJ/mm 的雙晶結構。



圖 18 溶解再析出的 TiC 奈米析出物出現於銲接輸入熱(a)2.4 KJ/mm(亮場)(b) 2.4 KJ/mm 的(暗場)(c) 3.0 KJ/mm(亮場)(d) 3.0 KJ/mm 的(暗場)。

致謝

感謝國家科學委員會 97-2221-E-019-006-MY3 的研究計畫補助。

參考文獻

- Hyun Jo Jun, K. B. Kang, C. G. Park, Scripta Mater., Vol. 49, 2003, pp. 1081–1086.
- [2] J. Onoro 和 C. Ranninger, J. Mater. Process. Technol., Vol. 68, 1997, pp. 68-70.
- Q. Xue, D. Benson, M.A. Meyers, V.F. Nesterenko, E.A.
 Olevsky, Constitutive response of welded HSLA 100 steel, Mater. Sci. Eng., A, Vol. 354, 2003, pp. 166-179.

- [4] E. Bayraktar, J. P. Chevalier, D. Kaplan, L. Devillers, The Arabian Journal for Science and Engineering, Vol. 34, 2009, pp. 115–127.
- [5] K. Poorhadrai, B.M. Patchett, D.G. Ivey, Mater. Sci. Eng., A, Vol. 435-436, 2006, pp. 371-382.
- [6] T. Mohandas, G. Madhusudan Reddy, B. Satish Kumar, J. Mater. Process. Technol., Vol. 88, 1999, pp. 284-294.
- [7] G. Madhusudhan Reddy, T. Mohandas, K. K. Papukutty, J. Mater. Process. Technol., Vol. 74, 1998, pp. 27–35.
- [8] G. Madhusudhan Reddy, T. Mohandas, J. Mater. Process. Technol., Vol. 57, 1996, pp. 23–30.
- [9] W. Zhang, J.W. Elmer, T. DebRoy, Mater. Sci. Eng., A, vol. 333, 2002, pp. 320-335.
- [10] G. Spanos, R. W. Fonda, R. A. Vandermeer, A. Matuszeski, Metall. Mater. Trans. A, Vol. 26A, 1995, pp. 3277-3293.
- [11] R.W.K. Honeycombo, H.K.D.H. Bhadeshia, Steel-Microstructure and Properties, Steels-Microstructure and Properties, second ed., Elsevier Ltd, Burlington, 1995.
- [12] H.K.D.H Bhadeshia, L.E. Svensson, B.Gretoft, Acta Metall., vol. 33, 1985, pp. 1271-1283.
- [13] L.E. Svensson, B. Gretoft, H.K.D.H. Bhadeshia, Scand. J. Metall., Vol. 15, 1986, pp. 97-103.
- [14] J. R. Yang, H. K. D. H. Bhadeshia, Welding Journal, vol. 69, 1990, pp. 305s-307s.
- [15] M. Shome, O. N. Mohanty, Metall. Mater. Trans. A, vol. 37A, 2006, pp. 2159-2169.
- [16] Yaowu Shi, Zhunxiang Han, J. Mater. Process. Technol., vol. 207, 2008, pp. 30-39.
- [17] Hsiu-Chuan Hsu, Tiz-Pin Wang, Fang-Hsin Kao, Shing-Hoa Wang, Rong-Tan Huang, Tsair-Tian Wu, Mater. Chem. Phys., 2009.
- [18] K. Prasad *: D. K. Dwivedi*, Int J Adv Manuf Technol (2008) 36:475 - 483

- [19] Viano DM, Ahmed NU, Schumann GO (2000) Influence of heat input and travel speed on the microstructure and mechanical properties of tandem submerged arc HSLA steel weldments. Sci Technol Weld Join 5(1):26
- [20] Yongyuth P, Ghosh PK, Gupta PC, Patwardhan AK, Satya P(1992) Influence of macro/microstructure multipass submerged arc welded on the toughness of 'all weld' C-Mn steel deposits. ISIJ Int 32(6):771
- [21] LIU Zhongjie, KUTSUNA Muneharu and SUN Liquan, 溶接學會論 文集 第24集 第1號 p.17-25 (2006)
- [22] S. Mukhopadhyay · T.K. Pal, Int J Adv Manuf Technol (2006) 29: 262 - 268
- [23] Z. YANG and T. DEBROY, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS B VOLUME 30B, JUNE 1999. p483-493
- [24] De-liang Ren, Fu-ren Xiao, Peng Tian, Xu Wang, Bo Liao, Metallurgy and Materials, Vol. 16, 2009, pp.65-70.
- [25] B. Beidokhti, A. Dolati, A.H. Koukabi, Mater. Sci. Eng., A, vol. 507, 2009, pp. 167-173.
- [26] Ming-Chun Zhao, Ke Yang, Fu-Ren Xiao, Yi-Yin Shan, Mater. Sci. Eng., A, vol. 355, 2003 pp. 126-136.
- [27] C. D. Dallam, D. L. Olson, Welding Journal, vol. 68, 1989, pp. 198s-205s.
- [28] Woei-Shyan Lee, Chi-Feng Lin, Chen-Yang Liu, Chin-Wei Cheng,J. Mater. Process. Technol., Vol. 183, 2007, pp. 183–193.
- [29] M. Tumuluru, Welding journal, vol. 89, 2010, pp. 21-30.
- [30] A. Saha Podder, H.K.D.H. Bhadeshia, Thermal stability of austenite retained in bainitic steels, Metall. Mater. Trans. A, vol. 527, pp. 2121-2128, 2010.
- [31] H. Ikawa, H. Oshige, T. Tanoue, Trans. Japan welding Soc. Vol11, 1980, pp. 3–12