

# 氮化處理對 SKH51 高速鋼機械性質與顯微結構影響之研究

## Effects of Nitriding Treatment on Mechanical Property and Microstructure of SKH51 High-Speed Steel

吳忠春<sup>1</sup> 楊政峰<sup>1</sup> 洪雅秀\*<sup>1</sup> 黃稚惠<sup>1</sup>

Chung-Chun Wu, Jeng-Feng Yang, Ya-Siou Hong, Jhih-Huei Huang

1. 南台科技大學機械工程研究所

2. 南台科技大學奈米科技研究所

電話:06-2427001 E-mail:wcc@mail.stust.edu.tw

### 摘要

本論文利用光學顯微鏡、磨耗試驗機、硬度試驗機、拉伸試驗機、疲勞試驗機以及穿透式電子顯微鏡等儀器來探討在回火前後施以氮化處理對 SKH51 高速鋼之機械性質與顯微結構的影響。研究結果顯示 SKH51 高速鋼施以氮化處理後之試片皆可以有效提升表面硬度與耐磨耗性，其中 560°C 回火後再施以氮化處理之試片具有較佳的機械性質。SKH51 高速鋼固溶處理後經 560°C 回火後為回火麻田散體組織，亦可觀察到  $M_6C$  型及 MC 型碳化物於基地內及晶粒邊界上析出。另外回火處理後再施以氮化處理之試片，顯微組織為回火麻田散體基地，其基地內除了有  $M_6C$  型及 MC 型碳化物析出外亦可觀察到  $M_2C$  型碳化物，經 EDS 分析發現  $M_2C$  型碳化物釩元素的含量很高約 52~57wt.% 左右，這些  $M_2C$  碳化物係經過 540°C 長時間氮化處理後所產生的，顯示在 540°C 下，隨著晶界上  $M_6C$  型碳化物的成長會促使釩元素的沉澱而形成  $V_2C$  碳化物。二次析出的  $V_2C$  碳化物會在基地內及  $M_6C$  型碳化物旁析出，導致 SKH51 高速鋼經 560°C 回火後再施以氮化處理可以獲得較佳的機械性質組合，頗具產業實務應用參考價值。

**關鍵字：**SKH51 高速鋼、氮化處理、機械性質、顯微結構、疲勞特性

### Abstract

The purpose of the study is to study the effects of nitriding treatment on mechanical property and microstructure of SKH 51 high-speed steel by using several equipments, including optical microscope, wear-resistance testing machine, hardness testing equipment, tensile testing machine, fatigue test machine, scanning electron microscope and transmission electron microscope. Effects of the sequence procedures of nitriding treatment as well as tempering processing on the material properties of the SKH 51 high-speed steel are also investigated in the present study.

Based on our experimental examinations, it was concluded below: (1) When the SKH 51 high-speed steel was nitrided, both the surface hardness and wear resistance became more excellent compared to the SKH51 high-speed steel without nitriding treatment. The microstructures of the nitride layer are composed of martensite matrix,  $M_6C$  carbides, MC carbides and  $Fe_3N$  nitrides. (2) After being solution treated, tempered at 560°C and then nitrided at 540°C, the SKH 51 high-speed steel possess the excellent combination of tensile strength and fatigue property. Based on SEM

observations, the surface morphology of SKH51 steel being tempered at 560°C firstly and then nitrided was observed the characteristic of ductile fracture. However, the surface morphology of the SKH51 steel tempered and nitride at 540°C simultaneously showed the characteristic of brittle fracture. It was concluded that SKH51 steel can possess the excellent strength, fatigue property and toughness after being tempered at 560°C firstly then nitride at 540°C. (3) When the SKH51 steel was solution treated, tempered at 560°C firstly and then nitrided at 540°C, besides the precipitation of  $M_6C$ - and  $MC$ -type carbides within the martensite matrix and on grain boundary,  $M_2C$ -type carbides with higher vanadium content could be observed within martensite matrix and the region nearby the  $M_6C$ -type carbides. The EDS analysis indicated that the vanadium content of these  $M_2C$ -type carbides was about 52wt.% to 57wt.%, showing the  $M_2C$ -type carbides were mainly  $V_2C$  carbides. These  $V_2C$  carbides formed mainly beside  $M_6C$ -type carbides on the grain boundary during nitriding treatment, indicating that the precipitation mechanism of  $V_2C$  carbides was related to the deposition of vanadium element along with the growth of  $M_6C$ -type carbides.

**Keyword :** SKH51 high-speed steel, nitriding treatment, mechanical property, microstructure, fatigue property

## 1. 前言

隨著經濟的快速發展，工具鋼因為有優異之性能，能在製造產業中發揮著越來越重要的作用。而在工具鋼的材料中使用最廣泛之鋼材為高速鋼，其主要合金元素成份包含W、Mo、Cr、V等元素，而這些元素經過熱處理後與碳元素結合形成各種型態之合金碳化物，使高速

鋼具有良好之赤熱硬度、耐磨耗、高硬度以及適當的韌性。高速鋼主要應用在製造切削工具、衝頭以及模具上，在高溫中能夠擁有較高之硬度、強度與耐磨耗性，並能在高速切削條件中完成加工任務，使材料磨損降低。高速鋼的種類繁多，可分為鎢系、鉬系、鎢鉬系、釩高速鋼、鈷高速鋼五大類，鎢系高速鋼因鎢之含量高達12wt.%，具有高強度、硬度及耐磨耗性，以JIS SKH2 ~ 10為代表；鉬系高速鋼韌性最高，具有適當之耐熱及耐磨耗性，以JIS SKH51 ~ 59為代表，因而被廣泛應用於機械衝頭、模具、切削產業上。〔1-11〕

鋼的表面處理技術有很多種，可分為化學與物理方法，在精度、品質與成本的要求下，需要材料內部具有韌性而表面能具有耐磨性、耐疲勞等性質。氮化處理方法有氣體氮化、鹽浴氮化、離子氮化以及CN氮化同時滲入的各種軟氮化法，其優缺點各有不同。

〔12-19〕氣體氮化之優點為成本低、表面硬度高、工件形狀大小不限、改善耐蝕性、耐疲勞性好、工件變形量小，缺點是對於表面覆蓋有安定氧化物之鋼種則難以氮化；軟氮化之優點為處理時間短、可用於任何鐵系合金材料，缺點是耐蝕性差、鹽浴軟氮化有劇毒；離子氮化之優點為作業時間短、避免公害、不銹鋼可直接滲氮，缺點是工件之正確溫度難以量測、形狀複雜之工件不易氮化。本論文將探討氣體氮化法對改善 SKH51 高速鋼機械性質之影響。

## 2. 實驗方法

本實驗所採用之材料為 SKH51 高速鋼，成份分析如 Table 1 所示。材料熱處理程序是採用真空熱處理爐，先將真空爐溫度預熱至 650°C 持溫 50 分鐘，使材料均勻受熱後再升溫至 850°C 持溫 30 分鐘，接著再升溫至 1190°C 持溫 30 分鐘，之後再注入 5bar 之氮氣使真空爐內急速冷卻，即完成固溶與淬火處理。

接著分別施以不同順序進行氮化處理及

540°C 與 560°C 之回火處理。之後再使用輝光放電光譜儀、金相顯微鏡、X 光繞射儀(XRD)、硬度試驗機、磨耗試驗機、拉伸試驗機、SEM 掃描式電子顯微鏡以及 TEM 穿透式電子顯微鏡對各試片進行探討材料之機械性質及顯微結構變化的影響。

於磨耗試驗前，利用精密切割機將已熱處理完的試片裁切成所需要測量之適當大小(2x2cm)(厚度約為 4mm)，金相試片是將試片切割成適合的大小，經由冷鑲埋處理後，利用砂紙、拋光絨布研磨拋光後，以光學顯微鏡進行合金之表面結構初步觀察。穿透式電子顯微鏡之試片大小必須為 3mm 直徑的圓片，先裁成適合的大小，利用迴轉式研磨拋光機研磨至約 0.1 mm 之厚度，接著以 # 1000 與 # 1500 砂紙將試片研磨至 0.05mm 的厚度，再將試片以衝壓機衝壓成 3mm 直徑之圓形薄片，最後以雙重噴射電拋光機(double-jet electro-polisher)電解拋光。穿透式電子顯微鏡觀察是利用 Philips Tecnai G2 F20 FEG-STEM 型掃描穿透式電子顯微鏡，電壓為 200 kV。利用明視野(bright field)、暗視野(dark field)和選擇區域繞射圖型(selected area diffraction pattern)等方法來進行不銹鋼顯微組織觀察及相鑑定之研究。

本研究中進行的磨耗試驗，由於試片硬度較高，因此磨耗試驗用之研磨鋼珠為硬度 HRC 65 以上的陶瓷珠。先將試片切割為長 20 mm 與寬 20 mm 的尺寸，隨即將磨耗試片使用 # 1000 號砂紙研磨平整後，使用精密微量天平秤重，再將試片固定在磨耗試驗機機檯上進行磨耗試驗。磨耗機為 pin-on-disk 形式，實驗條件為荷重 20 牛頓，磨耗直徑 5 mm，滑動距離 800m，待磨耗完成後，重新浸泡在丙酮溶液中以超音波洗淨 10 分鐘後，使用精密微量天平秤重，再計算其磨耗量。本論文使用的硬度試驗為荷重 0.3kg 之 HV 維克氏微硬度試驗法，首先將試片表面依序使用 # 120 至 # 1000 號砂紙研磨平整，再使用頂角為 136°的鑽石角

錐壓痕器在試片上分不同位置取樣，取多個不同位置測得的平均值。

Table 1 Chemical composition of JIS SKH51 tool steel(wt%)

element(wt%)	Fe	C	Si	Mn
SKH51	Bal	0.87	0.27	0.29
element(wt%)	P	S	Cr	Mo
SKH51	0.02	0.002	3.87	6.17
element(wt%)	W	V	Co	
SKH51	5.11	1.82	0.21	

### 3. 結果與討論

#### 3.1 不同熱處理參數對 SKH51 高速鋼機械性質影響之研究

本論文首先針對 SKH51 高速鋼經不同之熱處理程序後的硬度與耐磨耗性進行分析比較，而在本論文中為了探討氮化處理對 SKH51 高速鋼之磨耗量影響，我們以銷對盤之磨耗試驗機進行磨耗試驗之測試；本章節所討論測試之參數分別為 1190°C 固溶熱處理、1190°C 固溶熱處理經 560°C 回火、1190°C 固溶熱處理+氣體氮化處理、1190°C 固溶熱處理經 560°C 回火再施以氣體氮化處理等共四種不同的熱處理條件，來探討 SKH51 高速鋼氮化前後之表面硬度、氮化層厚度、耐磨耗特性之差異。

圖 1(a)與圖 1(b)分別為 SKH51 高速鋼經由不同熱處理程序的表面硬度曲線圖、磨耗量之曲線圖，其實驗結果顯示，對 SKH51 高速鋼施以一般傳統固溶熱處理後之表面硬度為 HV(0.3)864.8，磨耗試驗 800m 之磨耗量為 0.84mg；固溶處理後直接施以 560°C 回火熱處理，其表面硬度為 HV(0.3)826.5，磨耗試驗 800m 之磨耗量為 0.56mg；固溶熱處理後直接施以 540°C 氣體氮化處理，其表面硬度為 HV(0.3)1077.4，磨耗試驗 800 m 之磨耗量為 0.47mg；固溶熱處理後進行 560°C 回火熱處理在施以 540°C 氣體氮化處理，其表面硬度為 HV(0.3)837.4，磨耗試驗 800 m 之磨耗量為

0.34mg。由圖 1(a)為表面硬度曲線得知，有施以氮化處理的表面硬度比沒有施以氮化處理表面硬度皆有顯提升，所以經氮化後可以使表面硬度提升至 HV(0.3)1081~HV(0.3)1106，至於先氮化後回火及先回火後氮化之硬度值並無明顯差異。由圖 1(b)之磨耗曲線，可以明顯看出有施以氮化處理之試片比未施以氮化處理固溶試片之耐磨耗性質還要優異，主要是因為氮化處理後的氮化層能有效的提升硬度及耐磨耗性質。

圖 1(c)為 SKH51 高速鋼之拉伸強度曲線圖，可從圖中發現經固溶後施以 540°C 氮化處理其抗拉強度略有下降之趨勢，而固溶後施以 560°C 回火處理其抗拉強度為 3729 kgf，固溶處理後 560°C 回火處理然後再施以 540°C 氮化處理，得到抗拉強度為 3990 kgf，比未施以氮化處理之回火試片抗拉強度明顯增加，此外也比其他熱處理參數有。

接著進一步用 SEM 觀察拉伸之斷面，圖 2 為拉伸試驗後之 SEM 破斷分析，圖 2(a)為固溶後施以 560°C 回火處理，可以明顯觀察到此破斷面呈現絲狀破斷，此情形屬於延性破斷；圖 2(b)為固溶後施以 540°C 氮化處理，可以明顯觀察到此破斷面呈現大顆之顆粒狀以及有明顯的高低差破斷情形，此情形屬於脆性破斷；圖 2(c)為固溶後進行 560°C 回火處理在施以 540°C 氮化處理，可以明顯觀察到此破斷面皆呈現絲狀破斷情形，此情形屬於延性破斷。根據拉伸試驗與破斷面的分析結果可知，高速鋼之固溶處理後經 560°C 回火再施以氮化處理可獲得最佳之抗拉強度；從 SEM 之斷面照片得知固溶處理後直接施以 540°C 氮化處理因破斷面有類似非金屬夾雜物存在，導至試棒提早斷裂，也可從 SEM 照片發現破斷面呈現絲裂狀之沿晶粒破裂；固溶後施以 560°C 回火處理，其 SEM 呈現之破斷面為顆粒狀有明顯高低差之穿晶破裂，材料經回火處理之後會使韌性會提升。

綜合以上所述 SKH51 高速鋼固溶處理後經

560°C 回火處理再施以 540°C 氮化處理試片比固溶後先 540°C 氮化再 560°C 回火之試片，其表面硬度、耐磨耗性以及抗拉強度還要來的優異，其主要原因是 SKH51 高速鋼在 1190°C 固溶處理下為麻田散體組織，其麻田散體是硬而且脆所以耐磨耗性與抗拉強度不佳，因此通常 SKH51 高速鋼固溶處理後會施以回火處理，能讓麻田散體變態為回火麻田散體進而增加韌性，因此 SKH51 高速鋼固溶處理後經 560°C 回

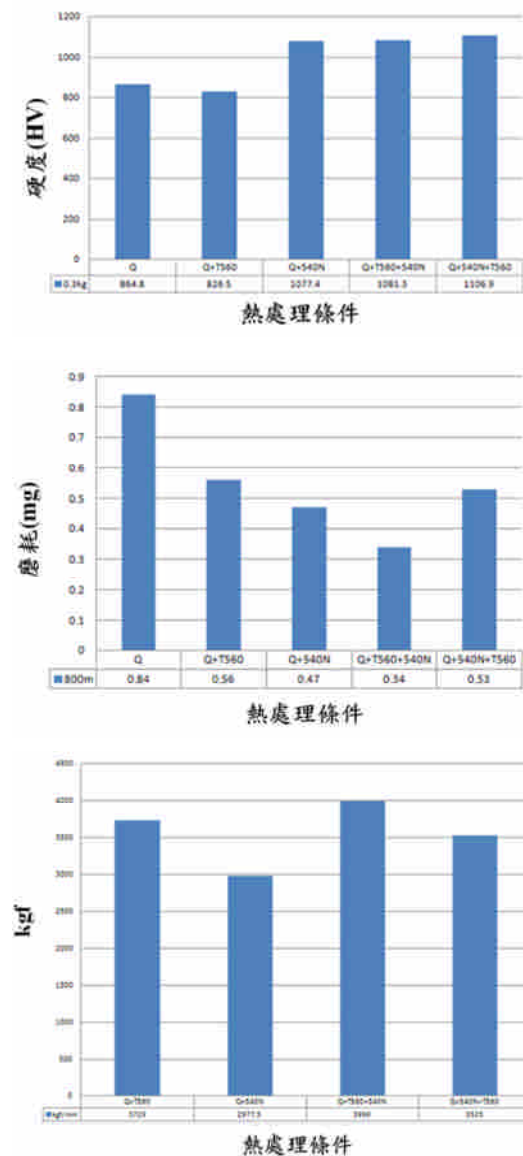


Fig.1 Effects of different heat treatment procedures tempered and nitrided on the mechanical properties of the SKH51 high-speed steel. (a) the hardness property. (b) the wear property. (c) the tensile property.

火處理再施以 540°C 氮化處理，能進一步提升回火麻田散體表面硬度與耐磨耗性，反之 SKH51 高速鋼固溶處理後先 540°C 氮化，雖然能使麻田散體表面硬度與耐磨耗性，不過再施以回火處理後的效果不佳，因此使得抗拉強度與耐磨耗性並未比先回火處理再氮化之試片來的佳，由此可知先回火處理在施以氮化處理對於提昇高速鋼機械性質是有明顯的幫助。

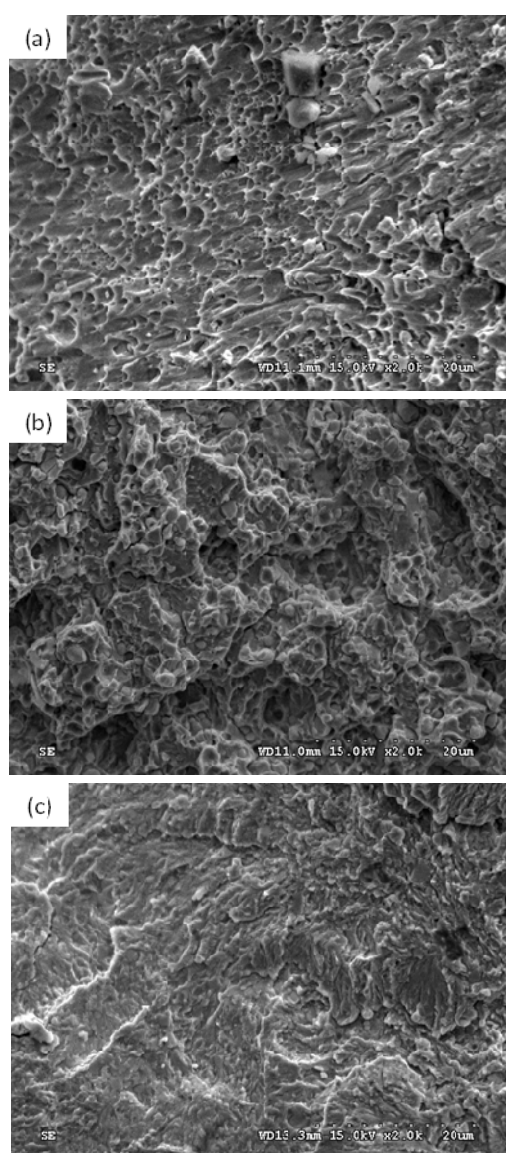


Fig. 2 SEM electron micrographs of the tensile fracture surface, (a) solution-treated at 1190°C and then tempering at 560 °C ; (b) Solution-treated at 1190°C and then nitrided at 540°C ; (c) After being Solution-treated, tempered at 560°C and then nitrided at 540°C.

### 3.2 不同熱處理參數對 SKH51 滲氮處理後滲氮層之研究

圖 3(a)及圖 3(b)分別為 SKH51 高速鋼 1190°C 固溶處理與 1190°C 固溶後施以 540°C 氮化處理之 XRD 繞射分析圖。經過 XRD 繞射圖分析比較後，由圖 3(a)發現在  $2\theta$  角度約 45 度時，可觀察到明顯之峰值，接著經由 JCPDS Card 比對峰值之後可以得知此峰值為麻田散體(110)之繞射峰，除了觀察到麻田散體繞射訊號之外，還可以觀察到 MC 型碳化物及  $M_6C$  型碳化物之繞射峰值，由此可知 SKH51 高速鋼固溶狀態下為麻田散體組織，基地內有  $M_6C$  及 MC 型碳化物析出；圖 3(b) 為固溶處理下施以 540°C 氮化處理後之滲氮層 XRD 圖經 JCPDS 卡比對卡號後，可以發現表面含有  $Fe_3N$  及  $CrN$  之結構。由此可知 SKH51 高速鋼之滲氮層具有  $Fe_3N$  及  $CrN$  之結構，圖 4(a)及 (b)為 SKH51 高速鋼 1190°C 固溶後經 540°C 氮化處理及 1190°C 固溶後先經 560°C 回火處理再施以 540°C 氮化處理之氮化層金相顯微結構照片，由圖 4 中可觀察到氮化層是從表面開始慢慢滲至心部，其組成可分為白層以及擴散層，而白層厚度約  $10\mu m \sim 15\mu m$  之間，擴散層約為  $170\mu m \sim 190\mu m$  之間。

圖 5 為氮化層維克氏硬度曲線圖，圖 5(a) 為固溶後直接施以 540°C 回火、氮化處理之氮化層深度硬度曲線圖，由圖可知氮化厚度約為  $190\mu m$ ；圖 5(b) 為固溶處理後先經 560°C 回火處理再施以 540°C 氮化處理之氮化層深度硬度曲線圖，由圖可知氮化層厚度約為  $178\mu m$ 。綜上實驗，發現 SKH51 高速鋼滲氮層主要為  $Fe_3N$  及  $CrN$  化合物，其滲氮厚度約為  $170\mu m \sim 190\mu m$  之間，固溶下經回火後滲氮處理之試片與固溶下未經回火後滲氮處理之試片，比較後發現，雖然未經回火之試片滲氮深度稍微深，但是未經回火之試片硬度曲線過於陡峭，這代表滲氮層與基地硬度值相差很大，這可能是造成抗拉強度、韌性等機械性質不佳的原因。

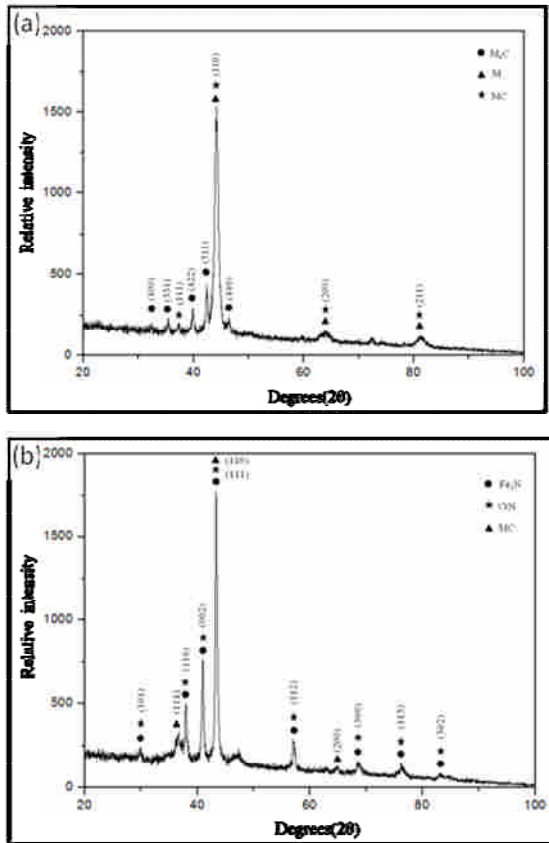


Fig.3 XRD patterns of the SKH51 in the different heat treatment condition.(a) solution-treated at 1190°C ;(b) solution-treated at 1190°C and then nitrided at 540°C.

### 3.3 不同熱處理參數對 SKH51 高速鋼顯微組織影響之研究

圖 6 (a)至 6(b)分別為 SKH51 高速鋼於 1190°C 固溶處理與 1190°C 固溶後施以 560°C 回火處理之金相顯微結構照片。由圖 6(a)中可以看出 SKH51 高速鋼於 1190°C 固溶後之金相組織中可看到大部份為麻田散體組織，還可從金相照片中觀察到在麻田散體基地內有顆粒狀之碳化物析出，由於淬火組織為麻田散體與塊狀碳化物，使得韌性降低。由圖 6(b)得知，固溶後經過 560°C 回火處理可得到回火麻田散體組織，亦可觀察到顆粒狀碳化物在回火麻田散體基地內。為了明瞭材料顯微結構之差異，我們進一步利穿透式電子顯微鏡(TEM)及 EDS 成份分析圖來進行顯微結構觀察及結構鑑定分析。圖 7 為 SKH51 固溶狀態下 TEM

照片，由 圖 7(a) 與(b)可觀察到板片狀麻田散體，以及顆粒狀碳化物散佈於麻田散體基地，亦可觀察板片狀麻田散體中存在許多的顯微雙晶以及高密度差排纏繞。圖 8 為 SKH51 高速鋼 1190°C 固溶處理後施以 560°C 回火處理之明視野照片，由圖 8 可觀察到回火麻田散體組織以及顆粒狀碳化物於麻田散體基地內，此外亦可觀察到碳化物沿著缺陷生長出來，由此可知碳化物會在麻田散體邊界與缺陷處二次析出。

圖 9 為 SKH51 高速鋼於固溶後先進行 560°C 回火，再施以 540°C 氮化處理之基地電子顯微鏡照片，圖 9(a) 取自晶粒邊界上碳化物之明視野照片；圖 9(b) 取自圖 9(a)碳化物(標示「P」區域)之暗視野照片，可觀察到顆粒狀  $M_2C$  之碳化物與細緻  $M_2C$  碳化物在內析

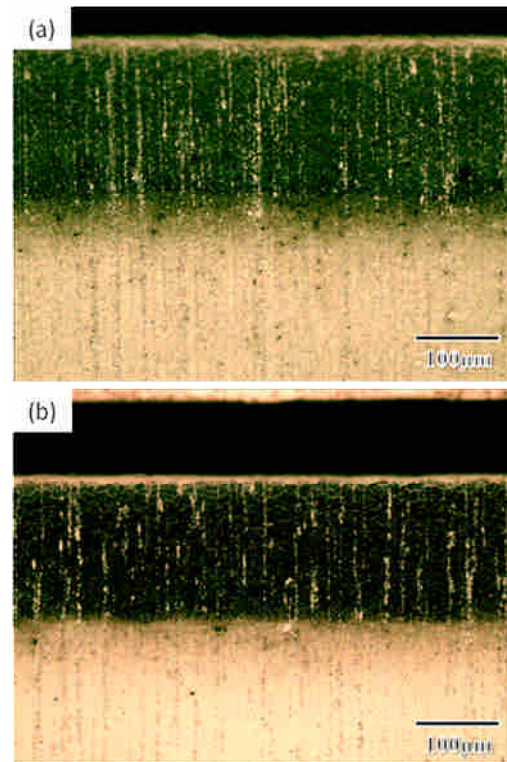


Fig. 4 Optical micrographs of the thickness of the nitriding layer. (a) Solution-treated at 1190°C and then nitrided at 540°C ; (b) After being Solution-treated, tempered at 560 °C and then nitrided at 540°C.

出；圖 9(c)取自  $M_2C$  碳化物之選區繞射圖型，其晶帶軸為  $[032]$ ，晶格常數約為  $a=0.2902$  nm 左右。

圖 10 為 SKH51 高速鋼於固溶狀態下先施以  $560^\circ\text{C}$  回火處理再進行  $540^\circ\text{C}$  氮化處理之回火麻田散體基地電子顯微鏡照片。由圖 10 (a) 明視野電子顯微鏡照片中，可觀察到回火麻田散體基地與顆粒狀  $M_6C$  型碳化物在回火麻田散鐵基地內析出；圖 10 (b) 為取自圖 10(a) 明視野照片中顆粒碳化物(標示「P」區域)之  $M_6C$  型碳化物選區繞射圖型，經由繞射分析發現此繞射圖型為  $M_6C$  型顆粒狀碳化物之繞射圖型，其晶帶軸為  $[011]$ ，晶格常數約為  $a=0.2024\text{nm}$ 。

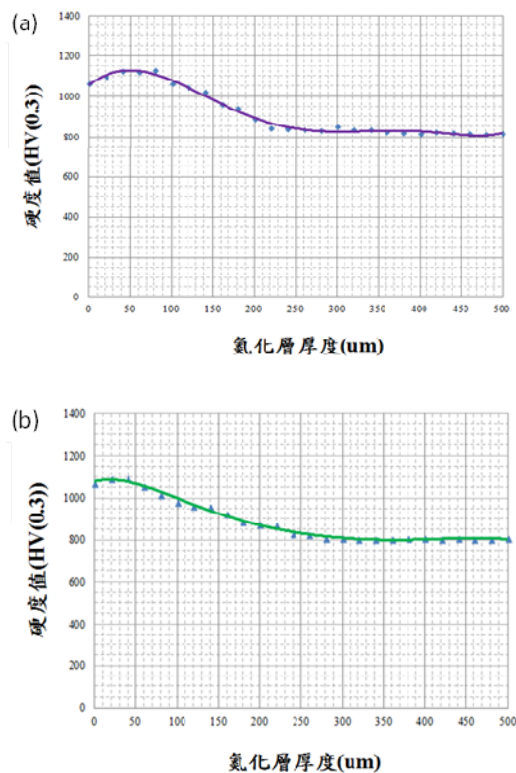


Fig. 5 Hardness of different nitriding condition. (a) Solution-treated at  $1190^\circ\text{C}$  and then nitrided at  $540^\circ\text{C}$  ; (b) After being Solution-treated, tempered at  $560^\circ\text{C}$  firstly and then nitrided at  $540^\circ\text{C}$ .

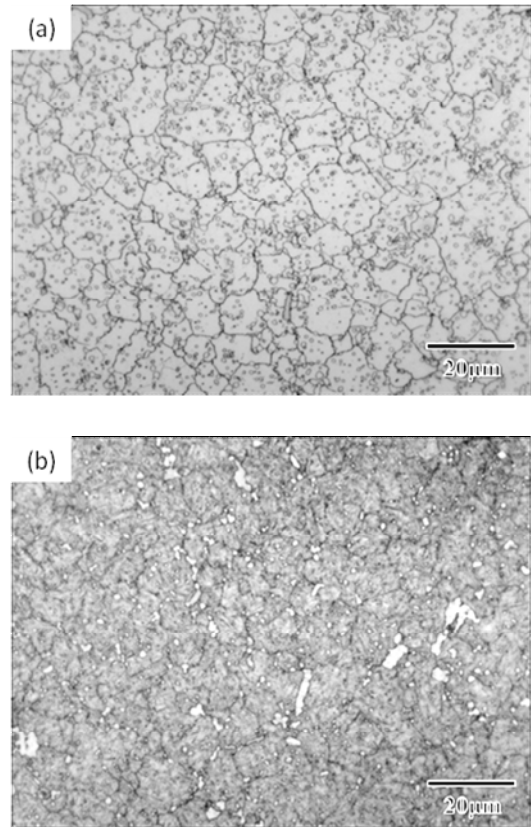


Fig. 6 Optical micrographs of the SKH51 high-speed steel, (a) solution-treated at  $1190^\circ\text{C}$  ; (b) solution-treated at  $1190^\circ\text{C}$  and then tempering at  $560^\circ\text{C}$ .

圖 11(a)及圖 11(b)分別取自圖 9(a) 標示「P」區域之  $M_2C$  碳化物顆粒與標示「R」區域黑色顆粒之  $M_6C$  碳化物之 EDS 成份分析圖譜。由這兩張 EDS 分析比較可看出圖 11(a)顆粒狀碳化物中含有相對高的 V 元素，其鈮元素含量約 52~57wt.%，此為高速鋼中  $V_2C$  型碳化物形成之重要元素；而圖 11(b)的顆粒狀碳化物中則是含有相對高的 W 及 Mo 元素，此為高速鋼中  $M_6C$  型碳化物形成之重要元素。根據 EDS 比對結果可知這些  $V_2C$  碳化物係經過  $540^\circ\text{C}$  長時間氮化處理後所產生的，由於  $540^\circ\text{C}$  氮化處理會伴隨著晶界上  $M_6C$  型碳化物的成長，會進一步促使鈮元素的沉積而形成  $V_2C$  碳化物。

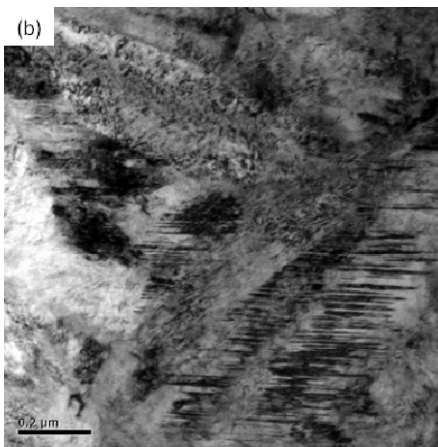
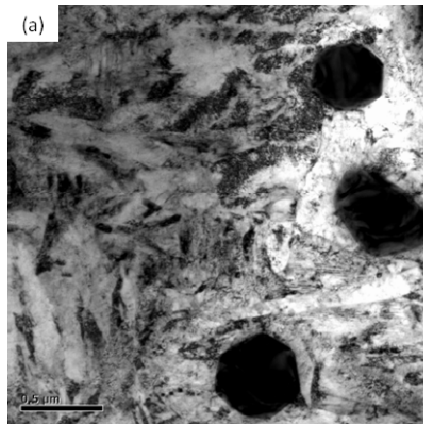


Fig. 7 TEM BF electron micrographs of the SKH51 in the as-quenched condition. (a) the BF electron micrograph, showing the existence of carbides within martensite matrix ; (b) the BF electron micrograph, showing the existence of dislocations within martensite matrix.

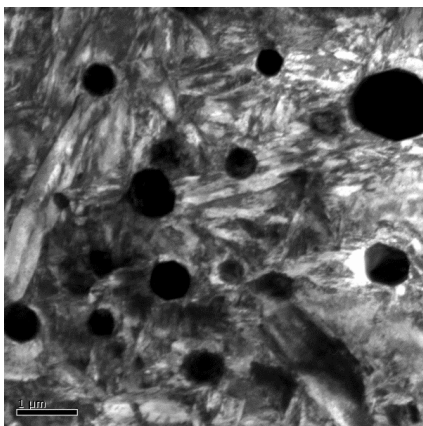


Fig. 8 TEM BF electron micrograph of the SKH51 being solution-treated and then tempering at 560°C showing the existence of secondary-precipitated carbides within martensite matrix.

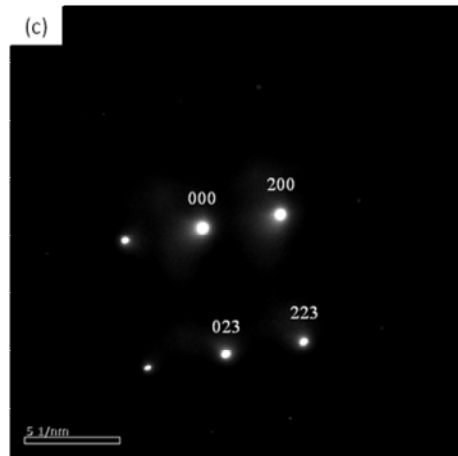
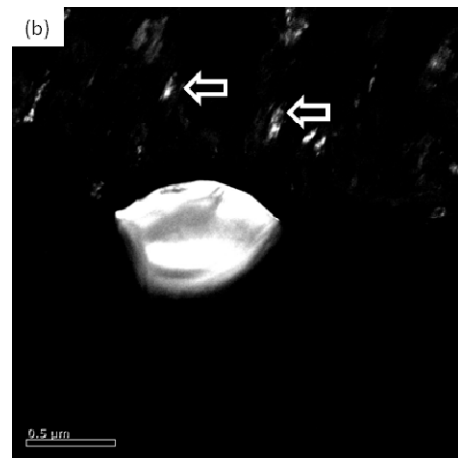
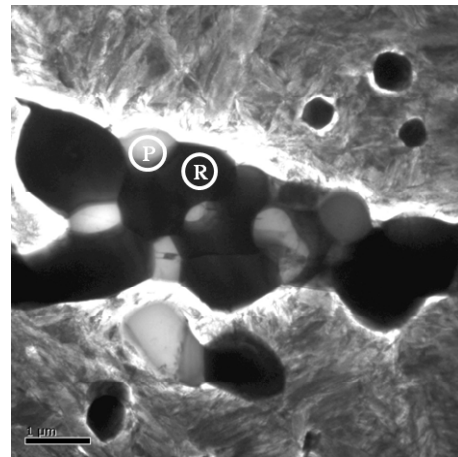


Fig. 9 TEM electron micrographs of the SKH51 solution-treated at 1190°C and tempered at 560°C then nitrided at 540°C. (a)BF taken from the martensite region, showing the existence of coarse carbides precipitated along grain boundary ; (b)DF taken from the same region showed 「P」 carbide at Fig.9(a) ; (c)SADP taken from the coarse carbide region marked as 「P」 in Fig. 9(a)



綜合以上所述，SKH51 高速鋼固溶處理後施以 540°C 氮化處理，氮化層厚度約 190um，再進一步從 XRD 分析發現氮化層含有 Fe<sub>3</sub>N 及 CrN 之化合物，因此 CrN 使材料表面形成高硬度之氮化物以及提高耐磨性，雖然硬度及耐磨耗性提高，但是氮化層深度硬度曲線顯是過於陡峭，這代表滲氮層與基地硬度值相差很大，可能因為未經過回火處理所以造成內外硬度值相差很大使得耐磨耗及抗拉強度降低。至於實驗結果發現機械性質較佳之參數為固溶處理後經 560°C 回火處理再施以 540°C 氮化處理之試片，其此參數試片之顯微組織，

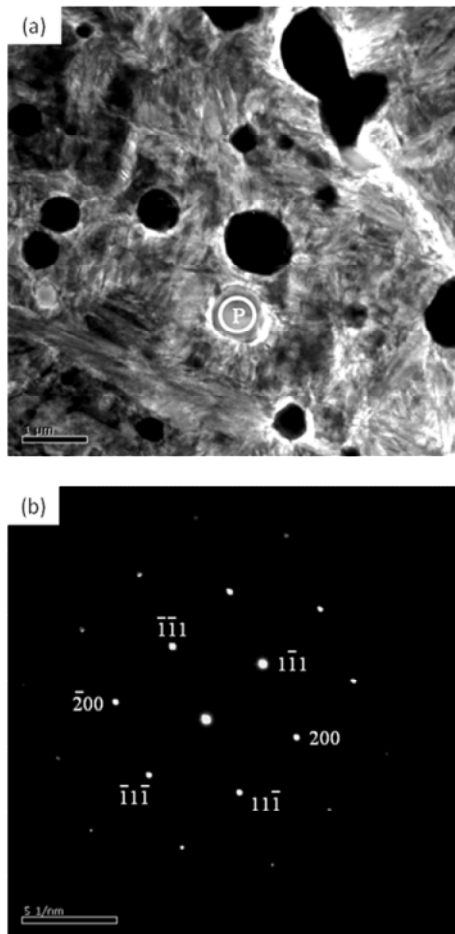


Fig. 10 TEM electron micrograph of the SKH51 After being Solution-treated, tempered at 560 °C and then nitrided at 540°C. (a)BF taken from the martensite region showing the existence of M<sub>6</sub>C carbides within martensite matrix. ; (b) SADP taken from the carbide region marked as 「P」 in Fig. 10(a).

從 TEM 照片中觀察發現為回火麻田散體組織，此外在晶粒邊界上及回火麻田散鐵基地內可觀察到 M<sub>6</sub>C 型碳化物及 MC 型碳化物析出，進一步利用 TEM 繞射圖形及 EDS 成份分析，發現除了 M<sub>6</sub>C 及 MC 型碳化物外，亦有少部分 V<sub>2</sub>C 型碳化物析出。實驗結果顯示，SKH51 高速鋼固溶狀態下經 560°C 回火處理後再施以 540°C 氮化處理，可獲致回火麻田散體與高密度的 V<sub>2</sub>C 等細微碳化物二次析出，使得此熱處理條件之 SKH51 高速鋼具有良好的機械性質組合。

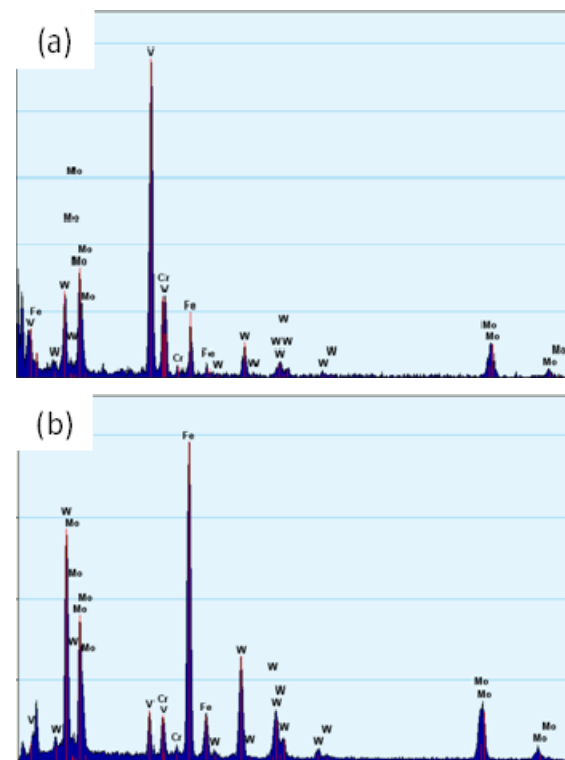


Fig.11 EDS spectrum obtained from the SKH51 high-speed steel. (a) V<sub>2</sub>C carbide taken from the carbide region marked as 「P」 in Fig. 9(a) ; (b) M<sub>6</sub>C carbide taken from the carbide region marked as 「R」 in Fig. 9.

#### 4. 結論

(1) SKH51 高速鋼有施以氮化處理之表面硬度與耐磨耗特性比沒施以氮化處理表面硬度皆提升許多，經氮化後可以使表面硬度提升至 HV(0.3)1081~HV(0.3)1106。

- (2) SKH51 高速鋼固溶處理後經 560°C 回火再施以 540°C 氮化處理可獲得最佳之機械性質。
- (3) SKH51 高速鋼固溶處理後，先經 560°C 回火處理再施以 540°C 氮化處理，在晶粒邊界上及麻田散體基地內部除了  $M_6C$  型及  $MC$  型碳化物析出之外，亦可觀察到  $V_2C$  碳化物在基地內及  $M_6C$  型碳化物旁析出。
- (4) SKH51 高速鋼經過 560°C 回火處理後施以 540°C 長時間氮化處理，會使晶界上  $M_6C$  型碳化物的成長，進而促使釩元素的沉積而形成  $V_2C$  碳化物，此顯微結構特徵尚未被其他研究學者所揭示過。

## 5. 致謝

本論文感謝南臺科技大學奈米科技研究中心及國科會貴重儀器中心實驗設備的協助，以及台灣金屬熱處理學會團體會員在合金鋼材及氮化處理的協助，使得本論文研究得以圓滿完。

## 6. 參考文獻

1. 邱錫榮，機件表面硬化，國立高雄工業專科學校，民 77 年。
2. 陳吉賢，離子氮化處理，國立高雄工業專科學校，民 77 年。
3. 王龍祥，鋼鐵表面處理之理論與實際，復文書局，民 80 年，第 148-171 頁。
4. 賴耿陽，鋼鐵表面熱處理，復漢出版社，民 87 年，第 60-79 頁。
5. 金重勳，機械材料，復文書局，民 84 年。
6. 黃振賢，金屬熱處理，新文京開發出版有限公司，民 89 年。
7. 田惠敏，熱處理與表面處理—精密製造，五南圖書出版股份有限公司，民 91 年，P7-61-63。
8. 呂金鑄，工具鋼冶金學，徐氏基金會出版，民 74 年。
9. 洪敏雄，工具鋼的選擇與處理，徐氏基金會出版，民 71 年，第 311-334 頁。
10. 張森景，金屬模具之熱處理及表面硬化技術，全華科技圖書股份有限公司，民 84 年。
11. G. Hoyle, High Speed Steel. Butterworth & Co. (Publishers) Ltd, Cambridge, England, 1988, p.59-61.
12. Huang J Y, Zhu Y T, Liao X Z, et al. Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel. M2 tool steel. Materials Science and Engineering, 2003, A339, p.541-544.
13. Kelkar P, Nash P, Zhu Y. The mechanism of Property Enhancement in M2 Tool Steel by Cryogenic Treatment. 45th MWSP Conference Proceedings, 2003, p.13-19.
14. 葉明堂，「SKD-11 模具鋼之熱處理」，台灣大學碩士論文，1983。
15. 陳立軒，2012，「超深冷處理對提昇SKH51 高速鋼沖壓模具機械性質與顯微結構影響之研究」，碩士論文，南台科技大學，台南。
16. A. Akbari , R. Mohammadzadeh , C. Templier and J.P. Riviere “Effect of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel” Surface & Coatings Technology 204, 2010, pp. 4114 – 4120
17. A. da Silva Rocha, T. Strohaecker, V. Tomala and T. Hirsch: “Microstructure and residual stresses of a plasma-nitrided M2 tool steel” , Surface and Coatings Technology 115, 1999, pp.24 – 31
18. 李明育，2006，「電將離子植佈技術應用於精密沖壓模具機械性質及磨潤性能改善之研究」，碩士論文，國立成功大學，臺南。
19. 林嘉彥，2002，「氮化工具鋼被覆氮化鈦之相容性研究」，碩士論文，逢甲大學，臺中。