


# 高速鋼刀具 與鑄鐵刀具 的熱處理

合肥礦山機器廠編  
安徽人民出版社



# 高速鋼刀具与鑄 鉄刀具的热处理

合肥矿山机器厂編

安徽人民出版社出版

(合肥市金寨路)

安徽省書刊出版業營業許可証出字第2号

地方国营合肥印刷厂印刷 安徽省新华书店发行

开本：787×1092公厘 1/32·印張：1 $\frac{3}{8}$ ·字數：31,000

1959年8月第一版

1959年8月合肥第一次印刷

印數：1-600

分类号：U88

統一書号：T15102·1018

定 价：(7) 0.14元

## 前 言

随着工农业生产的大跃进,我厂的产值和产量翻了几番,在生产上出現的关键問題,是原材料供应紧张,特别是优質合金鋼和刀具的供应更为突出。我們针对这一問題,发动羣众,并参閱了有关資料,对于提高刀具質量,延长刀具的使用寿命,和寻找优質合金鋼的代用材料等方面作了一些探討,在党組織的关怀支持下,以及生产車間的亲密配合下,經過了一段時間的苦干和多次的試驗,初步掌握了高速鋼刀具淬火、低溫硫化、鑄鐵車刀及低碳鋼車刀等四項先进工艺規程,这些項目現已逐步在我厂生产中实现,基本上解决了刀具供应問題。

刀具供应紧张是当前普遍存在的問題,諒許多兄弟厂矿都在对该問題进行深入的探討,为了交流經驗,以达到相互提高的目的,我們認為应该将我們已經摸索到的点滴經驗,介紹給大家参考。

由于我們的水平不高,試驗研究工作仅是开端,缺乏經驗,加上資料整理的時間仓促,錯誤和缺点在所难免,希同志們多多給予批評和指正,我們表示衷心的感谢。

我們在試驗和資料整理过程中,承安徽省圖書館和合肥市科委給予我們的协助,謹致謝意。

編者

## 目 录

1. 高速鋼刀具的热处理..... (1)
2. 高速鋼刀具固体硫化試驗結果..... (22)
3. 鑄鉄刀具的制造..... (31)
4. 低炭鋼滲炭車刀簡介..... (40)

## 高速鋼刀具的热处理

随着生产的飞跃发展，在一九五九年更大跃进的生产高潮中，对切削刀具的需求量急剧的增加了，对刀具的切削性能的要求也愈来愈高了。在目前刀具供应紧张的情况下，解决刀具问题，对提高劳动生产率和产品质量；以及完成我厂今年产值产量翻两番的重大生产任务都有着重要的意义。因此探求自制具有优良切削性能的刀具，就成为目前十分迫切的研究课题了。

劳动生产率和产品质量的提高，在很大的程度上取决于刀具的质量。就一般情况而言，高质量的刀具应该具备有下列条件：

1. 切削部分在切削过程中保持坚固、耐久；
2. 能保证高的生产能力；
3. 保证被加工零件达到要求的几何形状及表面精度；
4. 制造成本低廉。

制造刀具的材料对刀具的性能有着极其重要的影响，为了能保证刀具的质量，就对制造刀具的材料提出了非常严格的要求。

由于高速钢具有极其卓越的性能——“赤热硬度”（红硬性），所以它自1906年开始问世以来，经过半个多世纪的考验，到现在都还一直为人们所乐于采用。虽说目前已出现了硬质合金及陶瓷类刀具材料，其赤热硬度远较高速钢为高，且更

能适合于高速切削及保证更高的生产能力，并且也已获得广泛的应用，但是由于这些材料具有特别高的脆性和低的导热能力，以及不良的可加工性，使得不能用来制造复杂和精密的，以及承受冲击负荷的刀具，因此目前在使用范围上还受到了一定的限制。高速钢却具有较好的可加工性和较高的韧性，所以高速钢在目前还具有非常广泛的应用范围，尤其是在制造切削部分形状复杂、要求精确度高、生产能力强及使用寿命长的刀具方面获得了特别广泛的使用。

高速钢自半世纪以前开始出现以来，人们对它的本质、特殊性能、组织和热处理时所发生的转变的机构，进行了无数次的研究，一直到目前还在继续进行研究。我厂开始采用高速钢制作一般的工具也是在四年以前，但是，由于未能彻底的掌握高速钢的热加工特性，未能采用合理的热加工工艺，所以一直没有能够充分发挥高速钢的优良切削性能。为了能获得优良的切削刀具，就必须对高速钢的热加工工艺作深入的研究和试验。

## 一、概 述

高速钢是一种含有大量碳(C)、钨(W)、铬(Cr)、钒(V)的多元高合金钢，目前应用得最广泛的有两种具有不同化学成份的钢种，其化学成份如表一：

高速钢的牌号(根据ГОСТ5952—51) 表1

牌 号	化 学 成 份 %			
	C	W	V	Cr
P 18	0.7—0.8	17.5—19.0	1.0—1.4	3.8—4.4
P 9	0.85—0.95	8.5—10.0	2.0—2.6	3.8—4.4

P9牌号的高速鋼在切削性能方面并不低于P18牌号的高速鋼，但是它的磨制性低劣，在冲击負荷下工作的寿命較低，在 $600^{\circ}\text{C}$ 时之赤热硬度也略逊于P18高速鋼，而在 $650^{\circ}\text{C}$ 时之赤热硬度，两者几乎相等。但P9牌号的高速鋼的含錳量几乎只占P18的一半，所以P9号鋼是P18号鋼的代用品。

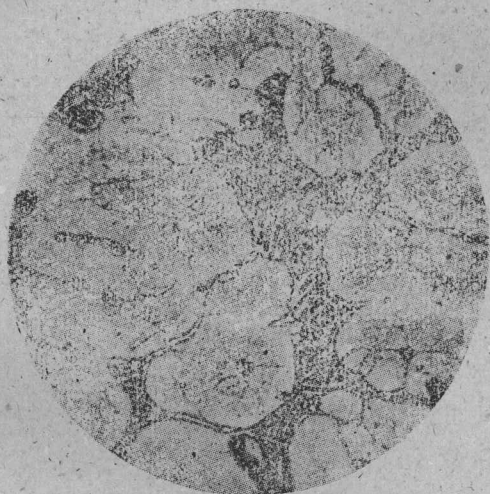


图1.用砂型鑄造的P18牌号高速鋼的微观結構（用5%的硝酸酒精腐蝕） $\times 400$ 。

高速鋼属于莱氏体类鋼，在鑄造状态下的結構是由莱氏体共晶和奥司金体或奥司金体的分解产物所組成（如图1）。在鑄造状态下的高速鋼中有三种类型的碳化物存在，即：初生碳化物（莱氏体共晶）、冷却时由奥司金体中析出的次生碳化物，以及在珠光体转变时所

形成的共析碳化物。

## 二、高速鋼的鍛造

鑄造高速鋼中的莱氏体共晶在軋制和鍛造过程中被击碎，因而形成了較为均匀分佈的碳化物。

高速鋼的毛胚改鍛是一个非常重要的問題。因为高速鋼中

碳化物不均匀度对刀具的寿命有着极大的影响，碳化物网以及碳化物的聚集，皆能使刀刃崩落，在刃磨时势必磨去更多的金属层，因而减少了刀具能够重磨的次数，及缩短了刀具的使用期限。除此之外，原始组织的不均匀性，在淬火加热时，将使得碳化物难于溶解，因而降低了高速钢的紅硬性（赤热硬度）。

利用热处理方法不能改变截面較大的高速鋼中之碳化物偏析程度，截面在60×60公厘以上的牌号为P18的高速鋼，其中所存在的严重的碳化物偏析，可以用改鍛的方法来予以消除。

改鍛时对消除高速鋼中碳化物偏析程度有影响的主要因素是鍛压比。鍛压比可按下列式求得：

$$\Phi = \frac{F_1}{F_2} = \frac{h_1}{h_2};$$

其中： $\Phi$  —— 鍛压比；

$F_1$  —— 鍛粗前毛胚之横断面面积；

$h_1$  —— 鍛粗前毛胚之相对高度；

$F_2$  —— 鍛粗后毛胚之横断面面积；

$h_2$  —— 鍛粗后毛胚之相对高度。

通常認為高速鋼中之碳化物偏析程度不應該大于2—3級。为了击碎网状碳化物，以及获得不大于2—3級的碳化物偏析度，其总的鍛压比应不小于10 ( $\Phi \geq 10$ )。所以高速鋼毛胚在改鍛时，应以頂鍛和拔长相間进行多次鍛造，以便充分改善原金屬的微观組織。

高速鋼的鍛造在1200—900°C的溫度範圍内进行。鍛造溫度不能过高，因为溫度过高，将要引起晶粒的急剧长大，使得高速鋼的机械性能显著的变坏，特别是塑性降低，而更严重的是在溫度过高（超过1300°C）时，有引起鋼料发生过燒的現象，以致造成无法挽回的缺陷。



高速鋼的停鍛溫度也不能過高，因為鍛造在高溫終止時，將造成以粗晶粒構造和脆性為特征的所謂“茶斷口”；同時如停鍛溫度過低，由於高速鋼的塑性變形，能力變壞（在 $900^{\circ}\text{C}$ 以下高速鋼的塑性變形能力降低），也將在鋼中引起鍛造裂紋（宏觀的或微觀的），使得在鍛造過程中或隨後的加工過程中（熱處理或機械加工時）造成廢品。

由於高速鋼是一種多元的高合金鋼，其導熱性極差，約為碳鋼的二分之一到三分之一，所以加熱必須緩慢和十分均勻，否則將使鋼中產生大量的溫差應力及組織應力，以致形成裂紋。一般高速鋼鍛造的加熱是先經過 $450-550^{\circ}\text{C}$ 及 $800-850^{\circ}\text{C}$ 兩次預熱後，才很快的加熱到鍛造溫度的。

### 三、高速鋼的熱處理

#### 1. 退火

高速鋼在熱處理前（淬火前），最好具有純鐵體和合金碳化物的細粒原始結構，且其中之碳化物應該呈球狀並散佈於純鐵體中，因為這種原始結構不但能使高速鋼刀具在淬火後具有高的切削性能，而且還為以後的熱處理具備了優良的基礎，所以高速鋼在淬火前最好要作一次退火處理。

高速鋼的合理退火方法，是等溫退火，即將鋼料加熱到 $850-900^{\circ}\text{C}$ ，經過保溫以後，緩冷到 $720-750^{\circ}\text{C}$ ，再保溫一段時期，以保證其完成 $\gamma-\alpha$ 的轉變，然後可以任意冷卻速度冷卻，因為這個時候的冷卻速度對退火結果並不發生影響。實際上多採用在空氣中冷卻的方法。

高速鋼經退火後其正常硬度約為布氏硬度（ $\text{HB}$ ） $200-1$

255 的範圍內，其微觀結構系由索氏體（合金純鐵體 + 極細的共析碳化物）、較細的次生碳化物和粗大的孤立的初生碳化物所組成（如图 2）。

高速鋼中的合金元素成兩種形態存在：溶解于純鐵體中成合金純鐵體，和呈復碳化物的形態。在牌號為 P18 的高速鋼中只

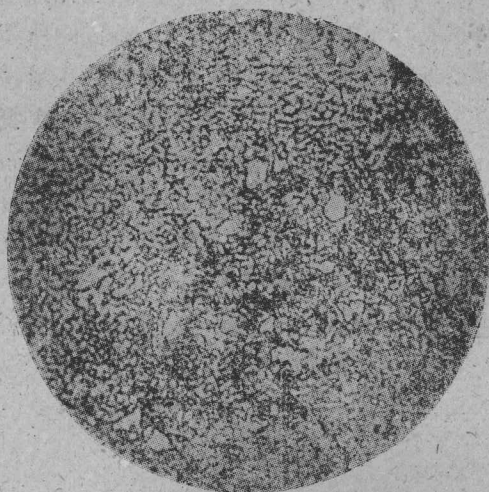


图2. 牌號P18高速鋼在正常退火的顯微組織（5%硝酸酒精溶液浸蝕） $\times 1000$ 。

有  $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$  的復碳化物存在，該碳化物幾乎溶解了鋼中全部的鉬，而鉻則大致是平均的分佈在純鐵體和復碳化物相內，在牌號 P9 的高速鋼中有兩種復碳化物相，即： $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$  及 VC 存在。

## 2. 淬火

高速鋼在臨解點  $A_{c1}$ （P18 為  $820-840^\circ\text{C}$ ；P9 為  $810-840^\circ\text{C}$ ）以下加熱時，不發生任何組織變化，加熱通過臨界點時，其中的共析體就轉變成為奧斯金體，繼續加熱時，使次生碳化物溶解于奧斯金體內；加熱溫度愈高，奧斯金體中，碳及合金元素的溶解量也就愈大。在圖 3 中表示了隨着溫度的升高，P18 號鋼中奧斯金體的合金元素含量的變化。

元素的含量 (%)

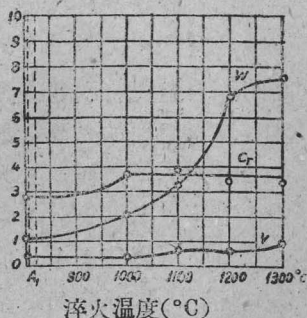


图3. P18号钢的奥司金体(馬丁体)在各种温度时成份的变化。

元素的含量愈多，刀具就具有愈高的赤热硬度，其切削性能亦愈好。由此可知，要获得紅硬性高、切削性能好的刀具，就必须使得奥司金体中的合金元素溶解量大，而要使得合金元素大量的溶解于奥司金体中，就必须要保证具有較高的淬火温度。(图4)

从图4上可以看出来，P18号高速鋼中所具有的过剩碳化物远較其它的鋼为多，因之它对过热(晶粒长大)的敏感性不大。在經過适当温度(1280—1300°C)淬火后，鋼中仍然存在有大量的未溶解的过剩碳化物。所以在淬火后的馬丁体中所含的錳远远的沒有达到其鋼中的全部含錳量18%，而仅仅只有7—8%，几乎与P9号高速鋼在淬火后之馬丁体的含錳量相差无几，所以虽

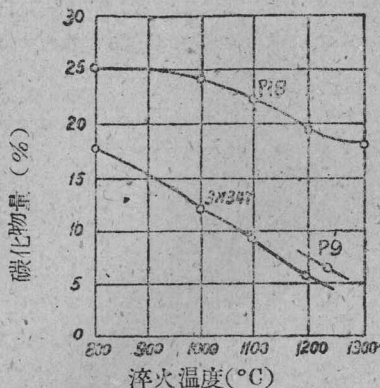


图4. 高速鋼中过剩碳化物量与淬火温度間的关系。

說 P18及P9两种鋼的含錳量相差很大，但在經适当的热处理以后其切削性能相差却很小。

当然淬火溫度也不能过高，过高的淬火溫度将引起高速鋼的机械性能显著的下降。这是由于随着淬火溫度的升高，\*超过一定值时（例如P18为1265°C；P9为1230°C），晶粒的长大已

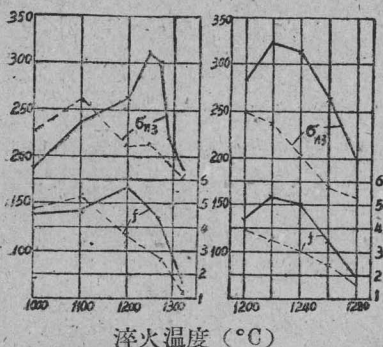


图5. 高速鋼机械性能与淬火溫度的关系（碳化物偏析乙級）

虛綫表示經淬火但未回火的  
實綫表示在 560°C 回火三次后的。

十分显著，这时奥司金体中已含有了大量的碳化物，因而在随后冷却时，固溶体的过饱和度愈来愈大，析出碳化物的趋向也愈来愈强。当冷却到850—950°C时，由于这时元素的扩散能力很强，促使碳化物析出，并分佈于晶粒边缘，使得机械性能降低；晶粒越大，则单位体积的晶面越少，晶面被碳化物包围的部分就越多，机械性能也就越低。在图5中表示出 P18 及 P9 高速鋼的机械性能与淬火溫度之間的关系。

所以在選擇高速鋼刀具的淬火溫度时，必須根据鋼料的化学成份，刀具的形状、尺寸和使用的条件来进行全面的分析。对于尺寸小、形状复杂、承受冲击载荷的刀具，应适当的选用較低的淬火溫度，而对于形状簡單、尺寸較大的刀具（如車刀等），則可選用較高的淬火溫度。

在淬火溫度时的停留時間，对于碳化物的溶解度也有着显著的影响，增加保溫時間，可促进次生碳化物在奥司金体中之

溶解。但是过长的保温时间将促使奥司金体晶粒的长大，以及发生氧化和脱碳的现象。

淬火温度时的保温时间对 P18 号钢的硬度和晶粒大小的影响分别表示在图 6 及图 7 上。

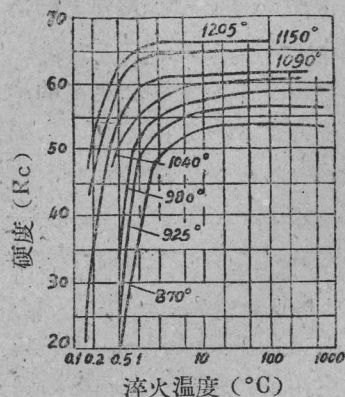


图6. P18 高速钢在各种淬火温度时保温时间对硬度的影响 (试样尺寸  $\Phi 19 \times 19$  公厘在溶盐中加热, 食盐水溶液中冷却)。

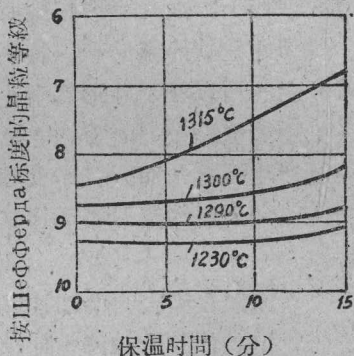


图7. P18 高速钢在不同淬火温度时, 保温时间对晶粒大小的影响。

初生碳化物即使在很高的淬火温度, 也不能溶解于奥司金体中, 这些过剩碳化物能机械的阻止奥司金体的晶粒长大, 所以高速钢经高温淬火后, 仍能保持细小的晶粒, 并且这也是 P18 高速钢具有较 P9 高速钢较小的对过热敏感性的原因。

由于高速钢中含有大量的碳化物 (P18 高速钢中含有 30—35% 的碳化物), 其导热能力很差, 所以在淬火加热时, 应该采用较缓慢的加热速度, 一般多采用在 550—600°C 及 800—850°C 两次预热, 以避免由于加热而产生严重的内应力。

高速钢在淬火时, 一般多在油中冷却, 如果要减少由于淬火时所引起的变形, 可采用分级冷却法。这种方法就是将加热到淬火温度的高速钢在 450—550°C 的盐槽中进行冷却, 在此温

度停留一适当时期，使工具截面上溫度趋于均匀（由于在这溫度範圍內，过冷奥司金体处于稳定状态，所以在鋼中不会发生任何結構的变化），然后在空气中或油中冷却到室温。这种淬火方法，又称之为分級淬火法，由于淬火溫度和冷却剂之間的溫度差較小，因此变形和扭曲也較小。

高速鋼的等溫淬火，将使刀具获得更小的变形和更高的机械性能。所以对于外形复杂、直徑和高度都較大的刀具，目前多采用等溫淬火，因为这样能保証刀具具有最小的变形和保証不会产生裂紋，而分級淬火对直徑达100—150公厘，高度为200—300公厘的滾刀等形状复杂的刀具，不能完全保証不发生裂紋。

高速鋼在淬火的冷却过程中，奥司金体发生分解，形成馬丁体，但是，当冷却停止时，其中奥司金体远远不能全部都分解而形成馬丁体，其中总有一部分（25—30%），以残余奥司金体的形式保留下来，因此高速鋼在淬火以后的基体組織，系由馬丁体、碳化物和残余奥司金体所組成，淬火后所形成的馬丁体，呈极細的針狀，即所謂无結構馬丁体，在金相上要經特殊侵蝕后才能显现。

在淬火的冷却过程中，馬丁体的形成是在一定的溫度範圍內进行的，馬丁体的开始轉變溫度（ $M_H$ ）及轉變終止溫度（ $M_K$ ）

都随着淬火溫度的增高而降低，当淬火溫度超过1100—1150°C

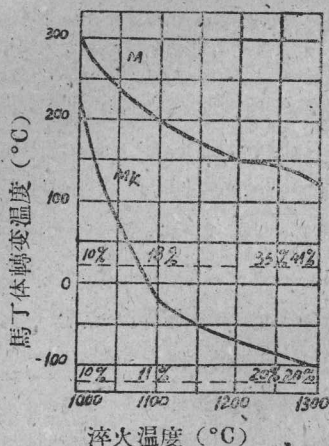


图8. 淬火溫度对 P18 高速鋼的馬丁体轉變溫度  $M_H$  及  $M_K$  的影响。

时，转变终止温度  $M_K$  点的位置，已经置于零下了（图 8）。

### 3. 回火

高速钢在淬火后，内应力很大，且有大量的残余奥司金体

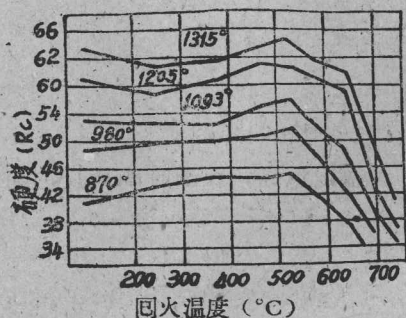


图9. 在不同温度淬火时，P18 高速钢的回火温度与硬度的关系。

存在，所以，最好的切削性能和高的赤热硬度，并不是在淬火后直接得到的。而是在随后的回火后才能得到的，所以高速钢在淬火后必须经过回火处理。

P 18高速钢的回火温度与硬度的关系表示在图 9 上。

高速钢在回火时，当加热到100—200°C温度范围内， $\alpha$ 晶格的正方性消失了，正方马丁体转变为立方马丁体；当温度为300—400°C时，由于淬火过程所引起的残余奥司金体的加工硬化消失了，引起硬度下降；当温度达到550—600°C时，奥司金体内开始析出极细微的碳化物，结果残余奥司金体中合金元素含量减少了，奥司金体的稳定度降低了，因而在回火后的随后冷却过程中转变为马丁体，因之引起硬度的升高，这种现象称之为次生硬化。

由图 9 可以看出，淬火温度愈高，则在硬度曲线上的极小值愈小，和与次生硬化相对应的硬度极大值愈大。

研究结果指出，高速钢次生硬化的本质在于：

- a. 在高温回火时，过饱和固溶体分解，形成细微分散型式的特殊碳化物；

b. 渗碳体型的碳化物，轉变为細微分散型式的特殊碳化物；

c. 在高温回火时，分散的残余奥司金体分解，形成細微分散的特殊碳化物，在随后的冷却过程中，奥司金体轉变为馬丁体。

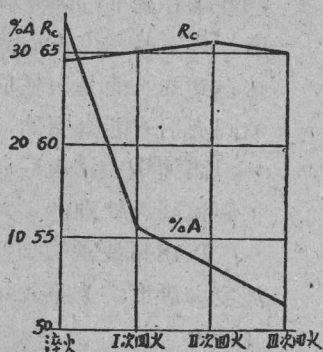


图10. P18 高速鋼的残余奥司金体量 (A%)。硬度 (Rc) 和回火次数的关系 (淬火温度 1300°C; 回火温度 560°C)。

高速鋼在淬火后残余奥司金体数量相当多，在同火时，这些残余奥司金体轉变为馬丁体，回火温度愈高，保温时间愈长，則残余奥司金体轉变为馬丁体的数量也愈多，但是延长保温时间，并不能使残余奥司金体全部分解，为了达到使残余奥司金体較完全分解的目的，必須采用多次回火 (图10)，高速鋼經多次回火后，可保證得到均匀的組織和均匀的硬度，以及較少的残余奥司金体。

#### 四、高速鋼的热处理試驗

試样系取自  $\Phi 65$  公厘的軋胚，具有表 2 所示的化学成份。

(表 2)

試样的化学成份 表 2

元素名称	C	W	V	Cr
含量 %	0.77	18.25	1.24	3.93



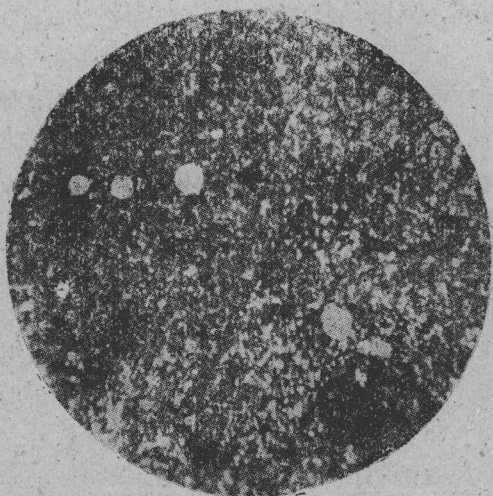


图11. 試样在改鍛前之金相組織 (5% 的硝酸酒精浸蝕)  $\times 400$

試样在改鍛前，具有不均勻的碳化物分佈情況，其金相組織見图11。

胚料改鍛時鍛壓比選擇在8—10的範圍內，採用頂鍛、拔長交替進行的方法，來滿足對鍛壓比的要求。

胚料改鍛成下列幾種規格的車刀：

24  $\times$  24  $\times$  150

19  $\times$  19  $\times$  140

14  $\times$  14  $\times$  120

10  $\times$  10  $\times$  120

9  $\times$  9  $\times$  100

胚料改鍛後，具有乙級碳化物不均勻度。

胚料在改鍛後經過退火處理：

1. 胚料的退火規範：

退火在H—45型箱式電爐內進行

退火溫度：850—900°C

在退火溫度時的保溫時間：按下式計算：

$$T = K \cdot D;$$

T—保溫時間，以分計；