



Service & Integration & Innovation

高速鋼的熱處理

1900年，在巴黎國際博覽會上，出現了切削速度可達12m/min的切削刀具。如果以此時作為高速鋼的第一次公開亮相，時至今日已有百年歷史了。

硬質合金自問世以來合金種類、粘結材料不斷有新發展，用途一日漸廣泛，在業界的使用上也佔了高速鋼一半以上的市場。

陶瓷刀具具有高硬度及熱硬度，在高速切削和一些難加工材料的切削方面更優於硬質合金。目前已經有氧化鋁、碳化硅、碳化物等系列，以及晶鬚強化陶瓷刀具的使用。

超硬刀具材料一般是指金剛石和立方氮化硼(CBN)。金剛石本身硬度高達Hv10000左右，比硬質合金和陶瓷材料的硬度高很多，而且具有導熱性高，摩擦係數和熱膨脹係數低，彈性模數則比硬質合金高。

但從工業生產的角度看，除刀具應具備的性能外還應有更多的考慮，對工具材料的要求有下列幾項：

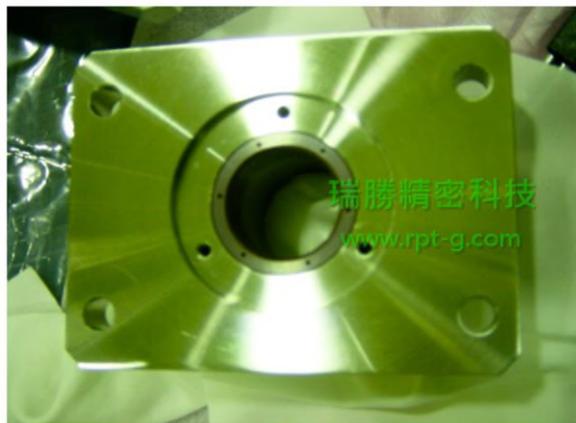
1. 價格低廉，易於取得
2. 易於冶煉或成型，有較好的可加工性，多數情況下還要能適應批量生產
3. 製作成的工具質量優良，能滿足切削時對刀具的要求

以上三項，可看作是研究發展工具材料的基本方向。

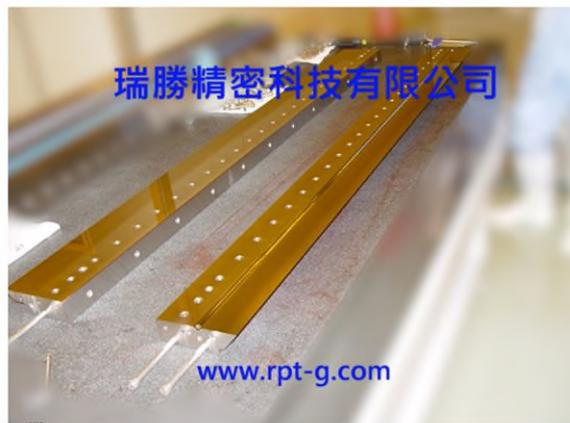


硬質合金耐磨性優於高速鋼、但可加工性和韌性又不如高速鋼，超硬刀具切削能力極佳但價格貴。各種材料各有所長，並且都在不斷發展，金屬的切削加工仍處於大量使用高速鋼和硬質合金的時代。

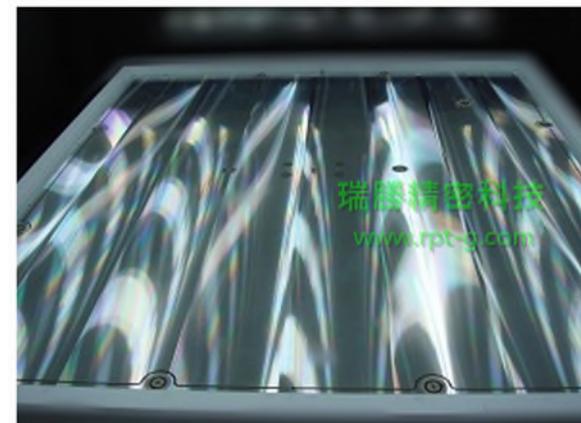
現今的高速鋼的使用已超出了切削刀具的範圍。火箭和飛機需要高強度、回火抗力高的材料，高溫軸承及螺栓、冷擠壓衝頭及各種冷作、熱作模具等都是高速鋼(或其變種)的使用去處。



陶瓷刀具加工的不銹鋼法蘭座



陶瓷刀具加工的不銹鋼 NOZZLE



陶瓷刀具加工的不銹鋼平台

1961 年 Musher 研製成功含鎢量約 5% 的可在空氣中淬硬的新鋼種，用作於切削工具時得到了一定的效果(切削速度由原先的 5m/min 提高到 8m/min)。1898 年美國人 Taylor 和 White 在 Mushet 工作的基礎上開發了含 C : 1.85% , Cr : 3.8% , W : 8.0% 的鋼材，並且非常關鍵的是把淬火溫度提高到只比鋼的熔點低約 50°C，經這樣熱處理後的刀具，達到了 12m/min 切削速度的成績，這就是一開始高速鋼的原型。

1905 年後開始加入釩。1906 年通過試驗找到了當時認為的最佳成分 : C : 0.68% , W : 18.0% , Cr : 5.6% , V : 0.3%。1909 年已有把釩含量提高到 1.2% 的高速鋼，但直到 20 年代初 18-4-1 型(C : 0.75% ; W : 18% ; Cr : 4% : V : 12%)高速鋼才被公認為典型的標準材料。一開始約 25 年高速鋼的研究主要是通過改變 W 和 V 的含量來提高 18-4-1 的切削性能，其中發現 V > 1% 可以提高耐磨性，也發現提高 V 量需同時提高 C 的含量，否則高溫加熱時會出現 δ - 鐵素體 (δ -Ferrite)，如果再提高 V 量，以當時的技術水準鋼鐵廠難以生產，價格上升，而且研磨加工困難，因此 18-4-1 高速鋼一直沿用了許多年。

早期的研究中已有加鉬的高速鋼，但因當時的鉬價貴，而且還有一些技術問題未能解決而未能大量使用。1912 年研製出了含鈷 5% 的高速鋼，可提高切削壽命，但仍有缺點且價格昂貴，當時並未廣泛使用，德國曾把鈷含量提高到 20% ，但會導致材料性脆無法鍛造，直到 30 年代鈷才在高速鋼中得到合理的使用，超硬高速鋼問世之後鈷的應用更為廣泛，其範圍一般在 5~15% 之間。

第一次世界大戰時，美國因為缺少鎢礦因此研究以鉬取代鎢，但成分配比不適合，脫碳和脫鉬及過熱傾向大脆性也高，而且價格昂貴因此站後即很少使用。1930 年美國 Colorado 州發現了大鉬礦，鉬價下跌促進了鉬在高速鋼的應用。透過實驗發現只要在鋼中保留 1.5% 的鉬就可以減少脫碳、脫鉬、過熱等現象，於是就誕生了 M1 鋼 (C : 0.8% ; W : 1.5% ; Mo : 8.0% ; Cr : 4.0% ; V : 1.0%)。但脫鉬等現象仍未完全解決，直到第二次世界大戰時美國的高鎢鋼材減產，促使研究出了新的 W-Mo 系高速鋼 M2 (常簡寫為 6-5-4-2，C : 0.83% ; W : 6.0% ; Mo : 5.0% ; Cr : 4.0% ; V : 2.0%，在德國則稱為 S6-5-2，因為在高速鋼中 Cr 一般為一恒定值 4，故將 6-5-4-2 中的 4 省去)後才是如此，這種鋼中的鎢只被代替了一部分，脫鉬、脫碳和過熱傾向大為減少，配合新的技術設備措施，含鉬高速鋼的一些缺點已被克服，再加上 W-Mo 系高速鋼本身具有的一些優點使其不斷發展，而成為當前世界高速鋼的主要系列。與 W 系相比(以 18-4-1 為代表)，W-Mo 系高速鋼單位(噸)價格便宜，而且比重小，W-Mo 系比 W 系輕 6~9%，及同樣噸位的鋼，W-Mo 系要比 W 系輕 6~9%。

從技術觀點看，以鉬代替部分鎢，降低了凝固過程中包晶反應(Peritectic Reaction)的終了溫度，包晶反應較完全剩下的液相少，在較低的溫度形成共晶萊氏體(Ledeburite)減小並細化了共晶碳化物，形成的共晶體呈扇形(或稱羽毛狀)鍛造時比高鎢鋼的魚骨狀更易於被破碎，而且不產生角狀碳化物，碳化物比鎢系小而均勻，因此碳化物偏析(Segregation)小，韌性和強度都比 W 系好。此外淬火固熔體中有 2% 以上的 Mo 可阻止回火時碳化物沿晶界過分不均勻析出，也對韌性有利，另外，W-Mo 系的熱塑性好，有利於熱塑性變形的加工工藝。

第一次世界大戰時，美國及俄國都提出了以鉻代鎢的方案，但發現含高碳高鉻的鋼硬性差而脆性高，並不適合做切削刀具。但也發現，這種鋼的耐磨性很好(由於有大量未溶解的合金碳化物)，而淬火變形很小(可得到適量的殘餘奧氏體(Retaind Austenite)以平衡相變帶來的體積變化從而使淬火變形減小)，很適合用於製作模具。

30 年代，高速鋼的主要研究方向是尋找高鎢鋼的代用品，或是節約鎢的使用，以及提高性能。1936 年原蘇聯的學者注意到 18-4-1 中只有 7~8% 的鎢在淬火時溶入奧氏體 (Austenit)，其餘的鎢以碳化物的型態存在於鋼中，這些未熔的碳化物加了鋼的耐磨性，但並不提高熱硬性，所以鎢量可降至 10% 而不致影響高速鋼的性能，但要降低鎢量必須增加釩量及相應的碳含量才能得到與 18-4-1 相似的熱硬性。

高速鋼屬於高合金鋼，含有大量價格貴的合金元素如 W、V、Mo、Cr、Co 等，冶煉亦較困難，因此價格高。因此，各國對高速鋼的研究重點之一就是降低貴重合金元素的含量，而仍能得到保持或甚至更高性能的高速鋼。二次大戰時德國怕鎢的來源受阻，大力開展低合金高速鋼的研究，但並不十分成功，問題在於淬火時晶粒容易長大，因此溫度的控制要求十分嚴格，後來才開發出低合金高速鋼 ABCCIII (列入德國標準為 S3-3-2，此鋼實際來源於瑞典)。化學成分為：C：0.95~1.03%；W：2.85%；Mo：2.65%；V：2.35%；Cr：4.0%，這種低合金含量的高速鋼性能並不比 M2 差，目前仍是良好的鑽頭和鋸條用鋼。七十年代瑞典成功開發出 D950 低合金高速鋼(C：0.95%；Cr：4%；W：1.7%；Mo：5.0%；V：1.2%)，已大量使用於鑽頭、螺絲攻、端銑刀，切削壽命與常用的 M2 或 M7 相當，或更好(高30%)。

波蘭也於七十年代初研製出低合金高速鋼 SW3S2 (C : 1.2% ; Cr : 4% ; W : 2% ; Mo : 1% ; V : 2% ; Si : 2%) , 此鋼以碳化物不均勻度低而彌散度高為其特點 , 熱硬性比 T1 (18-4-1) 和 M2 稍低 , 但合適和於氮化處理 , 已大量投產使用。

美國也有一類稱做“半高速鋼”的品種 , 其含鉻量也是 4% , 而鎢、鉬含量則低得多 , 已增加碳和鈮的量作為補償 , 這類鋼有不含鎢的純鉬型 (例如 : C : 0.8% ; Cr : 4.0% ; V : 1.10% ; Mo : 4.25% ;) 和鎢鉬型 (例如 : C : 1.20% ; Cr : 4.0% ; V : 2.90% ; W : 1.40% ; Mo : 1.60%) , 這類鋼中常用於要求耐磨而硬度要求不高的工具如鋸條等。從低合金高速鋼的發展可以看出 , 最佳合金化是高速鋼主要研究方向之一 , 那種單純以提高合金元素的含量來改進高速鋼性能的想法並不週全。

另外 , 用代用元素替代高速鋼中價格貴的元素也是研究的方向之一。元素週期表中第四周期的 Ti (22號) 是與 V (23號) 同週期的緊鄰 , 是比 V 更強的碳化形成元素 , 對於用鈦代替鈮以進行了大量的研究 , VC 碳化物不同的是 , 鎢和鉬幾乎不溶解在 TiC 碳化物中 , 因此在含鈦的高速鋼中 , 當要求碳化物數量與不含鈦者相同時就須提高碳含量 , 從刀具切削性能來看鈦有可能代替鈮 , 但含鈦高速鋼的熱變形和可加工性差 , 還不能完全的取代鈮。70 年代中期德國對 Si 與高速鋼的作用做了全面的研究 , 研製成了 S6-5-2 Si , 把 M2 中的 W 降低 1% 而把 Si 增至 0.8% , 同時把 Cr 升至 5% 以補償因 Si 增加至 0.8% , 同時把 Cr 升至 5% 以補償因 Si 所造成的二次硬化高峰向低溫的推移 , 並在較低的淬火溫度下能使較多的碳化物溶解。

研究最佳合金化的目的，一方面是為了節約和合理地使用 W、Mo、Cr、V、Co 等價格貴的合金元素，另外也是為了提高高速鋼的使用性能。我們已經知道在高速鋼中提高 V 的含量 (並相應提高 C 的含量) 可以大為提高鋼的耐磨性 (VC 研度可達 HV2840)，但由於當時的技術水準無法朝這方面前進，隨著日後技術的進步，提高 V 含量已成為可能，於是出現了高釩類的高速鋼 (V>2.4%) 陸續在美國出現了 T9 及高釩含鈷的 T15 及 M15，在其他國家亦有類似的牌號，如德國的 S12-1-4 及 S12-1-4-5、日本的 SKH10 等。

在研究性能更高的高速鋼和選用代用元素的同時，對原有高速鋼的成分也在進行改進，最重要的是含碳量的調整，並且已經發現提高 V 含量需相應的增加 C 含量。直到 1949 年 W. Crafts 和 J.L Lamont 在對合金馬氏體 (Martensite) 回火二次硬化的研究中，得出了馬氏體中碳和碳化物形成元素含量之間若附和其回火析出的特殊碳化物的比例 (W、Mo 為 M₂C，V 為 V₄C₃，Cr 為 Cr₇C₃) 時，將有最大的二次硬度，這就是 ”平衡碳“ 的概念。

1959 年 P. Payson 提出了 ”平衡碳“ 的關係，認為高速鋼中的碳含量與碳化物形成元素之間必須達到一平衡值，即達到一定的比例關係。根據這一原則，提高碳含量 C 是必要的，其結果是碳化物數量增加，鋼的耐磨性、紅硬性和切削性能都有提高，但碳化物偏析增大，晶粒易粗化，韌性下降，冶煉成本亦上升。

現今高速鋼的 C 含量，大致情況如下：通用型高速鋼因需較好的韌性，當合金元素含量較高時，含 C 量比平衡碳低約 0.2~0.25%；低合金元素高速鋼，含 C 量接近或稍高於平衡碳；超硬型高速鋼一般都在平衡碳左右。

五十年代後期，G. Steven 在研究高溫 ($>538^{\circ}\text{C}$) 軸承鋼時，應用並驗證了 Crafts 和 Lamont 的原理，配製了 62 種成分，根據設定的碳當量 (或稱碳系數，即每1%碳化物形成元素所須的 C% ，Co 是非碳化物形成元素故無碳係數)，研製出了硬度可達 HRc68 的超硬高速鋼 Rex49，1959 年美國 AISI 標準將其定名為 M41，以後逐漸形成了 M40 系列 (M41~M47) 的超硬型高速鋼 (硬度達 HRc68)。

這類鋼熱處理後硬度可達 HRc68~70，高溫硬度及紅硬性都得到提升，同時因為含的 V 量不太高，因此可磨削性能尚好，而且耐磨性也好，但硬度達 HRc68~70 時，韌性不足，故一般只熱處理到 HRc68 左右以保持適當的韌性，超高速鋼大都以 W-Mo 係為基礎也是因為 W-Mo 係韌性比 W 系好，可是 Co 在高速鋼中的作用必須在有足夠 W 含量的情況下更能充分的發揮，故超硬高速鋼以 W-Mo 系為基礎適合適的。

用粉末冶金的方法生產高速鋼是七十年代的技術，用高壓純氮 (99.999%) 霧化高速鋼液流，形成極細的粉末，用熱等靜壓或熱擠壓成型，其中的關鍵技術是最大限度的降低粉末的含氧量以保證其塑性及韌性。粉末冶金高速鋼的碳化物細小，分布均勻，可磨削性好 (特別是對高釩類的高速鋼)，淬火變形小，但實際的切削試驗表明同樣成分的粉末冶金高速鋼刀具並不比普通熔煉的高速鋼切削壽命高，有實驗證明，同類碳化物的顆粒太細則耐磨性反而下降。由於粉末冶金高速鋼解決了碳化物偏析問題，可磨削性好，故對大尺寸和難磨削的刀具來說有特殊的意義。

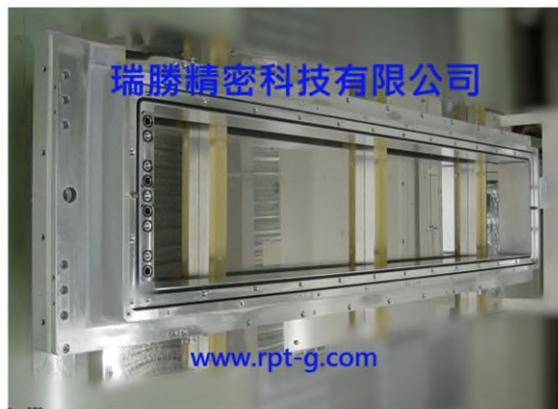
四十年代德國研製了 Fe-W-Co 馬式體合金，淬火後硬度約 HRc55，回火後析出金屬間化合物 $(Co,Fe)_2W_6$ 產生沉澱硬化，硬度達 HRc68~69，其耐高溫性能比一般高速鋼高 100°C，但不但太貴而且太脆，無法使用而作罷。六十年代原蘇聯再次對這類沉澱硬化型合金進行研究，採用真空冶煉以提高韌性，並調整了化學成分，把 W 量降至 14%，另外 Mo 7%，含 Co 5%，Ti 0.2%，不加 Cr 和 V，韌性得到了改善，製成的刀具切削難加工材料（如奧式體鎳基合金、鈦合金等）比傳統高速鋼高數倍乃至數十倍，但脆性和價格問題能需進一步解決。七十年代蘇聯又研究了無碳馬式體時效鋼 H8K14M18T，採用真空冶煉或電渣重溶，韌性良好，紅硬性也比傳統高速鋼高很多，其發展引人矚目，雖然沉澱硬化型高速鋼價格高，但作為特殊用途刀具材料仍是有前途的。

六十年代中期，美國在冶煉 M2 時加入 1.5~2.25% 的碳和 6~12% 的鈦，再加工成型後再滲碳、淬火及回火，得到有大量碳化鈦的表層，表面硬度 HRc6~70 製成的車刀切削 HRc40 鋼，當時的壽命為一般同等硬度高速鋼 3 倍。

高速鋼屬萊氏體鋼 (Ledeburite)，熱處理後硬度、強度、紅硬性、耐磨性都好，但韌性不足，這是由於有較多在加熱時未熔入固溶體的合金碳化物，並不十分均勻的分佈在基體上，其數量約佔總體積的 10~15%。使用現今的測試方式已經能精確的測定並計算出高速鋼基體的化學成分，各種高速鋼基體化學成分大致是相同的，按重量百分比，碳約占 0.5% 左右，鉻約 4%，釩約 1%，鎢和鉬的量因鋼種而異。

根據這一事實衍生出了高速鋼的變種之一”基體鋼“，這種鋼碳和合金元素的含量是當的高於高速鋼的基體成分(保證熱處理後有高速鋼的基體成分以保持二次硬化效應、並有一定數量的未熔碳化物顆粒以保持較好的耐磨性和防止淬火時晶粒長大)，而又少於相應高速鋼總和含碳和合金元素量以提高韌性，另外為了補足熱處理後因與母體高速鋼基體存在的一些基體差異而造成的強度損失，可加入少量的鈦、鎳、錳、鋁、鈮、鈷等元素，這類鋼可用作熱做模具鋼(熱鍛、熱擠壓等)，也可用作冷衝模具鋼。

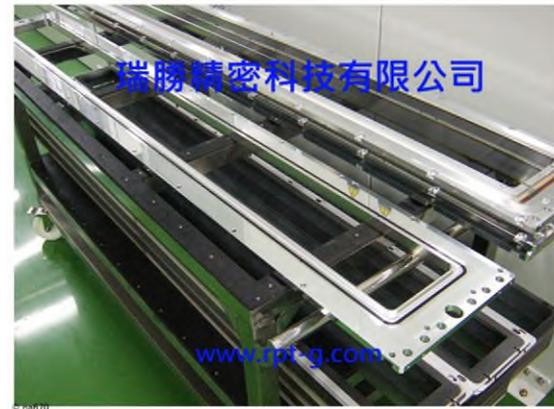
以上我們簡單的介紹了一百年來高速鋼的演變，隨著對高速鋼研究的深化，不但對一些現在尚未完全認識清楚的機會有進一步的了解，而且也會使高速鋼的應用範圍更加合理和擴大。



高速鋼刀具加工的真空腔體部件(1)



高速鋼刀具加工的真空腔體部件(2)



高速鋼刀具加工的真空腔體部件(3)

高速鋼是鐵、碳和多種合金元素組成的多元系合金，研究其中合金元素對組織結構的影響時，除必須考慮合金元素和碳的交互作用外，還必須考慮合金元素與鐵和合金元素與合金元素之間的交互作用，另外還有合金元素與化合物（如碳化物）之間的交互作用等，從而形成了一系列複雜的關係，利用合金元素的一些基本參數、熱力學數據和 X 射線結構分析資料，例如，根據元素的價電子濃度或化學親合力和原子尺寸的大小等，還是可以對元素在合金中的行為作出一般定性的描述。

元素之間的親合力可用電負性來表示（電負性表示相互作用時，原子接受或給出電子的能力的大小，是一個以 Li 為 1 的比較值，如：C 為 2.5，N 為 3.0，Fe 1.8，W 1.7，Mo 1.8，V 1.6 等），兩元素的電負性相差值越大則二者的接合力也愈強。較直觀的關係可以從元素週期表中看出，在表中相距越遠的元素彼此間的親合力越強，VC 和 TiC 屬同型的碳化物，但 C 與 Ti 的距離比與 V 的距離遠，故 TiC 比 VC 更穩度。

一種合金元素固溶于另一種金屬晶體形成置換性固溶體時，二者原子直徑相差越大則產生晶格畸變也越大，即更不易溶解，固溶度相應降低，此即原子尺寸因素的影響結果。

研究合金元素當然要根據所處的條件綜合考慮其作用，例如，Si 和 C 可以形成碳化物 SiC，而 Fe 與 Si 有較強的親合力（矽溶入 α -Fe 形成固溶體），固高速鋼中沒有發現 Si 的碳化物。另外，從周期表上的位置也可知，即使有碳化物形成也應該先是 Fe_3C 或是更穩定的碳化物如 VC 等，因此高速鋼中不會有 SiC 的存在。

碳和碳化物

和所有的鋼種一樣，碳是高速鋼中最主要的外加元素，碳和某些合金元素形成的各種碳化物則是決定高速鋼性能的主要因素。根據已知的研究結果可將高速鋼中常見的合金元素大致歸類為兩類：一類是可形成碳化物的元素，如 W、Mo、Cr、V、Ti、Nb 等；另一類是溶入 α -Fe，不形成碳化物的元素，如 Co、Ni、Cu、Al、Si 等。這些金屬或化合物之間有的還可以互相溶解 (如 VC 中可溶解達 25% 的鎢) 或形成金屬間化合物，如 $(Co, Fe)_7W_8$ 。

參考元素週期表可以看出高速鋼中的碳化物形成元素都屬過渡族金屬，形成碳化物時 C 原子處於這些金屬點陣中的間隙位置，當 C 與金屬的原子半徑比值小於 0.59 時，點陣間隙大於 C 原子直徑，形成化合物時引起的晶體點陣畸變小，這些金屬形成的碳化物就具有簡單的結晶結構，如 TiC、 Mo_2C 等；如比值大於 0.59，則為了容納 C 原子就形成了複雜的結晶點陣，如 Cr_7C_3 、 Fe_3C 等。(表一列出了高速鋼中常見的碳化物結晶構造)

表一. 高速鋼中的碳化物

碳化物類型	晶體結構	每個晶胞中的原子數
TiC	面心立方	8 (4M+4C)
Mo_2C	六角密堆	3 (2M+1C)
WC	簡單六角	2 (1M+1C)
$Cr_{23}C_6$	面心立方	116 (92M+24C)
Cr_7C_3	三角	80 (56M+24C)
Fe_3C	簡單正方	16 (12M+4C)
Fe_4W_2C	面心立方	112 (96M+16C)

除了形成碳化物外，隨著碳含量的增加，鋼的淬火溫度下降，對 M2 而言，每增加碳含量 1%，淬火溫度約下降 10°C。另外，含碳量升高，Ms 點下降，殘餘奧氏體增加（一般 M2 含碳量淬火後殘餘奧氏體量約 25%，碳量 10% 時約為 30%，碳 1.1% 時為 55%，碳 1.3% 時高達 70%！）。碳含量增加，高速鋼的淬、回火後的二次硬化能力、紅硬性皆增加，但韌性下降（18-4-1 高速鋼含碳 0.75% 時，抗彎強度為 314Kg/mm²，碳 1.04% 時下降為 110Kg/mm²。但鎢鉬系的 M2，碳為 0.75% 時，抗彎強度為 360 Kg/mm²，而 1.09% C 時為 345 Kg/mm²，下降比高鎢的高速鋼小的多）。此外，含碳量的增加鋼中的碳化物不均勻當然也會增加。

溶入奧氏體的碳，作為間隙式固溶體的溶質偏聚到位錯上形成科垂爾氣團 (Cottrell atmosphere)；W、Mo、V 等合金元素由于原子尺寸等因素與基體中位錯的交互作用較強，且亦可形成如 V-C 之類的原子團偏聚到位錯上鎖定位錯 (Dislocation Locking)，這些作用都強化了基體（應該是說，碳對基體的強化作用是最主要的），使鋼的硬度得以大為提高。

根據一些研究成果可以認為，要獲得最佳二次硬化成果，基體中碳和合金元素之間的平衡是最重要的因素，由於基體的平衡碳與鋼的平衡碳趨勢是一致的，因此用鋼的平衡碳來預測二次硬化的效應，應該是合理的，也許這就是“平衡碳”概念雖然並不完善卻仍有實用價值的原因。

鎢是造成高速鋼紅硬性的主要元素之一，在鋼中可形成多種碳化物，如 $(Fe, W)_3Fe$ 、 WC 、 W_2C 、 $(Fe, W)_6C$ 等，而以 $(Fe, W)_6C$ 型為主（因為還有其他合金元素存在其中，所以以 M_6C 表示更為適合）。淬火加熱時一部分 M_6C 溶入奧氏體，由於鎢和碳的親和力較強，提高馬氏體的熱穩定性。鎢的原子半徑大，提高了鐵的自擴散激活能（Activation energy for self diffusion），亦即提高了鋼的抗回火穩定性。回火時析出的高度彌散的鎢碳化物是發生二次硬化的主要原因。未溶入奧氏體的 M_6C 能有效的阻止高淬火溫度時晶粒長大，從而為碳和合金元素的充分溶入奧氏體創造了條件。另外，未溶 M_6C 的高硬度增加了高速鋼的耐磨性。

鉬和鎢同為 VI 族元素，結構和性能極相似，在高速鋼中的行為基本一致，可以互相替代，由於鉬的原子量僅為鎢的一半，因此 1% Mo 在高速鋼中約可代替 1.6~2% W，替代後，鋼的合金總量可以降低。鉬降低了高速鋼結晶時的包晶反應溫度，使鑄態組織中的萊氏體較鎢高速鋼細小，使碳化物不均勻性減小，共晶碳化物也較細而薄，鉬的碳化物直徑一般為 15~17 μ ，而碳化物為 45~50 μ ，碳化物顆粒小當然就容易溶入奧氏體。含鉬高速鋼晶界溶化溫度較低，所以鎢或鎢鉬系高速鋼的淬火溫度比鎢系高速鋼低。

由於碳化物不均勻性小，鉬（鎢鉬）系高速鋼的抗彎強度和衝擊韌性比鎢鉬系高很多。鉬（鎢系）系的缺點在於，淬火時脫碳傾向較大，淬火溫度範圍較窄容易過熱。回火時，從鉬高速鋼析出特殊碳化物的溫度比鎢系低約 10~15 $^{\circ}C$ ，即二次硬化峰值的溫度比鎢高速鋼低 10~15 $^{\circ}C$ 。

用於製造進刀量大的刀具時，例如粗車車刀，需邀刀刃承受大的單位負荷，宜選用機械性能較好的鎢鉬系高速鋼；精車時切削速度快生熱多而進刀量小，故可選用鎢系鋼。

最早高速鋼加入釩 (1903 年) 是作為冶煉時的脫氧和除氮之用，但發現釩可以提高高速鋼刀具的切削性能，隨後釩即成為高速鋼中不可少的合金元素。

一般高速鋼的含釩量約 1~5%。釩是強碳化物形成元素，MC ($V_4C_3 \sim VC$ 其中可溶入 W 和 Mo 約 5%，以及 Cr 可達 25%) 硬度極高，很難溶入固溶體，使高速鋼的耐磨性大為增加。回火時析出高度彌散的 MC，是高速鋼具有紅硬性的原因之一。高速鋼中隨釩量的增高，各種碳化物的相對量發生顯著改變 (如下表所示)。

表二 不同含釩量高速鋼中碳化物的組成 (重量百分比)

鋼種	淬火溫度 (°C)	M ₆ C	MC
18-4-1	1286	97	3
6-5-4-2	1217	85	15
M15 (C:1.55%,V:5%)	1248	34	66

如果高速鋼中釩含量不高 (小於 2%)，則只生成很少量的 MC 型碳化物，釩主要存在於M₂₃C₆和M₆C中，當淬火加熱時釩隨這些碳化物溶入奧氏體，回火時以 MC 形式析出，提高了高速鋼的二次硬化效果和熱穩定性。

當鈮含量增加到約 2.4% 以上時，加熱後不溶於固溶體的 VC 型碳化物顯著增多，由於 VC 的硬度極高使鋼的耐磨性大為增加，同時可磨削性則大為下降。高鈮高速鋼的高耐磨性與平衡碳設計的超硬型高速鋼不同，前者的高耐磨性不僅來自基體而且也由於大量細小的 VC，而後者則主要是由於高硬度的馬氏體。

設計超硬型高速鋼時考慮到碳量越接近平衡碳，淬火後未溶解的 MC 越多，可磨削性也越差，同時也減少了基體中溶入的碳量，因此鈮含量不宜太高，因此可磨削性比高鈮高速鋼好。

高鈮高速鋼不但有極佳的耐磨性而且使紅硬性也有很大提高，適用於大進刀量的高速切削；奧氏體鋼、超合金、鈦合金和耐熱合金等的切削。另外，增加相配合的鈮和碳時，因對基體成分的改變不大，故韌性不會受到多大損害。但由於鈮碳的增加使淬火和回火時的奧氏體的穩定性大為增加，必須增加回火時間或次數。還有，淬火加熱時間應比一般高速鋼加長約 20~30%。

可磨削性差是鋼鈮高速鋼的一大弱點，按美國 Norton 公司的數據，如以 M3 的可磨削係數為 1；則 T15 和 M15 為 0.8；M2 為 4；T1 為 6.5；M1 為 7。

高速鋼經由其他的元素添加後即可改變其加工切削特性，加上熱處理的過程使得高速鋼在未來的使用上，與其它的複合材料刀具相比較仍有它一席的地位。

1. 高速鋼降溫淬火、回火工藝研究 頁面存檔備份，存於網際網路檔案館，熱處理網
2. Kanigel, Robert. The One Best Way: Frederick Winslow Taylor and the Enigma of Efficiency. Viking Penguin. 1997. ISBN 0-670-86402-1.
3. 王金双 ; 金华职业技术学院机电工程学院,浙江,金华市,321017 ; 金华职业技术学院学报 2004年 01期 (2004/07) , 17-19
4. High Speed Tool Steels M1 · Erasteel · 2014-3-19
5. Chemical compositions of YSS High Speed Tool Steels 網際網路檔案館的存檔，存檔日期2014-03-18. · Hitachi Metals · 2014-3-18
6. High Speed Tool Steels M4 · Erasteel · 2014-3-19
7. High Speed Tool Steels M7 頁面存檔備份，存於網際網路檔案館，Erasteel · 2014-3-19
8. 彭元霖(Y. L. Peng) ; 林子堯(T. Y. Lin,) ; 黃聖堯(S. Y. Huang) ; 潘永村(Y. T. Pan) ; 林東毅(D. Y. Lin) ;
9. 鑄冶：中國鑄冶工程學會會刊 58卷2期 (2014/06) , 113-121 尧登灿 ; 江西制造职业技术学院 ; 尧登灿 ; 张道达 ; 熊伟 ; 赵锦兵 ; 赖传勇 ; 江西制造职业技术学院,江西南昌,330002 ; 江西洪都航空工业股份有限公司热表处理厂,江西南昌,330002 ; YAO Deng-can ; ZHANG Dao-da ; XIONG Wei ; ZHAO Jin-bing ; LAI Chuan-yong 热处理技术与装备 2016年 06期 (2016/02) , 26-28

報告結束

Thank you

