

# 含鉻硬質被覆層工具鋼在 1N 硫酸水溶液之耐蝕性

邱六合、楊智富、劉炳明

## Corrosion Resistance of Three Selected Chromium-based Coatings on Tool Steel in 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> Solution

*L. H. Chiu, C. F. Yang, and P. M. Liu*

### 摘 要

本研究以電鍍、PVD 及熱反應擴散表面改質處理法，在 JIS SKD61 工具鋼表面被覆工業用硬鉻、氮化鉻及碳化鉻，部份完成表面改質之試片並施以鈍化處理，再利用恆電位儀進行 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 水溶液中之極化曲線分析，以了解不同改質處理及改質層經鈍化處理對腐蝕性質的影響。實驗結果說明：鍍硬鉻因裂紋不能提昇 SKD61 在 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 水溶液之抵抗，氮化鉻及碳化鉻則可大幅提昇耐蝕能力。20 vol% HNO<sub>3</sub> 鈍化處理對硬鉻及氮化鉻被覆層有負面影響，對碳化鉻層則有正面之改善。掃描式電子顯微鏡觀察改質層的腐蝕型態，說明鍍硬鉻因裂紋易誘發剝落，造成腐蝕電流大幅成長；而氮化鉻則有孔洞現象，也會提昇腐蝕速率。極化分析後碳化鉻被覆層表面，不論鈍化與否，均能維持平坦狀態且無明顯孔洞，在所有測試試片中耐蝕性質最優異。

關鍵詞：硬鉻、氮化鉻、碳化鉻、鈍化處理、極化曲線。

### ABSTRACT

Optical and scanning electron microscopies, microhardness measurement and electrochemical polarization test were carried out in this study to evaluate the corrosion resistance of a JIS SKD61 (AISI H13) tool steel coated with a variety of chromium-based coatings, including hard chromium, chromium nitride (CrN) and chromium carbide (CrC) using electroplating, cathodic arc plasma deposition and thermal reaction diffusion, respectively. Half of these coated samples were further passivated and their corrosion properties were examined and compared to those without the passivation treatment. The results showed that the coatings of CrN and CrC can effectively improve the corrosion resistance of SKD61 specimens in a sulfuric acid solution, while the hard chromium coating showed a negative influence on the corrosion resistance of the SKD61 specimen due to the cracking of the hard chromium coating.

The passivation treatment can further improve the corrosion resistance of CrC coated SKD61 specimen but degraded the corrosion resistance of CrN or hard chromium coated specimens.

Key words: hard chromium, chromium nitride, chromium carbide, passivation, polarization curves.

## 一、前言

含鉻表面改質處理廣泛應用於金屬材料的表面處理，其主要優點為大幅提昇工件之耐腐蝕及耐磨耗特性。JIS SKD61(AISI H13)為一中碳合金模具鋼，淬火硬化性能良好，具適當高溫硬度，其韌性、耐熱衝擊性均甚安定，是用途最廣之高溫加工模具鋼，SKD61 雖具上述特點組合，但其耐腐蝕性不高，為提昇其應用領域，擬使用含鉻硬質表面改質製程，改善模具表面性能<sup>(1)</sup>，如硬度<sup>(2)</sup>、耐磨耗性<sup>(3,4)</sup>和耐腐蝕性<sup>(5)</sup>。進一步提高模具的使用壽命<sup>(6)</sup>。由於金屬鉻易於表面生成一層安定而緻密的氧化膜，當鋼材含鉻量高於一定量，在含鉻鋼材表面亦會形成氧化膜，除了可以有效增進鋼材的耐氧化性之外，對防止腐蝕亦頗具成效<sup>(7,8)</sup>，除此，低含鉻量鋼材經過含鉻硬質表面改質後，可防止水氣、氧氣及腐蝕性環境向鋼材內部穿透侵蝕，而達到保護鋼材，延長其使用壽命<sup>(9-12)</sup>。含鉻硬質表面改質處理雖然已被廣泛應用，由早期鍍硬鉻到氮化鉻<sup>(9-10)</sup>、碳化鉻<sup>(11)</sup>，但未有進行含鉻硬質表面改質層經鈍化後特性之研究，所以本研究擬在 JIS SKD61 模具鋼上施加各種含鉻硬質表面改質層（硬鉻、氮化鉻、碳化鉻）後，再予以鈍化處理，分析其耐腐蝕特性等之變化。

## 二、實驗方法

### 1. 實驗材料

本研究之實驗材料為市面所售之 JIS SKD61 (AISI H13) 熱作模具鋼棒材，其化學成份為

Fe-0.36%C-5.21%CR-1.25%MO-0.85%V。腐蝕試驗試片為直徑 19 mm 棒狀鋼料切割加工製成之 3mm 厚圓板狀試片。熱處理程序為 600°C 預熱 5 分鐘，1020°C 持溫 5 分鐘進行沃斯田鐵化處理，取出油冷，並於 500°C 進行回火二次。

### 2. 表面改質處理

將熱處理後之試片，依次以碳化矽水砂紙逐步研磨至 #1200，再以 1 $\mu$ m 氧化鋁粉拋光，經脫脂除鏽前處理後，便可準備進行表面改質處理。硬鉻以電鍍法進行，委託廠商進行，所採用之鍍鉻液配方以 300 g/l 鉻酸(CrO<sub>3</sub>)及 3 g/l 硫酸(H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>)為主。CrN 被膜採用之 PVD 法為 UBM Sputtering，設備為 TEER Coating Co. Ltd 所製造。加熱及清潔試片用腔內氣氛為氬氣(Ar)，壓力控制在 1 mTorr，外加偏壓為 1200 Volt，利用電漿蝕刻的方式，清除試片表面可能存在的氧化膜，處理時間 30 分鐘，溫度由室溫逐漸升至 300°C。鍍膜處理則以腔內氣氛為 Ar+N<sub>2</sub>=2.5 mTorr，其中反應氣體 N<sub>2</sub> 之分壓維持在 1.5 mTorr，外加偏壓為 150 Volt，處理時間 40 分鐘，溫度控制在 300°C，所使用的鉻靶純度為 99.99%。CrC 改質處理以化學熱反應進行，採用鹽浴的主要成份為 85 wt% 無水硼砂(Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>)+15 wt% 鉻粉（純度 99%）。試片浸入 1020°C 的硼砂浴中進行持溫 4 小時，取出試片再次進行淬火及二次回火，再用沸水煮洗，去除表面粘附物。

### 3. 改質層鈍化處理

由於氧化鉻在含鉻表面改質層的防蝕上扮演非

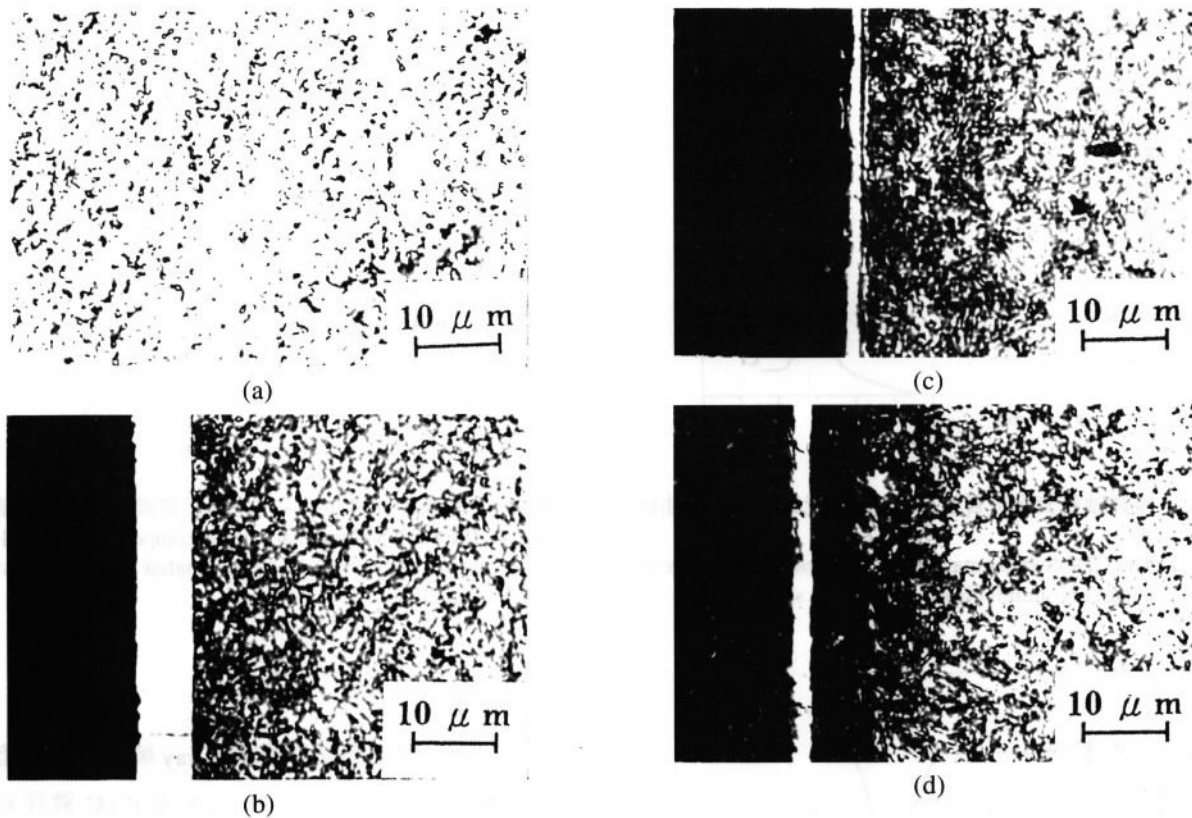


圖 1 淬火回火 SKD61 及三種不同表面改質層試片橫截面之微觀組織圖(a)淬火回火 SKD61，(b)電鍍硬鉻，(c)CrN，(d)CrC。

Fig. 1 The cross-section micrographs of quenched and tempered JIS SKD61 steel specimens. (a) without coating, (b) with hard chromium coating, (c) with CrN coating, and (d) with CrC coating.

常重要的角色，爲了瞭解氧化鉻鈍化膜對腐蝕的抑制效率，因此將一半數量之改質處理試片進行鈍化處理，其耐蝕特性將與未作鈍化處理者作一比較。鈍化處理液成分爲 20 vol %  $\text{HNO}_3$ ，操作溫度 55°C，處理時間 30 分鐘。

#### 4. 腐蝕試驗

本研究使用 EG&G PAR Potentiostat/Galvanostat Model 273 進行電化學測試，參考電極爲飽和甘汞電極(Saturated Calomel Electrode, SCE)，輔助電極爲白金(Pt)電極。測試環境爲 1 N  $\text{H}_2\text{SO}_4$  水溶液，掃描速率 1 mV/sec，試片測試面積 1  $\text{cm}^2$ 。由測得之極化曲線配合 PAR Model 352 極化曲線分析軟體進行分析，可得知不同表面改

質層之腐蝕電位( $E_{\text{corr}}$ )及腐蝕電流( $I_{\text{corr}}$ )。

### 三、結果與討論

#### 1. 表面改質層分析

圖 1(a)~(d)爲經光學顯微鏡觀察所得到之淬火回火 SKD61 及其經三種不同鍍膜(硬鉻、CrN 及 CrC)之橫截面微觀組織。爲獲致 JIS SKD61 商業用硬度(48~50 HRC)，本實驗採用 SKD61 最佳強度與韌性平衡之熱處理條件，爲 1020°C 持溫沃斯田鐵化，油淬，再經 500°C 回火二次，可獲致典型模具鋼之回火組織，其金相如圖 1(a)所示爲回火麻田散鐵基地內散佈球狀碳化物。圖 1(b)爲電鍍硬鉻試片之橫截面微觀組織，與圖 1(a)未經表面改質處理

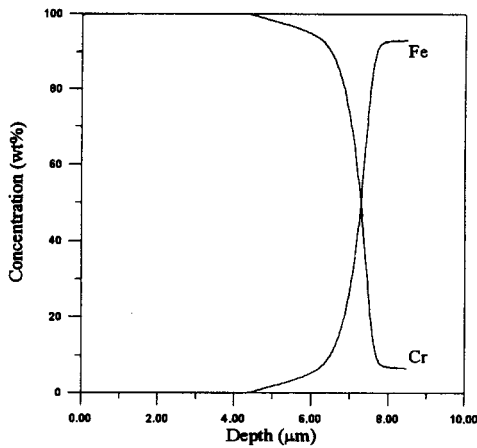


圖 2 電鍍硬鉻表面改質試片之GDOS元素縱深分佈曲線圖。

Fig. 2 The GDOS elementary depth compositional profile of a hard chromium plated JIS SKD61 steel.

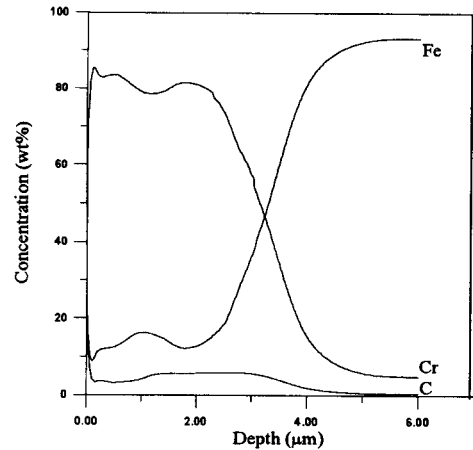


圖 4 CrC表面改質試片之GDOS元素縱深分佈曲線圖。

Fig. 4 The GDOS elementary depth compositional profile of a salt bath processed CrC coated JIS SKD61 steel specimen.

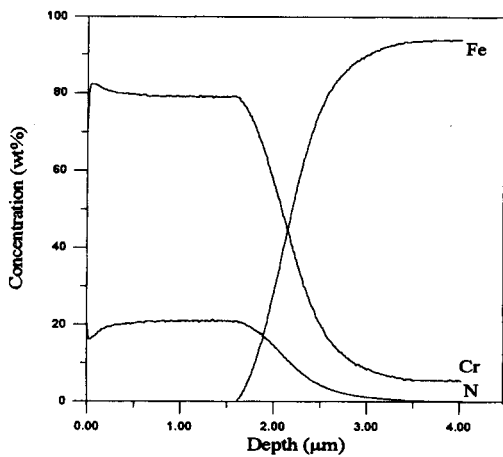


圖 3 CrN表面改質試片之GDOS元素縱深分佈曲線圖。

Fig. 3 The GDOS elementary depth compositional profile of a magnetron-sputtered CrN coated JIS SKD61 steel specimen.

者比較，發現其基地之微觀組織並無明顯改變。又圖 1(c)與(d)分別為 CrN 及 CrC 被覆試片之橫截面之微觀組織，同樣地與圖 1(a)比較，亦可發現其內層基地之微觀組織無顯著之改變，但在近鍍層區域，鍍 CrN 已有少許變化，而 CrC 鍍層下組織則因其經高溫擴散反應，近表層之碳原子向外擴散與鹽浴中之鉻產生結合，因此近表層之含碳量較低，所以從圖 1(d)上，看出近表層處有不同於基

地之現象。

三種不同鍍膜試片經過 X-ray 繞射分析驗證鍍膜之結構正確無誤，由於 CrN 及 CrC 鍍膜層較薄，故在其繞射圖形中，除 CrN 及 CrC 之繞射峰外，也發現 SKD61 基材之回火麻田散相的繞射峰出現。而對鍍硬鉻之試片而言，由於硬鉻鍍層較厚，其繞射圖形則完全為金屬鉻之繞射波峰。

圖 2 為藉由輝光放電光譜分析儀(GDOS)分析電鍍硬鉻試片所得之元素濃度縱深曲線圖，由此圖得知硬鉻之層厚度約 7 $\mu\text{m}$ ，鍍層組成為 100% Cr，而 JIS SKD61 原材含鉻量約 5% 也顯示在圖形上。磁控濺射 CrN 試片之元素濃度縱深分佈曲線如圖 3 所示，其鍍層約為 2 $\mu\text{m}$  厚，而成份為 Cr-21wt%N (或 Cr-50at%N)，此與 X-ray 繞射分析所得鍍膜結構可相互印證。鹽浴化學熱反應鍍 CrC 試片之元素濃度縱深分佈曲線如圖 4 所示。由圖可見其熱化學反應層約 3 $\mu\text{m}$  厚，其主要組成元素包括 Cr、Fe 及 C，在此含鉻改質層之最外層處可見 C 與 Cr 之濃度上升，此為在高溫下 SKD61 基材之 C 原子向外擴散與鹽浴中之 Cr 生成 CrC，同時在含鉻改質層內也可發現 Fe 的存在，此乃因熱

表 1 三種不同表面改質層之微硬度值。(荷重, 10g)

Table 1. Microhardness of selected Cr-based coatings

試片 (Coating)	鈍化前之硬度 (HV, 10g)	鈍化後之硬度 (HV, 10g)
電鍍硬鉻	943±34	968±39
CrN	1462±27	1412±46
CrC	1667±40	1549±75

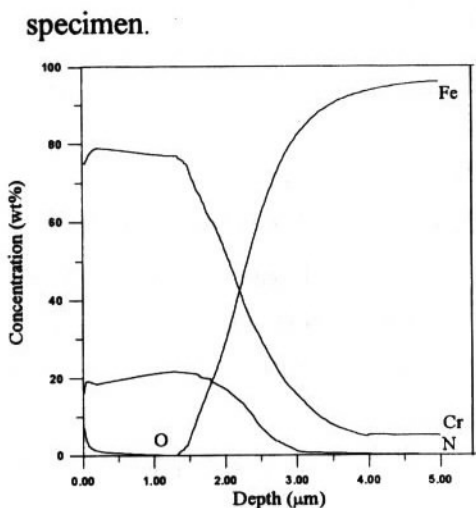


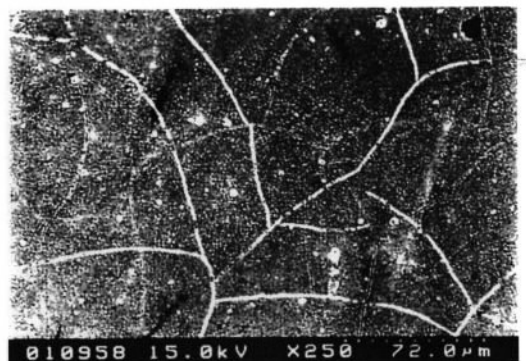
圖 5 CrN 表面改質試片經鈍化處理後之 GDOS 元素縱深分佈曲線圖。

Fig. 5 The GDOS elementary depth compositional profile of a passivated CrN coated JIS SKD61 steel specimen.

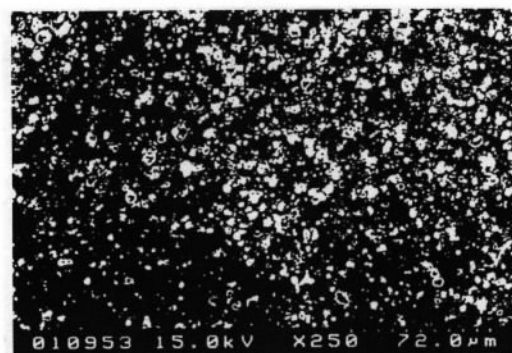
化學反應乃是一高溫擴散處理，故 Fe 固溶至 CrC 內，形成  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  及  $(Cr, Fe)_7C_3$  複碳化物。

## 2. 鈍化處理

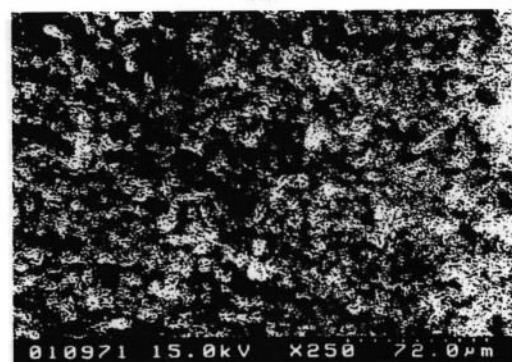
由於鈍化處理所生成之氧化鉻層非常薄，因此鈍化處理後含鉻表面改質件之橫截面顯微結構與圖 1 者類似。鍍膜在經鈍化處理前後之微硬度值 (HV, 荷重為 10g) 列於表 1，由表得知 CrC 改質層之硬度為 1667 HV，高於 CrN 改質層的 1462 HV 與硬鉻改質層的 943 HV。表 1 亦顯示鈍化處理對改質層之硬度沒有明顯影響。但由圖 5 氮化鉻改質層經鈍化處理後之 GDOS 縱深元素分佈分析可看出，經鈍化處理後 CrN 鍍層之表面有大量氧之存在，意謂有氧化物鈍化層生成，這是鈍化前



(a)



(a)



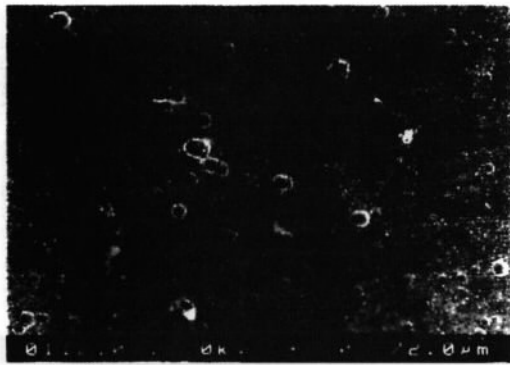
(a)

圖 6 三種表面改質層經鈍化處理前之表面狀態 SEM 圖 (a)電鍍硬鉻，(b)CrN，(c)CrC。

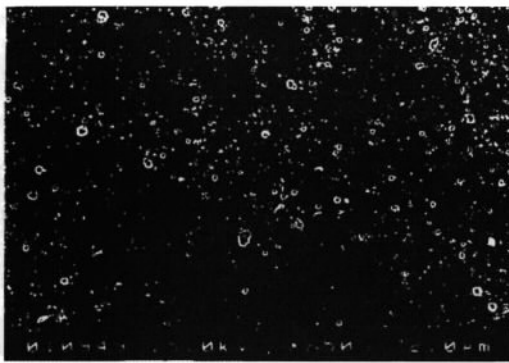
Fig. 6 The SEM surface morphologies of (a) hard chromium, (b) CrN and (c) CrC coated JIS SKD61 steel specimens.

後之主要差異。鍍硬鉻及碳化鉻試片經鈍化處理其表面同樣亦發現大量氧化物之生成。

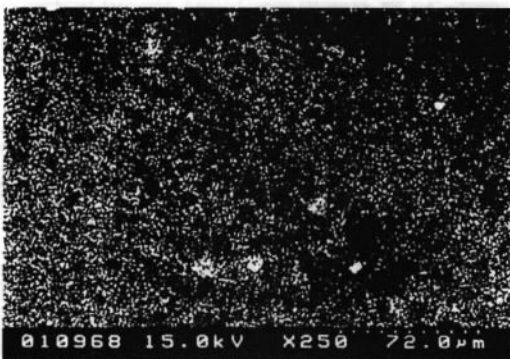
圖 6 及圖 7 分別顯示為各表面改質件在鈍化處理前後之表面狀態 SEM 圖。由圖 6(a)可看到硬鉻表面有明顯裂紋生成，而比對圖 7(a)看到鈍化處理後表面裂紋有被遮蔽之現象。而 CrN 及 CrC 改質



(a)



(b)



(c)

圖 7 三種表面改質層經鈍化處理後之表面狀態 SEM 圖 (a)電鍍硬鉻，(b)CrN，(c)CrC。

Fig. 7 The SEM surface morphologies of the coated and passivated SKD61 steel specimens with (a) hard chromium, (b) CrN and (c) CrC coatings.

層之表面狀態在鈍化處理前後之差異並不明顯。

### 3. 極化曲線分析

淬火回火 SKD61 及其經過三種不同改質鍍層之試片在 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 溶液中，以 1 mV/sec 掃描速

表 2 淬火回火 SKD61 及三種不同表面改質層於 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 測試環境下之腐蝕電位( $E_{\text{corr}}$ )及腐蝕電流( $I_{\text{corr}}$ )

Table 2. Corrosion potential ( $E_{\text{corr}}$ ) and corrosion current density ( $I_{\text{corr}}$ ) of the JIS SKD61 steel with/without coatings

試片	腐蝕電位 (mV vs. SCE)	腐蝕電流 ( $\mu\text{A cm}^{-2}$ )
SKD61(Q+T)	-464	540
電鍍硬鉻	-478	791
CrN	-449	23
CrC	-401	28

率進行電化學極化曲線測試結果如圖 8 所示，腐蝕電位及腐蝕電流數據整理如表 2。由表中所列數據看到，淬火回火 SKD61 之腐蝕電流為 540  $\mu\text{A/cm}^2$ ，表示其在 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 水溶液之強酸條件下腐蝕速率很大。由於 SKD61 含 5.21% 鉻、0.36% 碳及 1.25% 鉬，如習知原材組織為球狀複碳化物散佈於肥粒鐵基地，因肥粒鐵基地對稀酸之抵抗較為差，且複碳化物相對於基地又較為陰極，因此其腐蝕電流很大。對於淬火回火處理之 SKD61 而言，其組織為複碳化物及回火析出之過渡性碳化物散佈在回火麻田散鐵基地。基本上，仍為 SKD61 之成份，只是具有不同顯微結構，所以此狀態之鋼料，在 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 之耐蝕性也不佳，甚至因其麻田散鐵基地，比起肥粒鐵基地，其有更高殘留應力及更多界面，反而造成其腐蝕速率高於原材。

鍍硬鉻之 SKD61 試片在 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 溶液下，腐蝕電流為 791  $\mu\text{A/cm}^2$ ，反而大於 SKD61 淬火回火處理者。由先前之 SEM 表面觀察得知，淬火回火鋼料經硬鉻被覆後，表面散佈有許多明顯裂紋，鍍硬鉻生成裂紋原因乃在於電鍍時陰極有充氫現象，氫容易與鉻生成氫化物，誘使鍍鉻層形成  $\beta\text{Cr}$  之結構，氫化鉻解離時易發生氫脆，造成電鍍硬鉻層具有裂紋<sup>(12)</sup>。當部份裂紋直達基材，造成鍍硬鉻試片進行極化曲線測試時，淬火回火 SKD61 基材暴露在測試溶液，由於裂紋通道效益，以及

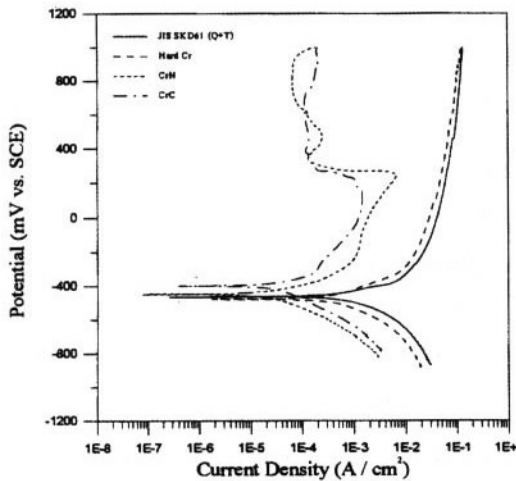


圖 8 淬火回火 SKD61 及電鍍硬鉻、CrN、CrC 三種不同表面改質層於 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 測試環境下之電化學極化曲線。  
Fig. 8 Polarization curves of quenched and tempered JIS SKD61 steel specimens with and without selected Cr-based coatings.

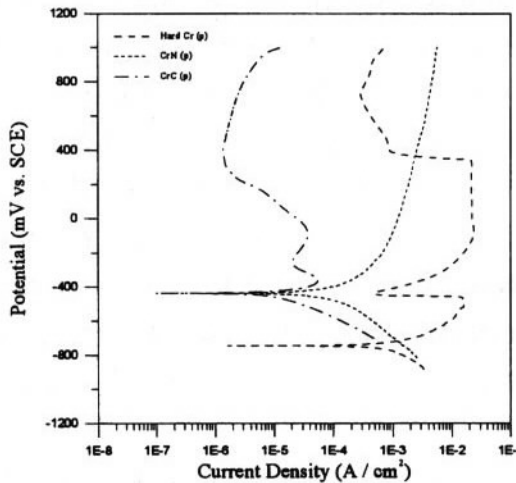


圖 9 電鍍硬鉻、CrN、CrC 三種不同表面改質層（經鈍化處理）於 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 測試環境下之電化學極化曲線。  
Fig. 9 Polarization curves of the coated (with hard Cr, CrN or CrC) and passivated JIS SKD61 steel specimens.

鉻鍍層與基地腐蝕電流差異，導致腐蝕速率反而較淬火回火 SKD61 來得高。由此可知，具有裂紋之電鍍硬鉻對 SKD61 工具鋼在 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 水溶液中之耐蝕性反而有負面作用。

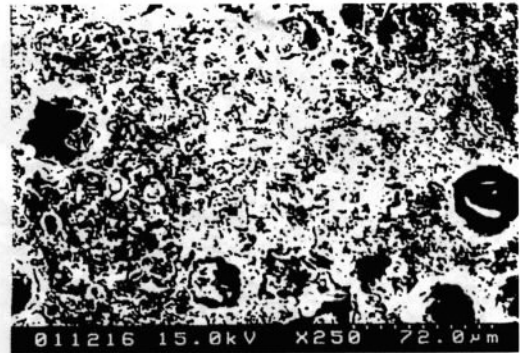


圖 10 淬火回火 SKD61 於 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 測試環境下經電化學極化分析後之表面狀態 SEM 圖。  
Fig. 10 The SEM surface morphology of a quenched and tempered JIS SKD61 steel after the polarization test.

氮化鉻及碳化鉻表面改質件在 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 之極化曲線如圖 8 所示，與母材有些差異，CrN 被覆者之腐蝕電位 -449mV 與 CrC 被覆者之腐蝕電位 -401mV 均比淬火回火 SKD61 之 -464mV 來得高，而且其陽極極化曲線，有略微鈍化傾向。由於氮化鉻及碳化鉻具化合物結構，有很強之計量比及良好鍵結，此陽極極化也證明含 Cr 硬質化合物結構表層也有鈍化層形成之可能。經由 PVD 法被覆於淬火回火 SKD61 基材上之 CrN 鍍膜具有降低腐蝕電流到 23μA/cm<sup>2</sup> 之效果，在陽極極化曲線電位約 200mV 時並有類鈍化膜生成，直到 900mV 均可維持腐蝕速率約 100μA/cm<sup>2</sup> 左右。CrC 被覆者亦為化合物結構，有相同傾向，也有良好防蝕作用。

經硬鉻、氮化鉻及碳化鉻三種不同改質之試片經 55°C 1N HNO<sub>3</sub> 鈍化處理 30 分鐘後，在 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 溶液中以 1 mV/sec 掃描速率進行電化學極化曲線測試之結果如圖 9 所示，腐蝕電位及腐蝕電流整理如表 3，鈍化處理對各改質層之效果，可配合極化曲線測試前後試片表面型態之變化加以分析。

圖 10 顯示淬火回火 SKD61 試片在極化分析後表面呈現明顯的腐蝕現象，且有較深孔洞。鍍硬鉻處理者經 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 極化分析後表面狀態如圖 11

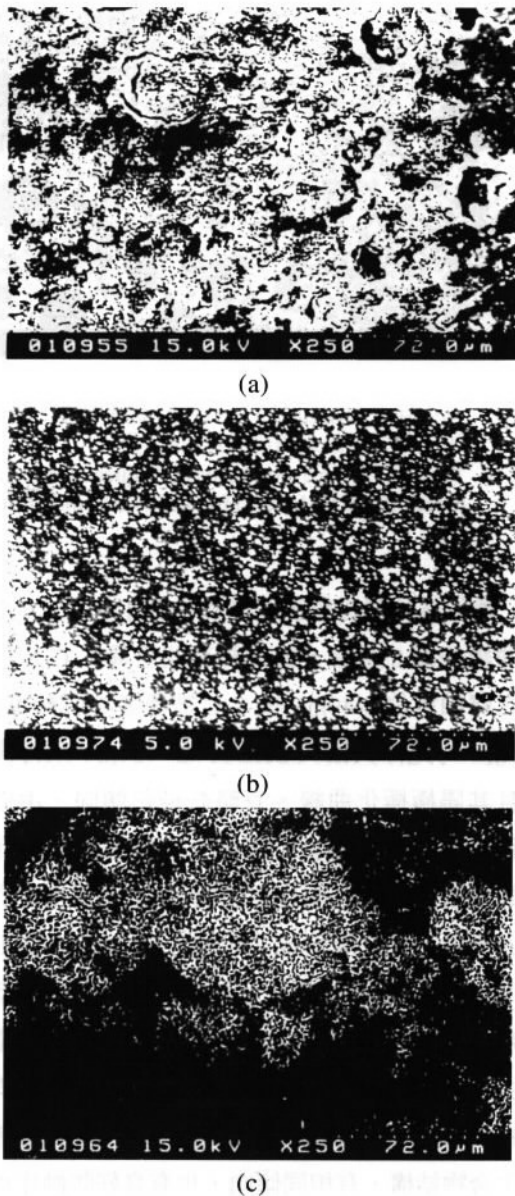


圖 11 三種不同表面改質層於 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 測試 環境下經電化學極化分析後之表面狀態 SEM 圖(a)電鍍硬鉻，(b)CrN，(c)CrC。

Fig. 11 The SEM surface morphologies of (a) hard chromium, (b) CrN and (c) CrC coated JIS SKD61 steel specimens after the polarization test.

(a)所示，並未看到原有鍍硬鉻層之裂紋，可見測試過程中硬鉻層已經整個被破壞，且已造成完全剝離，顯示含有大量裂紋之鍍硬鉻層其耐酸之效果並不好；由圖 12(a)鈍化處理鍍硬鉻膜試片經極

化曲線測試過後之表面狀態 SEM 圖亦可看出，已有部份區域沿裂紋整個掉落，得到良好佐證。未經鈍化處理者已到完全剝落程度，而鈍化試片表面裂紋，部份在鈍化處理時已有被封住，因此其腐蝕速率有稍降之趨勢，但因鈍化膜作用有些在掃瞄時被還原，所以硫酸仍穿過部份裂紋產生作用，造成局部剝落現象，硬鉻鈍化後陽極極化曲線亦有不穩定鈍化現象，展現部份鍍膜剝落之效果。

CrN 被覆之 SKD61 試片經 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 極化分析之數據顯示，其腐蝕電流(23 μA/cm<sup>2</sup>)比 SKD61 原材、淬火回火 SKD61 及鍍硬鉻處理者均低，從圖 11(b)亦可看出其表面狀態除有少許明顯孔洞外，與未浸泡於 1 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 之區域相較，較為接近。而部份孔洞產生原因，則因極化曲線掃瞄已到 1000mV 之超過鈍化區，故已有孔蝕現象產生。而經鈍化處理過之 CrN 被覆試片之極化曲線測試結果顯示，其腐蝕電流反而增到 110μA/cm<sup>2</sup>，從圖 9 極化曲線可看出其未有明顯鈍化行為產生，而從圖 12(b)鈍化處理過試片經極化分析後可看到一個很大破孔產生，由本試片可說明鈍化處理對 CrN 鍍膜試片並未能有效提昇其抗蝕作用。但此是否因 CrN 鍍層不均質造成之效益，還是 1 N HNO<sub>3</sub> 鈍化對 CrN 並不一體適用，值得再作進一步探討。從圖 11(c)及圖 12(c)的 CrC 被覆鋼材表面型態可知，CrC 改質層及其經鈍化處理試片，在經過 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 溶液極化曲線測試後，其表面均可維持平整，與未經硫酸浸泡前差異不大。對照表 3，CrC 被膜鈍化前後腐蝕電流各為 28μA/cm<sup>2</sup> 及 13μA/cm<sup>2</sup>，也可印證 CrC 被膜具有良好抗硫酸之抵抗力。由鹽浴法進行碳化鉻生成被覆方法可知，碳化鉻之生成乃是在高溫硼砂鹽浴中由鉻原子與 SKD61 鋼材內自由碳產生結合，其為高溫擴散反應，因此鍍膜與基材結合性良好，不易剝離，且反應層材質較均勻，所以在鍍膜無缺陷情況下，



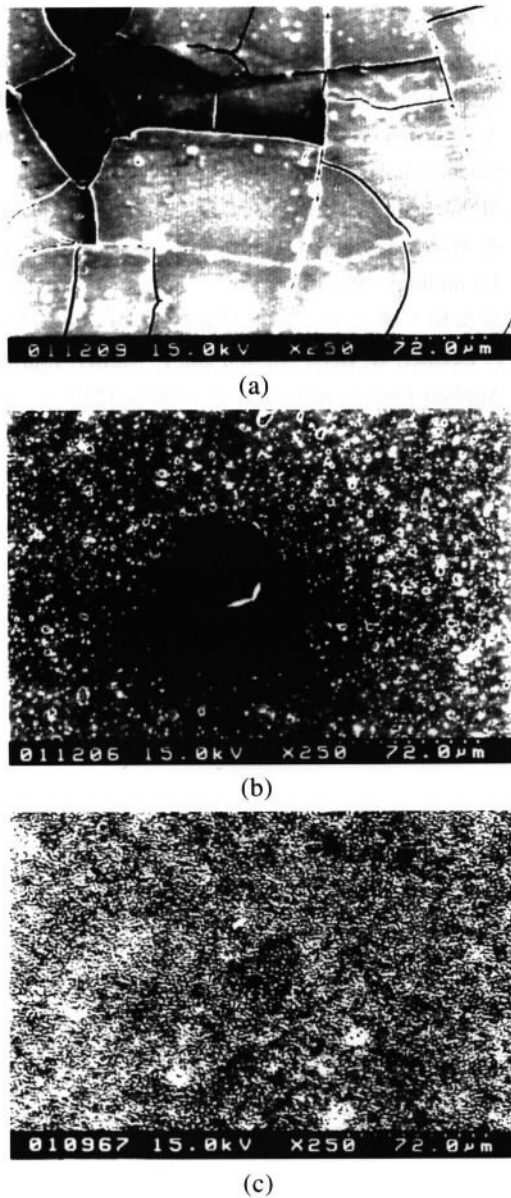


圖 12 三種不同表面改質層(經鈍化處理)於 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 測試環境下經電化學極化分析後之表面狀態 SEM 圖(a)電鍍硬鉻, (b)CrN, (c)CrC。

Fig. 12 The SEM surface morphologies of (a) hard chromium, (b) CrN and (c) CrC coated and passivated JIS SKD61 steel specimens after the polarization test.

碳化鉻被無論鈍化處理與否, 對 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 溶液均可有良好耐蝕抵抗。綜論之, 經鈍化處理之各種鍍鉻結構在 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 中之抗蝕性均未能大幅改善。其中變差的兩種, 應為鍍層厚度不足或不均

表 3 三種不同表面改質層經鈍化處理後於 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 測試環境下之腐蝕電位( $E_{corr}$ )及腐蝕電流( $I_{corr}$ )

Table 3. Corrosion potential ( $E_{corr}$ ) and corrosion current density ( $I_{corr}$ ) of passivated SKD61 steel specimens with hard chromium, CrN and CrC coatings

試片	腐蝕電位 (mV vs. SCE)	腐蝕電流 ( $\mu\text{A cm}^{-2}$ )
電鍍硬鉻	-745	1200
CrN	-437	222
CrC	-437	13

勻, 鈍化處理反使鍍層變薄或破壞。

#### 四、結 論

綜合以上 SKD61 模具鋼經不同含鉻硬質表面改質處理及其經鈍化處理後對耐腐蝕性研究結果顯示:

1. 淬火回火 SKD61 模具鋼經硬鉻、CrN 及 CrC 表面改質後, 於 20 Vol. %HNO<sub>3</sub> 水溶液浸泡 30 分鐘進行鈍化處理, 其表面有含鉻氧化層之生成。
2. 在 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 水溶液中, SKD61 模具鋼試片經氮化鉻及碳化鉻改質被覆處理者皆能降低腐蝕電流, 但鍍硬鉻者由於裂縫效應, 其耐腐蝕性反而變差。
3. 經鈍化處理之各種鍍鉻結構在 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 中之抗蝕性均未能大幅改善。其中變差的兩種, 應為鍍層厚度不足或不均勻, 鈍化處理反使鍍層變薄或破壞。

#### 致 謝

本文感謝大同工學院基礎研究案(B86-1727-01)之經費補助。

#### 參考文獻

1. K. Hock, H. J. Spies, G. Leonhardt and B. Buecken, Surface and Coatings Technology, 88 (1996) 44.
2. A. Iost and R. Bigot, Surface and Coatings Technology, 80 (1996) 117.
3. T. Z. Kattamis, K. J. Bhansali, M. Levy, R. Adler and

- S. Ramalingam, *Materials Science and Engineering*, A161 (1993) 105.
4. H. J. Spies, B. Larisch, K. Hock, E. Broszeit and H. J. Schroder, *Surface and Coatings Technology*, 74-75 (1995) 178.
  5. B. Enders, H. Martin and G. K. Wolf, *Surface and Coatings Technology*, 60 (1993) 556.
  6. J. N. Matossian, J. J. Vajo, J. A. Wysocki and M. E. Bellon, *Surface and Coatings Technology*, 62 (1993) 595.
  7. S. Haupt and H. H. Strehblow, *Corrosion Science*, 37, 1(1995) 43.
  8. D. P. Schweinsberg, B. Sun and V. Otiño-Alego, *Journal of Applied Electrochemistry*, 24 (1994) 803.
  9. A. Schroer, W. Ensinger and G. K. Wolf, *Materials Science and Engineering*, A140 (1991) 625.
  10. M. Samandi, B. A. Shedden, D. I. Smith, G. A. Collins, R. Hutchings and J. Tendys, *Surface and Coatings Technology*, 59 (1993) 261.
  11. 蔡友松，陳永傳，*金屬熱處理*，49 (1996) 29。
  12. P. Leisner, G. Bech-Nielsen and P. Moller, *Journal of Applied Electrochemistry*, 23 (1993) 1232.