

77.17
205

高速鋼的熱處理

〔英〕 S.G. 考普 著

山東工學院金屬學熱處理教研室譯

本书根据 1954 年連續 8 期載于英国 “Metal Treatment and Drop Forging” 杂志上的 S.G. 考普著 “高速鋼的热处理” (Heat Treatment of High Speed Steel) 一书 1956 年俄譯本譯出。

书中評述了国外 (主要是美国) 高速鋼热处理的研究与实践情况。

本书供从事金属学与热处理研究与生产实践的工程技术人員閱讀。

С. Г. КООП

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ
Металлургиздат 1956

高速鋼的热处理

山东工学院金属学热处理教研室譯

*
冶金工业部科学技术情报产品标准研究所书刊編輯室編輯

(北京市灯市口 71 号)

中国工业出版社出版 (北京佟麟閣路 10 号)

(北京市书刊出版事业許可証出字第 110 号)

中国工业出版社第三印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·各地新华书店經售

*
开本 $787 \times 1092 \frac{1}{32}$ · 印张 $4 \frac{1}{4}$ · 字数 89,000

1964 年 5 月北京第一版 · 1964 年 5 月北京第一次印刷

印数 0001—7,361 · 定价 (科六) 0.55 元

*
统一书号: 15165 · 3049 (冶金-504)

目 录

俄譯本序言

第一章 高速鋼热处理概述	1
1. 概 論	1
2. 高速鋼的种类	3
3. 鉄—碳—鎢状态图	5
4. 等溫轉变曲綫	6
5. 淬火的一般过程	7
第二章 高速鋼的淬火加热	18
1. 鋼的原始組織的影响	18
2. 預 热	21
3. 碳化物的溶解	22
4. 晶粒大小	31
5. 鋼的加热对其表面状态的影响	34
6. 影响奥氏体化过程的主要因素	44
第三章 冷却时奥氏体的轉变	55
1. 对各种溫度范围内等溫轉变的研究	55
2. 等溫保持对随后冷却时的轉变的影响	62
第四章 高速鋼回火时的轉变	73
1. 二次淬火机理	73
2. 正常淬火后的回火	75
3. 等溫淬火后的回火	84
4. 冷处理后的回火	88
5. 显微組織	89
第五章 高速鋼热处理的实际操作	93

1. 淬 火.....	93
2. 回 火.....	98
3. 貝氏体淬火.....	103
4. 冷处理.....	105
第六章 表面处理	110
1. 液体氮化.....	110
2. 气体氮化.....	115
3. 淬火前的氰化.....	116
4. 渗 碳.....	117
5. 氧化处理.....	118
6. 镀 铬.....	119
第七章 退 火	120
1. 正常退火.....	120
2. 等温退火.....	122
3. 其他形式的退火.....	124
結 論	126
参考文献	128

第一章 高速鋼热处理概述

1. 概 论

高速鋼的热处理具有值得注意的特点，这是由于它的本质所决定的。1898年台劳(Taylor)和怀特(White)发现了較高的淬火溫度可对切削工具的性能有良好的作用，这一发现使当时应用的工具鋼被高速鋼远远抛在后面。高速鋼的实际成分也逐渐变化得更适应于新的热处理过程。

1907年台劳发表了他著名的論文“金属切削技术”〔1〕；其中提出的高速鋼的成分与現代应用的 18—4—1 鋼极为接近。

从那时候起，尽管高速鋼生产量还很少，但对其热处理过程的研究就已进行了大量工作。有三个因素引起了热处理工作者和冶金学者对这个問題的注意。首先，最初生产高速鋼时，新奇的处理方法使学者們对鋼中出現的現象的本质发生了兴趣；其次，高速鋼的經濟意义非常大，因为只要稍許提高切削刀具的寿命，就可以大大节约生产費用；第三，研究高速鋼中的組織变化情况，对总的热处理理論的发展，有极其重要的作用。虽然高速鋼中合金含量較高，使其不易与其他鋼种做直接比較，但高速鋼中发生的基本转变还是与普通碳鋼和低合金鋼相同的，而且高速鋼中的转变进行得比普通鋼慢，所以更加容易研究。麻省理工学院发表的寇恩(Cohen)和他的同事們完成的高速鋼的研究，具有很大意义。

格勞斯曼 (Grossmann) 和貝茵 (Bain) 在“高速鋼”〔2〕一書中發表了他們 1930 年以前的研究結果。從那時以來，直到不久以前出版的郝費 (Haufe) 〔3〕^① 的著作時為止，未出現過比較全面地論述高速鋼的著作。僅格列格 (Gregg) 〔4〕、治爾 (Gill) 等人 〔5〕 以及寇恩和高爾頓 (Gordon) 〔6〕 對這一問題做過比較重要的報道。

本書的目的在于把近年來關於高速鋼的著作加以綜合評述。第一章的內容是關於熱處理的一些基本知識和基本原理。在以後的幾章中，則將從理論和實踐的觀點出發，闡述熱處理過程的各個階段（加熱、冷卻、回火）、表面熱處理和退火等方面的問題。

高速鋼的熱處理方法從 20 世紀初第一次在實踐中確定下來以後，基本上沒有改變，它包括將鋼加熱到接近熔化的溫度（實際上早先的熱處理工是將工具加熱到表面開始出現熔化跡象時為止），再在該溫度保溫一段時間，使工具熱透，最後在油中或空氣流中冷卻。自從開始採用這種淬火方法，通常都先將工具放在預熱爐（一般在 $800\sim 900^{\circ}\text{C}$ 之間）中保持短時間，然後移到高溫爐中加熱到淬火溫度進行保溫。18—4—1 高速鋼通常都自 $1250\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 之間的溫度進行淬火。值得注意的是在台勞和懷特獲得專利的熱處理方法中，推薦首先在約 620°C 的鉛浴中淬火，而後再在空氣中冷到室溫。這種兩段冷卻方法通常都不認為是必要的，但近年來（特別由於廣泛地採用了鹽爐進行高速鋼的熱處理），這

① 顯然，作者對 1930 年以後蘇聯出版的下列一些工具鋼的著作是不熟悉的：А.П. 古里亞耶夫，高速鋼的性質及熱處理，機械工業出版社，1939 年；Н.А. 明克維奇，低合金高速鋼，冶金工業出版社，1944 年；Ю.А. 蓋列爾，工具鋼，冶金工業出版社，1955 年等——俄譯本編者。

种方法却应用得日益广泛了。

台劳和怀特曾建議 淬火之后在較高 溫度进行 短时回火（在 620°C 附近溫度回火 5 分钟），但起初并未被采用。后来发现，高速鋼回火后的硬度比淬火后有所提高，就是說，可以认为回火是“第二次淬火”操作。这种方法現在已被广泛采用了，不过采用的溫度比台劳提出的稍低，而時間也稍长。

最近，曾有人提出了許多特殊的热处理方法，特别是包括了各种不同的冷却方案，其中大多数都是根据对实际应用的淬火过程的机理所研究的結果而提出的。但是应当指出，还未能对高速鋼的这种基本热处理方法提出任何原則上的修改。

2. 高速鋼的种类

目前所采用的 18—4—1 高速鋼很早就出現了，但直到現在仍使用的很广。高速鋼的实际成分范围很广，但它們的性质一般都很接近，因此，在研究有关热处理方面的問題时，可以把它們归納为一組而不致出現較大差錯。基本热处理方法对各种类型高速鋼都是一致的，它們之間的区别仅在于溫度区間的大小和各种因素的影响程度。本书主要从总的方面来討論高速鋼，因此，只有在各种类型的鋼的性质差别特别显著的情况下，才将它們提出。在引用特定实验結果时，都分別指出研究中所用高速鋼的类型，因为各种数据如溫度等，只是对某种具体鋼号而言的。

对高速鋼的成分和它們的性质之間的差別等方面的探討，不属于本书范围，但有必要将已发表过的实验工作中所采用的几种主要鋼的类型加以介紹。

高錳高速鋼

这类鋼的实例有 18—4—1 鋼（典型成分：0.7%C、18%W、4%Cr、1%V）。这是高速鋼的基本类型，占英国出产的高速鋼的大部分。这种鋼的制品可满足各种类型的切削工具的要求。淬火溫度在 1270~1310°C 的范围内。錳含量再高或再低的鋼，例如含錳 14 和 22% 的也可应用，但用量很有限。

錳鉬高速鋼

实例为 6—5—4—2(M-2) 鋼（典型成份：0.8%C、6%W、5%Mo、4%Cr、2%V）。这种低錳高速鋼現在在美国应用得最为广泛，仅次于昂貴的 18—4—1 鋼，其用途与 18—4—1 鋼相同。它的淬火溫度稍低，为 1220~1250°C。热处理时必须采取措施防止脫碳。由于錳鉬高速鋼比較經濟，在战时英国曾应用过（特别是 6—4 鋼——含 6%W、4%Mo），但未得到推广。

鉬錳高速鋼

实例为 $1\frac{1}{2}$ —8 $\frac{1}{2}$ —4—1 鋼（典型成分：0.75%C、1.5%W、8.5%Mo、4%Cr、1%V）。如同上一类鋼一样，这种低錳高速鋼主要应用在美国，英国并未生产过。其淬火溫度范围为 1200~1230°C，这种鋼特別容易脫碳。

高钒高速鋼

实例为高钒錳鉬鋼（典型成分：1.25%C、5%W、4%Mo、

4% Cr、4% V)。近來出現了許多含鈮量較多的高速鋼。它們的含碳量比其他類型的各種高速鋼都高，但鎢和鉬的含量各有不同。高鈮鋼的特點是具有較高的抗磨性。淬火溫度範圍決定於其中所含的其他合金元素，但一般在1240~1260°C之間。

鈷 高 速 鋼

這類高速鋼不成為獨立的一組。鈷可以加在任何一種高速鋼中以提高其紅硬性，從而提高其切削速度。鈷高速鋼比不含鈷的同種鋼要脆，脫碳的傾向也大些。鈷的加入量一般為5~20%。高速鋼中含有鈷時，鋼用18—4—1+5% Co表示。高速鋼中含有鈷，可使淬火溫度範圍提高20~30°C。

3. 鐵—碳—鎢狀態圖

如果不考慮次要元素，最簡單的高速鋼也由五種組元組成，建立這種狀態圖是不可能的。儘管如此，過去曾廣泛利用了可以把高速鋼看做普通鐵碳鎢三元合金的可能性。其根據是鎢、鉻、鈮和鉬具有共同性的地方，它們在與鐵的二元狀態圖中都封閉 γ 區，並且能生成穩定的碳化物。根據鉻、鈮、鉬在其與鐵組成的二元系中對 γ 區界綫的影響程度不同，可以確定一定的鎢當量來分別代替這些元素。這樣便可能用鎢含量來代表任何高速鋼中所含的其他元素，因此便可以把高速鋼看做“相當的”鐵碳鎢合金。如果鋼中含有鈷，可以把它看做直接附加在鐵的含量中。這樣，18—4—1標準高速鋼便可以看做相當於含鎢26%的鐵碳鎢三元合金。

塔開達 (Takeda) [7] 所建立的鐵碳鎢三元狀態圖，曾被格列格和治爾等人 [5] 用來解釋高速鋼在加熱時的轉變

及其成分变化的影响。许多学者曾为此而应用了三元系在各种不同温度的等温截面图和各种不同成分的垂直截面图，如像利用 Fe 和 $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$ 的伪二元状态图一样。

这里不准备一一列举这些状态图，一方面因为在本书中应用得不多，另一方面关于用钨的当量值来代表其他碳化物形成元素的方法，还存在着不同的意见。

4. 等温转变曲线

等温转变曲线不仅用来解释高速钢淬火时的等温转变过程，而且也用来解释连续冷却的转变过程。各种高速钢的等温转变曲线都已作出，图 1 是高速钢等温转变曲线的一个典型

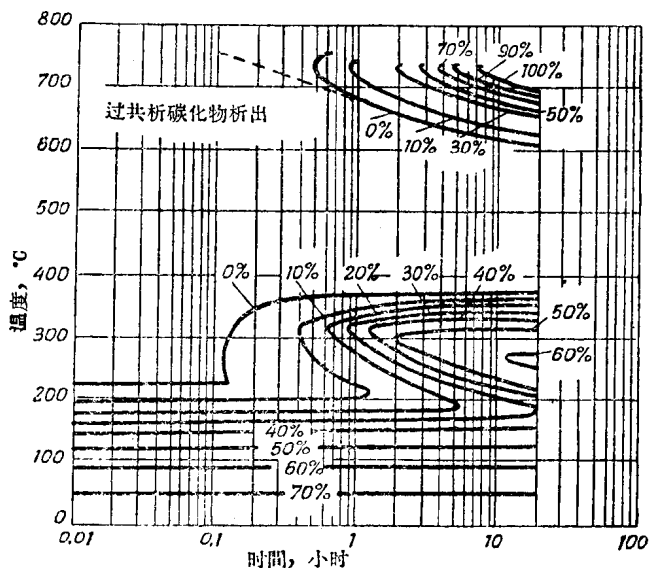


图 1 18-4-1 高速钢在 1290°C 奥氏体化后的奥氏体等温转变曲线 [8]

型例子，它表示 18—4—1 高速鋼加热到 1290°C 后进行等溫轉变时的溫度、時間和轉变程度之間的关系，此曲綫是根据高頓、寇恩和罗賽 (Rose) [8] 的数据繪制的。图中的水平綫表示冷却过程中馬氏体的形成情况。

这种曲綫以后还要提到，但有两个重要特点必須先在此指出：a) 以 500°C 左右的一定范围为界存在有两个孤立的奥氏体轉变区，在两区之間的范围內，甚至長時間保溫也不发生轉变；b) 当冷却到室溫时，奥氏体向馬氏体的轉变尚未終結。

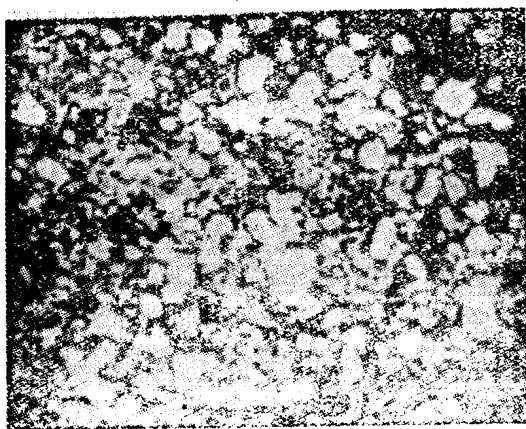


图 2 18—4—1 鋼退火后的显微組織，2% 硝酸溶液腐蚀 $\times 1200$

5. 淬火的一般过程

加 热

高速鋼在淬火以前通常处在退火状态。它的組織是复杂碳化物顆粒非常均匀地分布在鉄素体中 (图 2)。不溶解

的碳化物的成分是不固定的，其中含有大部分的合金元素，鉄素体中則只含有少量的碳和合金元素。碳化物的形状及分布状态在相当大的程度上决定于鋼先前的机械加工和热处理。

在理想的情况下，鋼中应含有均匀分布的細小球状碳化物。但是鑄造高速鋼在结晶过程中常形成孤立的粗大共晶物，由其中获得这样的組織是很困难的。因此經常存在某些碳化物偏析和大小十分不均匀的現象。只有当高速鋼截面非常小时例外。

鋼在加热时，其組織中的第一次轉变发生在 $700\sim 800^{\circ}\text{C}$ 溫度范围内，这时鉄素体开始轉变为奥氏体^①。 Ac_1 点的溫度与鋼的成分有关，但对高速鋼的热处理來說， Ac_1 的位置不像对碳鋼和低合金鋼那样重要。各种牌号的高速鋼的預热溫度一般都在 850°C 以下附近，这已經高于 Ac_1 点了。高速鋼从稍高于 Ac_1 的溫度进行淬火时，淬火效果很小，其硬度的提高也不显著。当逐渐提高淬火溫度时，則組織中的奥氏体数量增加而鉄素体的数量减少，同时碳化物溶解而奥氏体中的合金元素增多。直到相当高的溫度鉄素体向奥氏体的轉变还不停止。根据塔开达的状态图〔7〕，在含 $0.75\% \text{C}$ 和合金总量相当于 $25\% \text{W}$ 的高速鋼中，虽加热至 1200°C 还有鉄素体残痕存在。

随着加热溫度的提高，碳化物的溶解度增加，从而使奥氏体中合金元素的含量也随着增加。这一点可以在图3中看到。硬度的突然提高相当于 Ac_1 点，尽管提高得并不多。淬火溫度繼續升高时，硬度的提高說明奥氏体中碳和合金元素

① 高速鋼中奥氏体的形成开始于 $780\sim 800^{\circ}$ ——俄譯本編者。

含量增加和开始冷却时鋼中的鉄素体量减少。如果不采用足够高的淬火加热温度，則高速鋼特有的硬度及其他特性就不能得到。对大多数的工具来说，淬火加热温度越高，它的质量也越高。但淬火加热温度上限应在熔化温度以下。碳化物的溶解也显著地决定于在加热温度的保持时间。对这个过程有影响的另一因素是碳化物的形状。小而均匀分布的碳化物比大而孤立的容易溶解。因此，高速鋼中碳化物的分布情况影响到奥氏体中合金元素的含量从而影响到它的最終硬度。

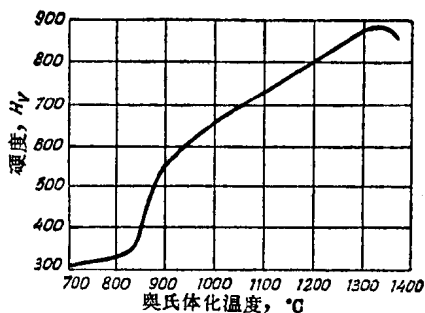


图 3 18—4—1 鋼从不同温度淬火后
(油冷) 在室温下的硬度 [10]

晶粒长大

在从 A_{c1} 点加热到接近于鋼的熔点的过程中，晶粒有长大的趋向，这种趋向随温度的升高而增加。但是在相同的加热条件下，高速鋼的晶粒长大情况比一般碳鋼要小得多。高速鋼加热时，其晶粒长大情况受两个因素限制：直到相当高的温度鉄素体还与奥氏体共同存在和细小分散的碳化物还不溶解。在沒有达到鋼的熔点之前两个因素一直不会消失；不过这时促使晶粒长大的原子活性增大^①。因此，在未达到很

① 晶粒长大照例地发生在远低于熔化开始温度。高速鋼晶粒长大倾向则是其熔化征兆（古里亚耶夫 [А.П.Гуляев]，高速鋼中的晶粒，优质鋼，1938 年，第三期）——俄譯本編者。

高的溫度時晶粒長大的傾向是不顯著的。熱處理鋼的晶粒大小與碳化物的形狀和分布有關。數量較少的粗大碳化物質點對晶粒長大的阻礙作用比大量而均勻分布的細微碳化物要小。

因此我們可以看出，提高淬火溫度或在一定限度內增加在此溫度的保溫時間，可使溶於奧氏體中的碳化物數量增多，同時亦促使奧氏體晶粒長大（當淬火溫度足夠高時）。在其他性能相同時，淬火鋼中粗大晶粒的存在，可使脆性增加，同時也使工具的壽命提高。

加熱過程中合金元素的溶解，在幾個方面影響到淬火鋼的性能。增加碳化物的溶解量，主要可保證工具具有較高的硬度（包括熱狀態下硬度），但會降低其韌性。因此可以根據對工具的要求而採用淬火溫度範圍的上限溫度或下限溫度。

高速鋼淬火時，較高的溫度會使周圍氣體介質與鋼表面的作用增強。因而防止表面氧化、增碳或脫碳就成為經常課題。這樣就需要使用帶有控制氣氛的爐子或用特殊的復蓋層，例如硼砂，來保護工具表面。然而即使這些措施也不能保證鋼在淬火過程中其表面完整無損。不同類型的高速鋼對表面變化的敏感度不同。實際上對於含鉬和鉍的高速鋼，因脫碳或其他變化而形成“軟皮”的危險都比較大。

高速鋼淬火時採用鹽爐加熱，可保證在熱處理過程中獲得質量良好的表面。最初利用硼砂或硼酸作為高溫鹽爐加熱介質，這種介質會與浸在其中的工具表面發生顯著的化學作用。純淨的氯化鉬鹽浴則幾乎是完全惰性的。在熔鹽中進行淬火加熱時，一般都先在相應的鹽爐中預熱。在鹽爐中加熱速度比在空氣爐中大得多。此外，鹽浴與在其中加熱的工具

之間溫度差远小于空气炉与工件的溫度差。因此在浴炉淬火規程中所規定的溫度常比在空气炉中加热时低 20°C 左右。

冷 却

在开始冷却时，加热了的高速鋼的組織中含有 $5\sim 10\%$ 的未溶解的碳化物，分散在高合金奧氏体中^①。淬火冷却一般是在室溫或者稍高于室溫的油槽內进行，有时也用空气吹冷。当冷却不甚强烈例如在空气中冷却时，除了一些大型工具外，所有工具的硬度都不显著降低^②。通常淬火的高速鋼

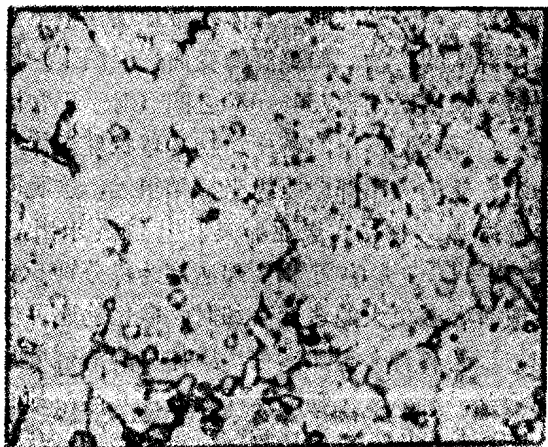


图 4 18—4—1 高速鋼的显微組織， 1300°C 油淬，
4% 硝酸溶液浸蝕 $\times 1200$

① 此值不够精确。18—4—1 鋼中未溶解碳化物的数量大約为 15% ；9—4—2 鋼中为 5% 。关于淬火时未溶解的过剩相或回火时析出的碳化物的数量的詳細資料，見 А. И. 加尔金 (Гардин) 的著作——工厂實驗室，1956 年第三期，或金屬学及热处理，1956 年第三期——俄譯本編者。

② 根据 А. П. 加拉申科 (Гарашенко) 和 С. М. 薩維林娜 (Саверина) 的資料 (Тэхсо, 卡片号 124/4)，直径小于 5 毫米的高速鋼工具，可以在空气中冷却；小于 15 毫米的，可以在空气流中冷却——俄譯本編者。

的显微組織，是由輪廓清晰但具有隱晶組織的晶粒及沿整个試片断面分布着的未溶碳化物所組成（图 4）。

由于用腐蝕方法显示不出晶粒内部的組織，因而有些人把这种組織誤认为是奥氏体。但从高速鋼的淬火硬度来看（对大多数牌号鋼說来为 $63 \sim 65 Rc$ ），它基本上应由馬氏体組成。用特种腐蝕剂或延长腐蝕時間，可以显示出典型的針状組織。但是除了馬丁体以外，处在室溫的淬火鋼中还含有相当数量的未轉变奥氏体，它的数量很难精确測定，并且随冷却条件的微小变化而变化。

如果要求完全淬火，則奥氏体在冷却过程中不应当轉变成比馬氏体再軟的产物。如等溫轉变曲綫（图 1）所示，奥氏体的上轉变溫度区間在 $750 \sim 650$ 之間（对于正常淬火的 18—4—1 鋼）。在此范围内的轉变产物为球状珠光体（具有球状碳化物）。綫的突出部分距纵坐标軸很远，这說明可以用較慢的速度冷却。例如古里亚耶夫〔9〕曾經求出，加热到 $1200^\circ C$ 的 18—4—1 鋼的临界冷却速度为每分钟 $5^\circ C$ 。但以这种速度或者甚至更大的速度冷却时，碳化物还可能从奥氏体中析出。因为各种合金元素在奥氏体中的溶解度都随溫度的升高而增加，所以碳化物刚从淬火溫度开始冷却时就有析出的趋向，这种趋向一直保持到 A_{r1} 以下溫度。从等溫轉变曲綫上可以看出，在 A_{r1} 以下，珠光体轉变开始之前，会析出过共析碳化物。高溫下析出的极少量的碳化物很难发现，但是却可以这种现象來說明以下事实：在空气中和油中冷却的高速鋼，尽管在两种情况下都不产生粒状珠光体和其他高溫分解产物，其硬度却有所不同。

高速鋼正常淬火时，在 $220^\circ C$ 附近溫度以前不发生相变，这时鋼尚处在奥氏体状态，具有較低的硬度。可以利用

这种情况进行“热校正”，因为在淬火加热时发生变形的工具，冷却到 $400\sim 500^{\circ}\text{C}$ 时，校正非常容易，而且不产生内应力。开始形成马氏体的温度决定于奥氏体的成分，与冷却速度无关。因此，钢的 M 点不仅对各种类型的钢有所差别，即便对同一类型的钢， M 点也随奥氏体化温度的升高而降低。马氏体形成于温度下降过程中，但冷到室温之后仍有一定数量的奥氏体保持未转变状态。大多数高速钢在正常淬火之后在室温下都含有 $15\sim 25\%$ 的未转变的奥氏体。如果在稍微高的温度停止冷却，则奥氏体的转变程度便有所改变。为了防止在冷却过程中产生淬火应力，最好不待钢完全冷却，便迅速将淬火钢取出进行回火。但通常高速钢工具应冷却到不烫手的温度，才装入回火炉中，否则残留奥氏体数量增加，会使回火过程复杂化。从开始生产高速钢时即已采用的各种形式的分级淬火法，是最简单的冷却过程方案，即将钢由淬火温度放在 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 的浴炉（铅浴炉或盐浴炉）中进行冷却，在该温度保温短时间，而后在空气中冷却到室温。在分级冷却和在该温度保温期中，不允许发生高温转变和改变正常马氏体的转变条件。只要遵守这些原则，分级淬火具有以下优点：a) 起始冷却速度较大，可防止高温下碳化物的析出和珠光体的形成；b) 由于在分级淬火温度工具截面上的温度趋近一致，使马氏体转变时产生内应力的可能性达到最小；c) 马氏体在低温形成时的冷却速度较小，减少了产生淬火开裂的危险；d) 在浴盐中冷却可防止在空气中冷却时容易生成氧化皮的现象，以后在空气中由分级淬火温度冷却到室温时工具上还有一层可溶于水的盐的保护薄膜。同时，分级淬火时的硬度与在油中连续冷却时相同。