

填料粉末對雙相不銹鋼硬銲件腐蝕之影響

吳昶輝、邱六合*

Effect of Filler Powder on the Corrosion Behavior of Brazed Duplex Stainless Steel

Chang-Hui Wu and Liu-Ho Chiu*

摘要

本研究針對 2205 雙相不銹鋼真空硬焊接後，母材與填料金屬間的伽凡尼腐蝕效應作探討。以機械球磨進行配製不同元素比例的 BNi-7 鎳基硬焊金屬填料粉末，並用此粉末進行 UNS31803 (2205) 雙相不銹鋼的真空硬焊，並將焊件進行腐蝕試驗並模擬硬焊後之填料金屬之電化學實驗，量測填料與 2205 基材間之平衡電位差距，期望可以獲得金屬填料粉末與 2205 雙相不銹鋼基材之腐蝕性質相近的焊接件。在粉末製備的過程中，合金元素的比例宜選定適當的化學成分，才可獲得期望的熔融填料腐蝕特性。進一步利用這些填料對 2205 雙相不銹鋼實際硬焊後進行 6%FeCl₃ 的浸泡試驗，其接合處的表面腐蝕型態與電化學試驗之結果相符。

關鍵詞：2205 雙相不銹鋼；機械合金法；鎳基填料；極化曲線。

ABSTRACT

The purpose of this study is to produce the brazing filler powders with different alloying compositions by mechanical milling. The experimental techniques used include scanning electron microscopy, X-ray diffraction and differential thermal analysis. The partial amorphous powders were obtained by mechanical alloying from the mixture powders of BNi-7 and Cr₂N or Cr. The wettability of filler metal was proceeded on a 2205 duplex stainless steel plate in a vacuum furnace, and corrosion properties were progressed by a potentiodynamic polarization experiment. The brazing filler added 10%Cr and 2%N could be obtained a receivable wettability and corrosion properties compatible to the 2205 plate.

Keywords: 2205 duplex stainless steel; mechanical alloying; nickel brazes; potentiodynamic polarization curve.

一、前言

沃斯田鐵相及肥粒鐵相所組成的雙相不銹鋼，具有良好的機械強度與抗孔蝕能力之組合，因此廣泛應用於石化及海洋等嚴苛環境^[1]。但雙相不銹鋼由高溫區冷卻時，其 σ 相析出對於其孔蝕特性有負面影響，如 Potgieter^[2] 證明微量 σ 相析出即導致 SAF2205 在 10% H_2SO_4 硫酸溶液及 3.5%NaCl 水溶液之耐蝕性大幅降低，故有許多文獻^[3-5] 探討如何以熱處理控制 σ 相之析出，獲得從固溶溫度冷卻速度大於 0.25°C/s 時即可抑制 σ 相析出。

傳統的熔融焊接方法，容易會有熱影響區之產生導致 σ 相析出，因此尋求不會有溫度梯度產生之接合方式如真空硬焊，用於雙相不銹鋼接合，且控制冷卻速率便可避免 σ 相析出，應具有實用潛力。Chiu^[6] 等人進行 2205 雙相不銹鋼真空硬焊件耐蝕性研究，說明真空硬焊製程雖可避免因溫度梯度所造成的不良析出相影響，但所使用的填料金屬卻也造成接合件之伽凡尼腐蝕問題。

商用真空硬焊所用填料，因與雙相不銹鋼基材之化學成份差異很大，造成伽凡尼效應的影響，使得硬焊接合件的抗蝕性降低。因此本實驗進行以機械合金法配製添加含 Cr、N、Fe 等不同合金元素之 BNi-7 填料金屬，初步探討其與 UNS31803 (2205) 雙相不銹鋼潤濕性與電化學特性之差異。

二、實驗步驟

2-1 粉末製備與分析

選用美國 Wall Colmonoy 公司所生產之鎳基硬焊填料粉末 BNi-7 (Ni-14Cr-10P) 做為起始粉末，添加 Cr、 Cr_2N 粉末進行配製。配製比例、詳細成分如表 1。

粉末經 SPEX 8000D 型球磨機球磨。以 1/4 英寸直徑之 52100 鉻鋼球作為球磨之介質。球磨罐之尺寸為內徑 38mm、深度 57mm，以 AISI M2 (JIS SKH9) 工具鋼製作而成。每一次球磨封罐為 5 公克

的粉末，按 1：10 之粉末－鋼珠比並以氬氣封罐，進行 3 小時之球磨。每球磨 30 分鐘間歇 30 分鐘的過程進行。

以 X-ray 繞射法檢測粉末結構變化。使用 SIMENS D500 型 X-ray 繞射儀，X 光源為銅靶，操作條件為：電壓 40KV，電流 20mA，掃描速率為 0.05 度/秒，停留時間為 1 秒，掃描角度 20~120 度。

填料粉末則以 TA SDT2960 DTA-TGA 示差熱分析儀系統探討其於升溫時發生之相變化行為。秤取粉末 0.03mg，裝入氧化鋁坩堝，將其置入 DTA 儀器中，而以 10°C/min 之升溫速率加熱至 1200°C，同時通入 Ar 氣以防止氧化，所得的圖形判斷是否在其間有特殊相或化合物之形成，以及測得液相點的溫度。最後並以 JEOL JSM-5600 掃描式電子顯微鏡 (SEM) 觀察填料粉末型態。

2-2 極化曲線試驗

極化曲線分析使用 EG&G 273 恆電位儀，及 CorrWare 電化學測試軟體進行測試。試驗溶液為 3.5wt% NaCl 水溶液，2205 基材以及熔融填料試片以銅導線連結試片為工作電極，試片表面皆經過 # 1000 碳化矽水砂紙逐步研磨，以飽和氯化銀電極 (SSE) 為參考電極，白金電極為輔助電極。於溶液靜置 10800 秒進行開路電位對時間的變化試驗，再以 1mV/sec 之掃描速率，於開路電位 -0.5V~+1.5V 的範圍進行極化曲線測試，最後將所得之極化曲線，以 CorrView 分析軟體分析其腐蝕電位 E_{corr} 及腐蝕電流 I_{corr} ，以瞭解填料金屬與 2205 基材之電位差異及腐蝕行為。

2-3 真空硬焊搭接

將 Avesta 2205 雙相不銹鋼切割製成 55mm × 15mm × 2mm 的試片，以避免試片翹曲，並配合自製的石墨底座以製作出 0.02mm 間隙進行搭接。將試片以石墨底座固定，粉體填料配合 Nicrobraz S-Binder (3：1) 製程膏狀填料均勻塗於搭接入口

處，放入真空熱處理爐中，升溫至硬焊溫度（1050 °C），持溫 10 分鐘，再以 0.1°C/s 冷卻速率冷卻至常溫。使用的光學顯微鏡為 Olympus BHM-112B 型，觀察填料/母材界面處的接合情形。並以電子微探儀（Electron Probe X-ray Microanalyzer, EPMA）作硬焊接合件之界面定性與定量分析及元素分佈。

2-4 浸泡試驗

為評估焊件抗蝕之能力，特參酌 ASTM G48 規範，將經過不同填料之真空硬焊搭接後的試片，分別切先放入丙酮並以超音波清洗 5min，取出烘乾後，以游標尺測量其表面積，並使用型號 AND ER-182A 之精密電子天平測試片重量至小數點以下四位。以 6% FeCl₃ 溶液作為腐蝕液，2205 雙相不銹鋼臨界孔蝕溫度（Critical Pitting Temperatures; CPTs），即 47.5°C 作為實驗溫度，將各組試片放入其中，升溫至 47.5°C 持溫 24 小時，取出試片再以丙酮及超音波清洗 15min，測量試片重量以計算重量損失。而經腐蝕試驗後之硬焊接合試片也以掃描式電子顯微鏡觀察其接合區及表面之腐蝕狀況。

三、結果與討論

3-1 填料粉末分析

經不同製備法生成的填料粉末 SEM 之觀察如圖 1 所示，由圖 1(a) 可知經由氣霧法製備之 BNi-7 原始粉末顆粒，由於凝固過程中之內聚力作用呈現圓球狀或似球狀，顆粒大小平均約 30~60 μm；而 1(b) 為經 3 小時機械球磨之 BNi-7 粉末，起始粉末之間的球磨作用而達到一連串的塑性變形、冷焊、碎裂的現象，造成填料顆粒細化，呈現較原始粉末為小之粒徑 (20~30 μm) 且幾何形狀複雜不規則團塊。圖 1(c) 及 (d) 分別為於 BNi-7 粉末加入 5%Cr 及 10%Cr 經機械合金法球磨 3 小時生成粉末之 SEM 型態，粉末之內部組織次第成為層狀組織並越來越細之過程，係利用機械式強制混練，使不同元素之粉末反

覆折疊及壓軋而混合，而粉末組織亦呈現經球磨後之複雜幾何形狀顆粒。另有配置以 BNi-7 為基材配合 Cr₂N，以改變粉末之 N 含量目的探討其效果，BNi-7 加入 Cr₂N 及 Fe 球磨後所得的粉末型態與 BNi-7 加入 Cr 機械合金化的粉末類似。

不同粉末 X-ray 繞射圖如圖 2 所示，判定未球磨之 BNi-7 粉末以鎳固溶體 (α -Ni) 為主，散佈少許其他低溶點添加合金元素之金屬間化合物相 (Ni₃P)，此外未球磨之 Cr 粉末亦為結晶狀態的粉末。而經過 3 小時球磨後的粉末繞射圖案，可看出變寬的低角度最強波峰及存有少許相對較弱的波峰，顯示出 3 小時球磨對填料粉末有生成部分非晶質相，且產生合金元素充分混合為 Ni-Cr-P 系合金的作用。圖 3 由未球磨氮化鉻粉末之 XRD 可看出其為單相 Cr₂N 化合物，當與 BNi-7 粉末配製成 1%N 及 2%N 的 Ni-Cr-P-N 合金系，其經球磨 3 小時的 XRD 亦可看出與 BNi-7 球磨 3 小時的部分非晶質化，且單相 Cr₂N 化合物波峰均已消失，表示 Cr 與 N 應固溶進入 Ni 基合金已內充分的合金化。由圖 4 未球磨鐵粉之 XRD 可看出主要為 α -Fe 的繞射峰值，當與 BNi-7 粉末當配製成 10%Fe、25%Fe、30%Fe 及 40%Fe 的 Ni-Cr-P-Fe 合金系時，其經球磨 3 小時的 XRD 亦可看出與 BNi-7 球磨 3 小時的部分非晶質化，且單相的 α -Fe 的繞射峰值亦均已消失，表示 α -Fe 應已固溶進入 Ni 基合金內且充分的合金化。

圖 5~6 是 BNi-7 添加 Cr 及 Cr₂N 填料粉末 DTA 圖，由未經球磨 BNi-7 粉末之 DTA 曲線可看出，在約 892°C 附近有明顯液相生成之吸熱峰，由於 DTA 以 10°C/min 之升溫速率，使其液相約有遲延之現象；但經球磨後，約在 370°C~390°C 有放熱峰出現，此可能為球磨後非晶質變為結晶化的放熱作用所導致，驗證球磨後 XRD 圖樣所敘明的非晶質作用。另外在機械球磨高能量作用，粉末產生碎裂，凝結所生成較小粒徑之團塊，有較高表面能量和凝聚能量，使其液相線溫度降低，而球磨效果乃針對同一合金系統，當顆粒細化至 10 μm 以下甚至達奈

米級才有顯著效果，而本研究中，其效果因球磨法時間較短，粒徑細化程度受限，因此合金成分造成之 T_m 上升之效果比球磨效應大。雖本研究填料的合金成分的比例有所差距，但皆落於 Ni-Cr-P 的三元共晶點，所以液相線降低的現象並不十分明顯。圖 7 為不同含 Fe 量之 BNi-7 經機械合金法球磨 3 小時生成粉末之 DTA 圖形，由圖形發現，隨著鐵含量的增加，吸熱峰的溫度也會同時向右增加，且其吸熱峰的強度亦隨之減弱，意即吸熱反應所吸收的熱能減少；主要的原因為，在增加填料金屬中 Fe 元素的含量時，相對的也減少了原本 BNi-7 中溶點降低元素 P 的含量，因此在新生成的 Ni-Cr-P-Fe 合金系填料時，其熔點便會往上升。

3-2 極化曲線試驗

圖 8~10 分別為基材與各種熔融填料金屬凝固後拋平之極化曲線，表 2 為由極化曲線進一步分析之腐蝕電流密度 (I_{corr}) 及腐蝕電位 (E_{corr})。由圖 8 觀察得知，隨著機械合金法細化粉體之製程的導入，以及 Cr 元素的添加，皆會使腐蝕電位 (E_{corr}) 增加和腐蝕電流密度 (I_{corr}) 下降，因此除了腐蝕電流密度的下降增加填料金屬本身的耐蝕性以外，腐蝕電位趨近於雙相不銹鋼基材之腐蝕電位 (約 0.07V)，更可減少填料金屬與 2205 基材間的電位差，降低接合後所產生的伽凡尼效應。進一步的觀察發現，當添加 Cr 元素至 10% 及 20% 時，皆會使孔蝕電位 (E_{pit}) 明顯上升，增加填料本身的抗孔蝕能力。圖 9 為不同 N 元素含量的填料金屬粉末之極化曲線，由於以添加 Cr_2N 來達到添加 N 的目的，所以在腐蝕電位的表現上由於所伴隨的 Cr 元素添加有和僅添加 Cr 的元素有相同的趨勢，不過在腐蝕電流密度和孔蝕電位並沒有明顯的變化。圖 10 為不同 Fe 元素含量的填料金屬粉末之極化曲線，此圖與前兩者有不同的趨勢，隨著 Fe 元素的添加會使得腐蝕電位下降，除了偏離原始 BNi-7 填料的腐蝕電位值外，更增加了與 2205 基材間的電位差，且孔蝕電位亦明顯的下降甚至可說沒有孔蝕電位的發生，其主要原因為 Fe 元素

不斷的添加以形成 Ni-Cr-P-Fe 合金系，卻也相對減少此合金系中的 Cr 含量，使的提供填料耐蝕性的來源減少，此結果亦可從腐蝕電流密度的增加及圖形曲線的轉變得到應證。

3-3 硬焊接合件分析

圖 11 為硬焊接合後之界面微觀組織，由圖中看出，於熔融填料區為 Ni-Cr-P 雙相共晶結構，其硬焊接合界面都有良好的接合性；亦可在填料與母材間因腐蝕所產生的中間帶，此為填料與母材 2205 雙相不銹鋼的反應層。觀察硬焊接合件的界面，亦說明真空硬焊接製程，可獲得良好的接合界面特性，且藉由適當的夾具設計，可有效的控制硬焊間隙的寬度 (約 20~30 μm)。

圖 12 硬焊接和界面之元素分析，由圖可看出填料到基材間，有一明顯的成份下降趨勢，這一層即為填料與母材 2205 雙相不銹鋼的反應層；此外雙相不銹鋼中的 Fe 元素亦有向內擴散的趨勢。由熔融的填料區可發現，原本金相微觀組織所觀察到的填料雙相結構中，在填料中央析出的深色區域可能為 (Ni,Cr) 3P 相，而與界面較靠近的淺色區域則為 Ni 基填料的固溶區域，亦為 Fe 元素的擴散相。但由於 N 含量太低的關係，所以 N 分析並不明顯。

表三硬焊接合件之腐蝕重量損失可以看出，以趨近接合母材成份為目的之合金元素添加，皆有助於焊件整體耐蝕性的提升；就單一元素討論：隨著 Cr 的增加，硬焊接合件的單位面積重量損失隨之下降，意即其焊件抗蝕性隨之上升，除了，填料 Cr 含量趨近 2205 的化學成分，降低因元素容度差異所造成的伽凡尼腐蝕外，Cr 本身亦為提升抗蝕性的主要元素，因此抗蝕性會隨著 Cr 的增加而上升。就 N 元素的影響而言，理論上，N 應為雙相不銹鋼中沃斯田鐵之穩定元素，有助於抗蝕性的提升，但在此以球磨 BNi-7 + Cr_2N 粉末的方式，將 1%N 及 2%N 導入填料的合金系統當中，除了超過雙相不銹鋼中 N 元素的理想固溶量 (約 0.25%) 外，填料粉末中微量未合金化的 Cr_2N ，將可能成為析出的成核點，

在冷卻的過程中，使填料析出富 P 及 Cr 相及富 Fe 及 Ni 兩項，而不利於抗蝕性的提升。Fe 元素的添加為趨近 2205 的化學成分的最主要合金元素，然而在合金配製球磨的過程中，Fe 元素不斷的添加以形成 Ni-Cr-P-Fe 合金系，卻也相對減少此合金系中的 Cr 含量，使得提供填料耐蝕性的來源減少，因此當 Fe 添加至 30% 及 40% 時，填料合金系統中的 Cr 含量已分別下降至 9.8% 及 8.4%，此值除了偏離 2205 雙相不銹鋼中的 Cr 含量（約 22%），亦小於不銹鋼提供抗蝕元素 Cr 含量之基本要求（12%），因此重量損失雖然比以原始 BNi-7 填料之焊件稍小，但其對於抗蝕性的提升並不顯著。

圖 13 為 2205 雙相不銹鋼與各種不同成分配製填料之接合件，經 ASTM G48 浸泡試驗後的接合界面腐蝕型態。界面腐蝕之觀察。對硬焊件而言，BNi-7 原始硬焊填料層是最易腐蝕的位置，這是因為伽凡尼效應所造成的，由圖可看出所有硬焊填料層，均是腐蝕較嚴重的地方。這些都是填料部分先被腐蝕後，再向基材內腐蝕，有些還造成長條狀的腐蝕孔洞。此外在一些腐蝕界面的附近，也是有類似橘皮的鬆散結構產生。由圖 13 (b) 可進一步說明合金元素的添加，改變硬焊接後改變腐蝕發生的位置，由填料本身轉向填料與基材界面之擴散區，而填料本身的腐蝕未比原始填料之接合件嚴重。

四、結論：

配製之填料粉末在經 3 小時球磨後，有部分非晶質相生成，且會造成填料粉末顆粒細化以及合金化。而 BNi-7 填料粉末，添加其他微量合金元素（N、Cr）球磨後，可使其腐蝕電位接近 2205 雙相不銹鋼的腐蝕電位，進而縮短基材與 2205 基材的電位差，使其在經過真空硬焊接後，降低了因電位差異所造成的伽凡尼腐蝕效應，不過添加 Fe 元素則會使填料本身的腐蝕電位偏離 2205 基材的腐蝕電位。

五、參考文獻

1. J. O. Nilsson, Mater. Sci. Techno., 8 (1992) 685.
2. J.H. Potgieter, British Corrosion Journal, 27(3) (1992) 219.
3. M. E. Wilms, V. J. Gadgil, J. M. Krougman and F. P. Ijsseling, Corrosion Science, 36 (1994) 871.
4. 涂成一，李汝桐，蔡文達，防蝕工程，12 (2) (1998) 33.
5. 詹嘉皓，李汝桐，蔡文達，防蝕工程，12(4) (1998) 29.
6. L.H. Chiu, W.C. Hsieh, and Y.C. Ling, Proceedings of The 12th Asia-Pacific Corrosion Control Conference Seoul, Korea, 1183-1191, (2001).

致謝

本研究承大同基礎案 B90-1721-01 經費補助，特此致謝。

表1. 粉末填料之化學成份 (wt%)

Table 1. Chemical composition of filler powder

Filler	Chemical Compositions						
	Ni	Cr	P	Si	Fe	B	N
BNi-7	75.6	14.0	10.1	0.1	0.2	0.01	--
BNi-7 5%Cr	70.2	19.9	9.59	0.09	0.19	0.01	--
BNi-7 10%Cr	68.0	22.6	9.09	0.09	0.18	0.01	--
BNi-7 20%Cr	60.5	31.2	8.08	0.08	0.16	0.01	--
BNi-7 1%N	69.6	20.0	9.09	0.09	0.18	0.01	1.0
BNi-7 2%N	63.9	25.3	7.57	0.07	0.15	0.01	2.0
BNi-7 10%Fe	68.0	12.6	9.09	0.09	10.2	0.01	--
BNi-7 25%Fe	56.7	10.5	7.58	0.08	25.2	0.008	--
BNi-7 30%Fe	52.9	9.8	7.1	0.07	30.1	0.007	--
BNi-7 40%Fe	45.4	8.4	6.0	0.06	40.0	0.006	--

表2. 填料金屬之腐蝕電流及腐蝕電位

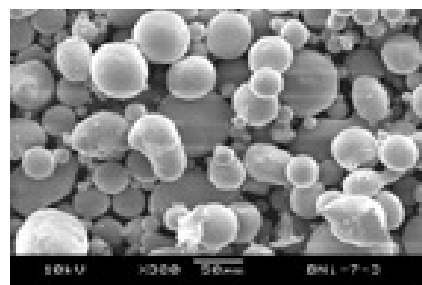
Table 2. The I_{corr} and E_{corr} of filler metal

	E_{corr} (V)	I_{corr} (A/cm ²)
BNi-7	-0.21	2.93E-7
BNi-7 (MA)	-0.17	2.81E-7
+5%Cr	-0.12	2.37E-7
+10%Cr	-0.08	6.18E-8
+20%Cr	-0.08	1.05E-7
+1%N	-0.14	8.58E-8
+2%N	-0.11	2.35E-7
+10%Fe	-0.23	6.94E-7
+25%Fe	-0.49	3.56E-6
+30%Fe	-0.53	1.25E-6
+40%Fe	-0.49	3.90E-6
+10%Cr10%Fe	-0.18	3.23E-7
+10%Cr25%Fe	-0.36	1.41E-6
+1%N10%Fe	-0.15	2.05E-7
+1%N25%Fe	-0.29	1.73E-6

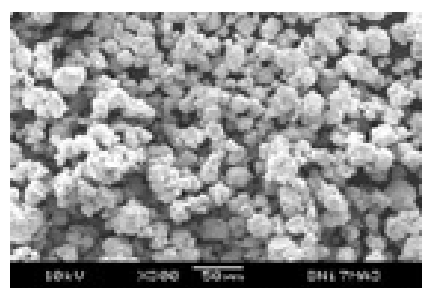
表3. 硬焊接合件之浸泡試驗重量損失

Table 3. The weight loss of brazed couple in an immersion test

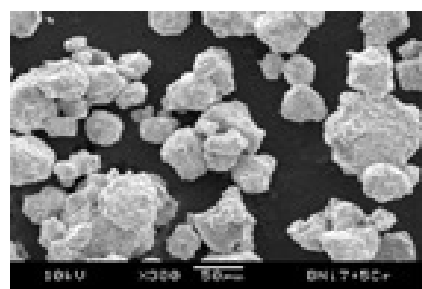
Materials	Weight lost (mg)	Total surface area (mm ²)	Weight loss per unit surface area (mg/mm ²)
BNi-7	181.2	400	0.453
BNi-7(MA)	220.6	444	0.497
+5Cr	175	445	0.393
+10Cr	148.2	437	0.339
+20Cr	102.7	397	0.258
+1N	216.6	538	0.403
+2N	171.5	449	0.381
+10Fe	198.7	524	0.379
+25Fe	215.9	577	0.374
+30Fe	201.3	445	0.452
+40Fe	164.6	364	0.452



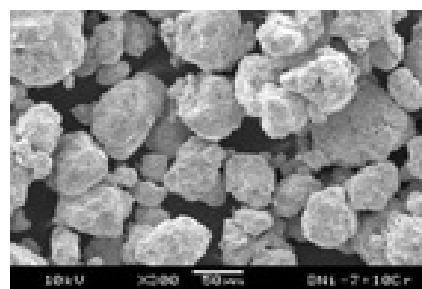
(a)



(b)



(c)



(d)

圖1. 不同處理粉末SEM觀察: (a) 為收料 BNi-7 粉末; (b) 為球磨 BNi-7 粉末; (c) 經機械合金法球磨之 5%Cr BNi-7 粉末; (d) 經機械合金法球磨之 10%Cr BNi-7 粉末

Fig.1 The morphology of filler powder: (a) As-received BNi-7 powder, (b) Ball-milled BNi-7 powder, (c) Ball-milled BNi-7+5%Cr powder, (d) Ball-milled BNi-7+10%Cr powder.

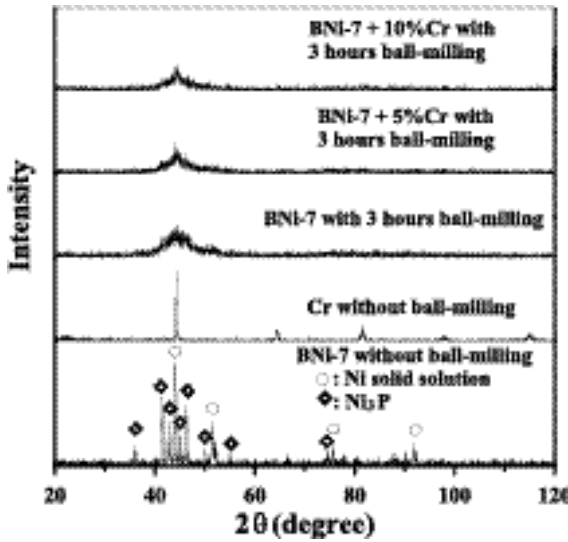


圖2. 不同填料粉末 (BNi-7+Cr) 之 X-ray 繞射圖
Fig.2 The XRD patterns of filler powder (BNi-7+Cr) at given conditions

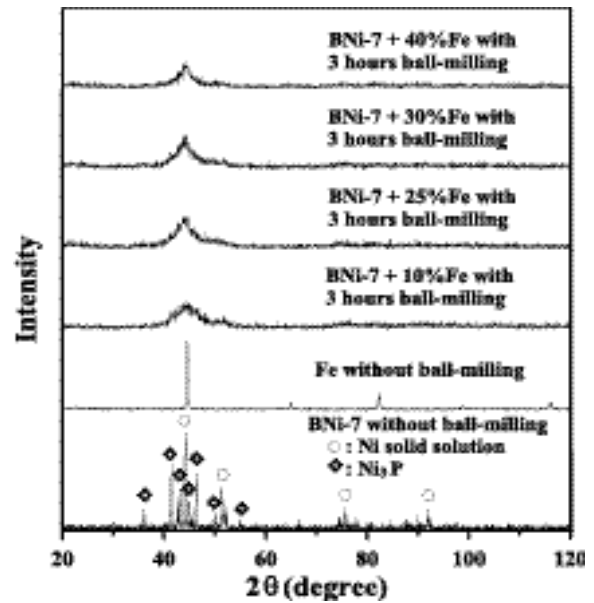


圖4. 不同填料粉末 (BNi-7+Fe) 之 X-ray 繞射圖
Fig.4 The XRD patterns of filler powder (BNi-7+Fe) at given conditions

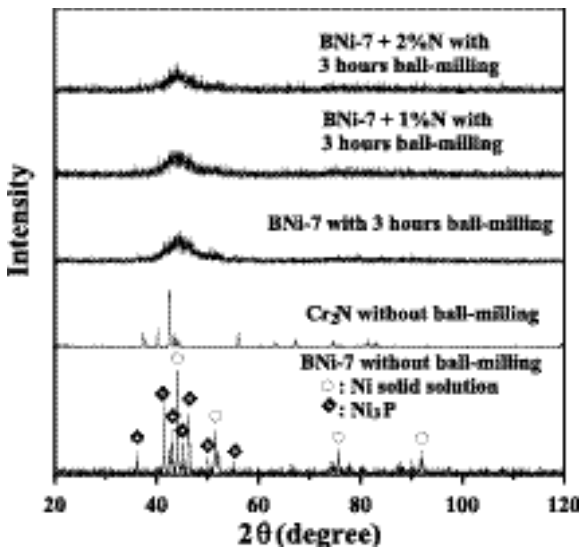


圖3. 不同填料粉末 (BNi-7+Cr₂N) 之 X-ray 繞射圖
Fig.3 The XRD patterns of filler powder (BNi-7+Cr₂N) at given conditions

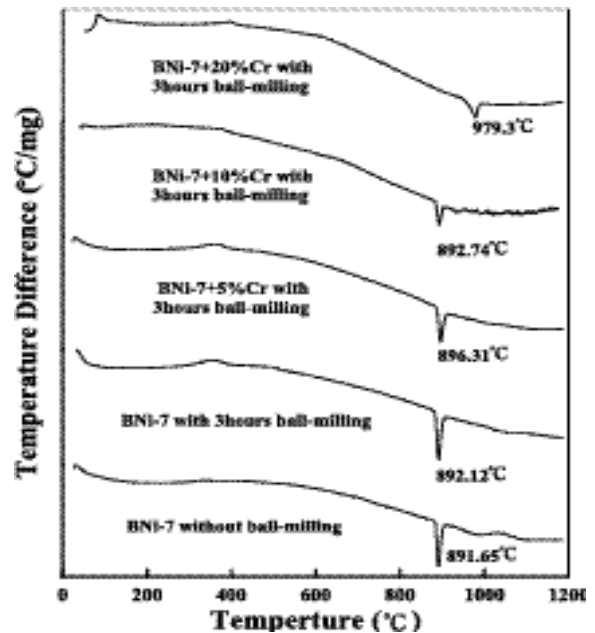


圖5. 以 BNi-7 粉末配製不同含 Cr 量的填料粉末之 DTA 圖
Fig.5 The DTA patterns of filler powder (BNi-7+Cr) at given conditions

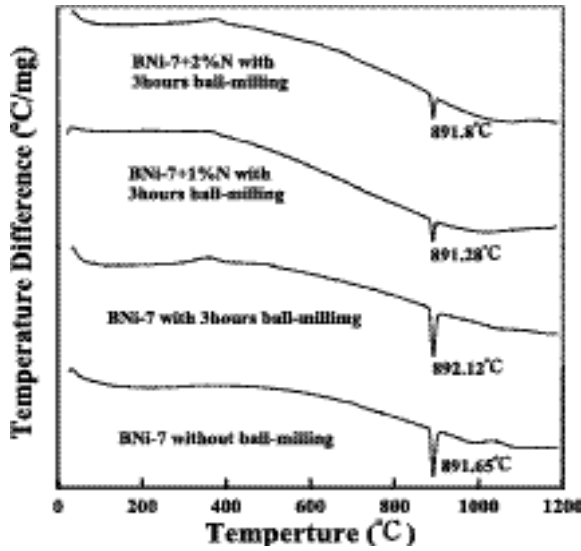


圖6. 以 BNi-7 粉末配製不同含 N 量的填料粉末之 DTA 圖
Fig.6 The DTA patterns of filler powder (BNi-7+Cr₂N) at given conditions

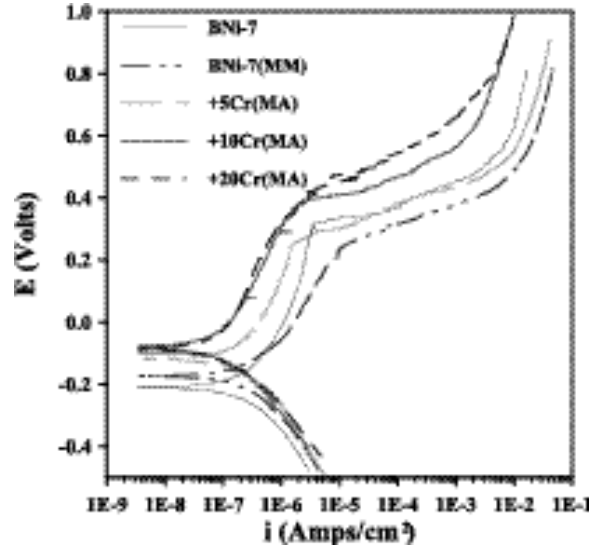


圖8. 不同含鉻量填料粉末 (BNi-7+Cr) 之極化曲線
Fig.8 The potentiodynamic polarization curves of different Cr content powder fillers obtained from mechanical alloying (BNi-7+Cr)

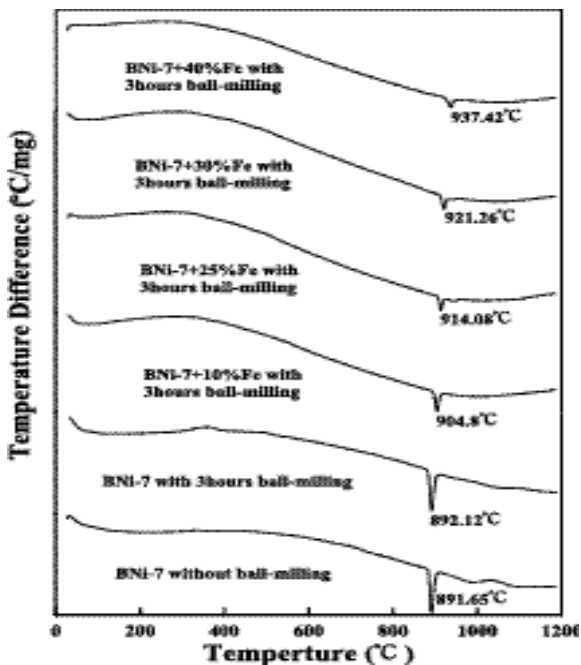


圖7. 以 BNi-7 粉末配製不同含 Fe 量的填料粉末之 DTA 圖
Fig.7 The DTA patterns of filler powder (BNi-7+Fe) at given conditions

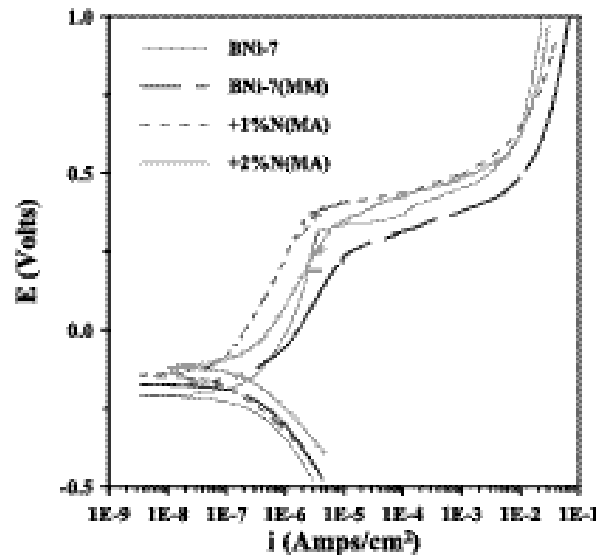


圖9. 不同含氮量填料粉末 (BNi-7+Cr₂N) 之極化曲線
Fig.9 The potentiodynamic polarization curves of different N content powder fillers

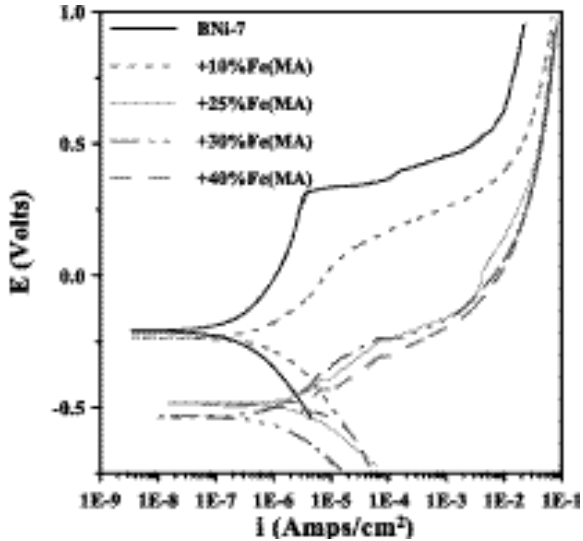


圖 10. 不同含鐵量填料粉末 (BNi-7+Fe) 之極化曲線
 Fig.10 The potentiodynamic polarization curves of different Fe content powder fillers

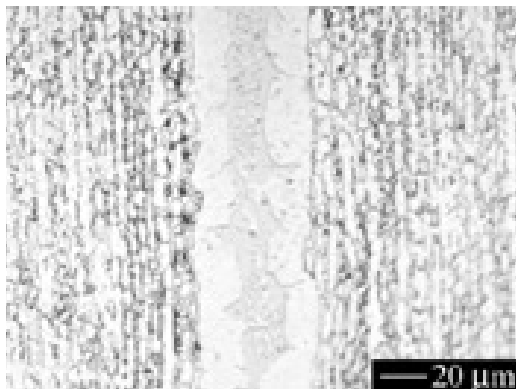


圖 11. 以 BNi7+10%Cr 為填料硬焊接合界面之微觀組織
 Fig.11 The optical microstructure of brazed joint using BNi7+10%Cr filler metal

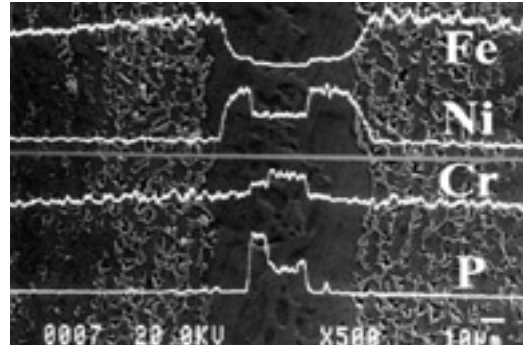
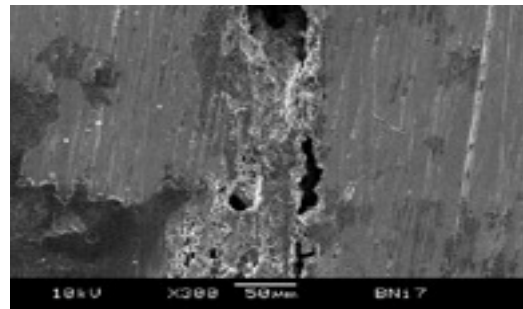
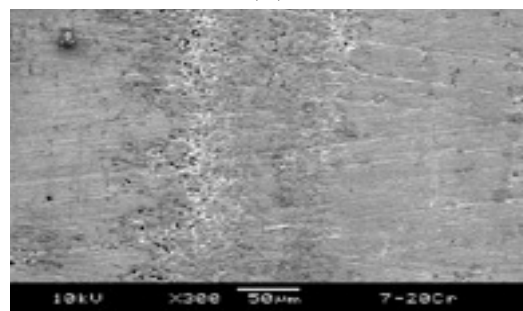


圖 12. 以 BNi7+20%Cr 為填料硬焊接合界面之元素分析
 Fig.12 The elemental line profile of brazed joint using BNi7+20%Cr filler



(a)



(b)

圖 13. 經 ASTM G48 浸泡試驗後的接合界面腐蝕型態 (a) BNi-7 原始粉末 (b) BNi-7+20%Cr 填料
 Fig.13 The corroded morphology of the brazed joints using (a) BNi-7 filler and (b) mechanical alloyed BNi-7+20%Cr filler after ASTM G48 immersion test