

004  
871234



4-6-8-94  
6-7-11

MS  
TG 161  
1

# 鋼之熱處理

## 第一章 碳鋼之熱處理



### 第一節 碳鋼之變態點

1.  $Fe-Fe_3C$  系平衡圖  $Fe-Fe_3C$  系之平衡圖始發表於 1896 年，乃 Albert Sauveur 氏就 Ormond, Howe, Roberts—Austen, Aruold 及彼自身之實驗結果面集成者。其後 1899 年有 Robertr—Austen 第一次發表之平衡圖，1899 年有該二氏第二次發表之平衡圖，1900 年有 Rooyebom 平衡圖，1904 年有 Carpenter—Keelwg 平衡圖，1911 年有 Ros-nham 平衡圖。其他尚有 Jpton Ruff, Withorff, 本多等氏之平衡圖。(註 1) 第一圖所示者乃現今最可信認之平衡圖也。該圖中諸線與點自來有多數研究。茲略示於本節中。(註 2)

共晶點 C 之成分與溫度有下示諸值。

研 究 者	共 晶 溫 度		共 晶 成 分 %C
	oC	oF	
Garenter aut Keelmg	1130	2065	4.3
Gutowskg	1130	2065	4.2
Ruer aut Goerevs	1145	2095	4.3
本多及遠藤	1130	2065	4.3
選定值	1130±10	2065±18	4.3±0.2

鋼之熱處理

共析點 S 之成分與溫度有下示諸值。

研究者	發表期	共析溫度		共析成分 %C
		oC	oF	
Howe and Levy	1913	725	1337	0.90
Saldan and Goereus	1914	705	1301	0.89
B2rden hauer	1916	729	1344	0.85
Tschischewsky and Sch hnlgin	1917	700	1292	0.90
Konno	1923	721	1330	—
Esser	1927	725	1337	0.86
佐藤	1929	824	1335	0.84
Austm	1935	720	1328	—
Mehl auf Wells	1935	723	1333	—
選定值		723±2	1333±4	0.83±0.05

第1圖中其他重要諸點而值如次。

D點( $Fe_3C$ 之鎔點)：溫度未定約  $1550 \sim 2000^{\circ}C$ ，成分  $6.67\%C$

A點(純鐵鎔點)：溫度  $1535 \pm 5^{\circ}C$

N點(純鐵之 $A_4$ )：溫度  $1400 \pm 5^{\circ}C$

H點( $\delta$ 鐵中碳之最大溶解度)： $0.08 \pm 0.03\%C$

B點(包晶水平線之最大碳量)： $0.4 \sim 0.7\%C$

G點(純鐵之 $A_3$ )：溫度  $910 \pm 3^{\circ}C$

E點(沃斯田鐵中最大碳量)： $1.7 \pm 0.3\%C$

MO(磁氣變態線)：最大變化率之溫度  $770 \pm 2^{\circ}C$

P點(共析溫度時肥粒鐵中碳之最大溶解度)： $0.04 \pm 0.02\%C$

Q點(常溫時肥粒鐵中碳之最大溶解度)： $0.006 \pm 0.003\%C$

2.  $A_{\gamma_1}$  及  $A_{c_1}$  之位置，工業用碳鋼之  $A_{\gamma_1}$  約  $690 \sim 720^{\circ}C$ ，而  $A_{\gamma_1}$  尚

在  $A_{\gamma_1}$  上方約  $20 \sim 40^{\circ}C$

之處。加熱與冷卻速度愈緩

時，此二溫度可愈相接近。

若此速度為無限小時，二者

率相合一，反之若加熱愈速

則  $A_{c_1}$  愈高，冷卻愈速則

$A_{\gamma_1}$  愈低。第2圖最下方

乃 Mehl 及 Well 兩氏就  $0.66\%C$

碳鋼以每分  $2^{\circ}$ ， $\frac{1}{2}^{\circ}$

， $1/8^{\circ}C$  之速度加熱及冷

却時所得  $A_{c_1}$  與  $A_{\gamma_1}$  之位

置。將此  $A_{c_1}$  與  $A_{\gamma_1}$  二線

沿長之，本相合於一點。即

每分  $\frac{128}{1}^{\circ}C$  之加熱與冷卻

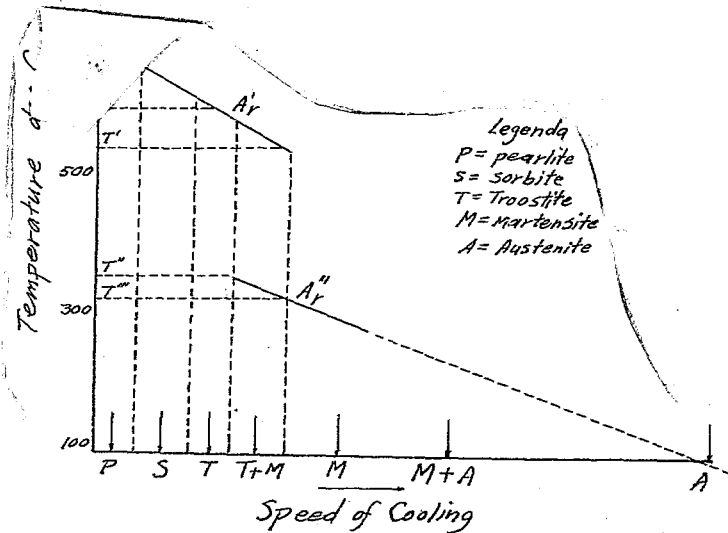


Fig. 3. - Speed of cooling vs. critical point and microstructure

圖 3 第

速度時，二點可相合一，得  $723^\circ C$  云。

冷却速度極大，例如淬火之時，則  $A_{\gamma_1}$  可降至極低，達常溫以下，如第3圖所示。圖中冷却速度極緩時， $A_{\gamma_1}$  起於  $700^\circ C$  附近，冷至常溫後成波來鐵。冷却速度漸增時  $A_{\gamma_1}$ ，降至  $650^\circ C$  附近冷至常溫後成吐粒散鐵。由此再增其冷速，則  $A_{\gamma_1}$  變化分二段起生，即成  $A_{\gamma'}$  與  $A_{\gamma''}$  兩點。前者生成吐粒散鐵，後者生成麻田散鐵。冷却更速時， $A_{\gamma'}$  消滅而僅有  $A_{\gamma''}$  點。此時之  $A_{\gamma''}$  約為  $300^\circ C$  左右。冷至常溫時完全成爲麻田散鐵。

3.  $A_3$  及  $A_{cm}$  第2圖中示 MehI 及 Well 兩氏就  $0.16\%$ ， $0.30\%$ ， $0.46\%$  三種純碳鋼以每分  $2^\circ$ ， $1/2^\circ$ ， $1/8^\circ C$  加熱及冷却時所得  $A_{\gamma_3}$  及  $A_{c_3}$  之結果。速度甚小則此二點合一。第4圖及第5圖示佐藤氏以各種加熱與冷却速度就各種含碳量之鋼所得之  $A_{\gamma_3}$ ， $A_{c_3}$  及  $A_{\gamma_{cm}}$ ， $A_{cm}$  之結果。此兩圖中  $A_{\gamma}$  及  $A_{c_3}$  線與速

度為零之垂直軸相交之點即示  $A_3$  與  $A_{cm}$  之正確溫度。

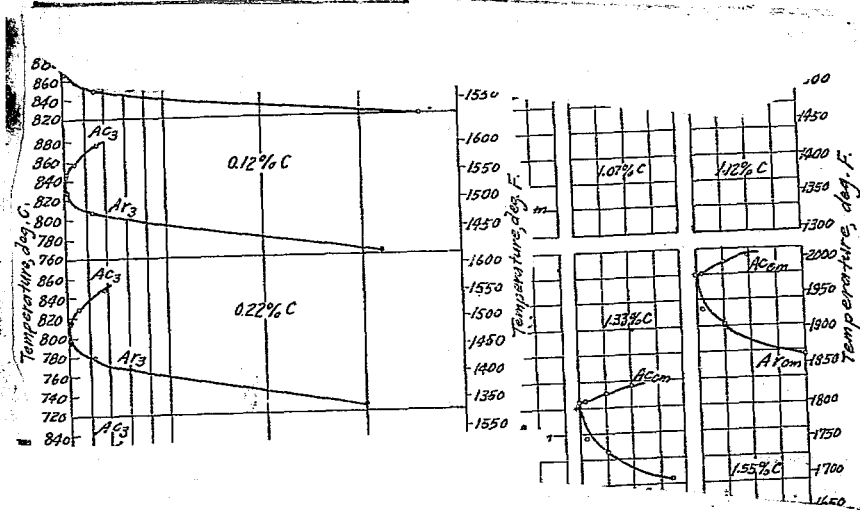


圖 4 第

圖 5 第

由 Mehl-Well, 佐藤, Austin 諸氏所得結果可選定  $A_3$  及  $A_{cm}$  之溫度如下。此即第1圖中所採用之值。

含碳量 %	$A_3$ 溫度		含碳量 %	$A_{cm}$ 溫度 $^{\circ}\text{C} \pm 3$
	$^{\circ}\text{C} \pm 2$	$^{\circ}\text{F} \pm 4$		
0	910	1670	0.90	770
0.05	882	1620	0.95	798
0.10	861	1582	1.00	823
0.15	842	1548	1.05	848

0.20	826	1519	1.10	872
0.25	812	1494	1.15	895
0.30	801	1474	1.20	917
0.35	789	1452	1.25	938
0.40	779	1434	1.30	960
0.45	769	1416	1.35	982
0.50	761	1402	1.40	1004
0.55	754	1389	1.45	1026
0.60	748	1378	1.50	1047
0.65	742	1368	1.55	1068
0.70	736	1357	1.60	1090
0.75	730	1346	1.70	1130

4. 雪明鐵對於肥粒鐵之溶解度，含碳甚少之碳鋼，無  $A_1$  變態。此因雪明鐵完全溶解於肥粒鐵內而無共析反應。此溶解度據 Kostir 氏之研究，如第 6 圖所示。共析溫度時之最大溶解度，據 Koster 氏為 0.043% $c$ ，據 Scott 氏為 0.035% $c$ ，據 Whitelky 氏為 0.03% $c$ ；常溫時之溶解度，據 Kostir 氏為 0.006% $c$ ，據 Pilling 氏為 0.005% $c$ ，據 Yensen 氏為 0.006~0.008% $c$ ；第 1 圖中選定之值為 0.04% $c$ （共析溫度時）及 0.006%（常溫時）。

此溶解度變化使肥粒鐵有時效硬化 (Age-hardening) 之性質。

#### 參考書

- (1) A. Sauvenr.,—The metallogovphy aut Heat Treatment of Cron aut Steel. 3rd Ed. pp 438—447
- (2) S. Epstein, —The aeloy of Cron and Casbon vol. I. 1st Ed. pp. 49—114.

## 第二節 退火

5. 概說 退火之目的如下。(1)使鋼軟化，適於切削；(2)除去熱處理或加工時所生之內力；(3)使結晶粒微細化，而得大延性。對於第一與第二兩目的時其加熱溫度可在  $A_{c_3}$  以下。對於第三目的須加熱至  $A_{c_3}$  以上。

加熱爐之溫度務須各部均等。加熱物品之周圍尤宜使熱氣流均勻循環。物品宜自爐底面墊高，適當支持之物品間不可相互接觸。以防局部之過熱，或局部溫度之過低。

加熱溫度與退火效果示於第 7 圖。鋼鑄物之退火溫度宜較鑄造品為高，以破滅其鑄造時之弱組織。受常溫加工之亞共析鋼，若僅除去其肥粒鐵上之內力，其加熱溫度可在臨界點 (Critical point) 以下。達臨界點以上之退火為完全退火 (Full annealing)。

完全退火之加熱溫度宜在臨界點上方務低之溫度，以得最細微之晶粒。其適宜溫度因含碳量而異。對於鑄造品者宜在  $A_{c_3}$  點稍上方約 20°C 左右。A. S. T. M.



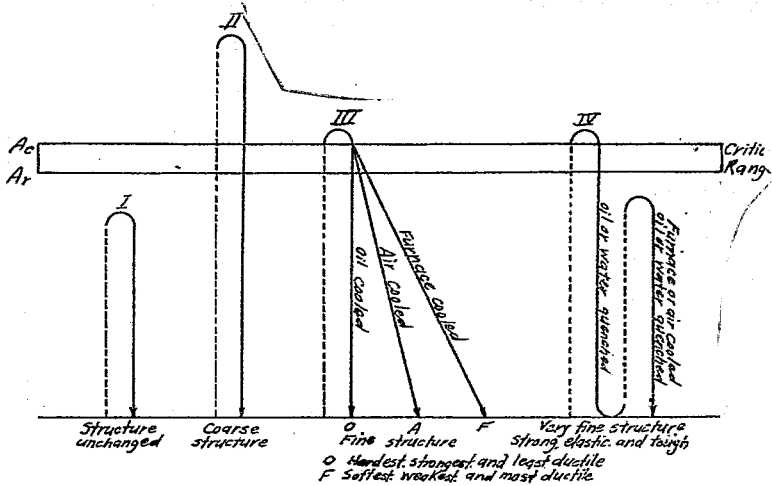


Fig. 7 Diagram depicting the annealing of steel

圖 7 第

(美國材料試驗學會)之選定溫度如下。

含碳量%	溫度
<0.12	875~925°C(1607~1697°F)
0.12~0.29	840~870°C(1544~1598°F)
0.30~0.49	815~840°C(1499~1544°F)
0.50~1.00	790~815°C(1454~1499°F)

對於鋼鑄物之加熱溫度較高，加熱時間亦較長。A.S.T.M.之選定溫度如下。

含碳量%	溫度
<0.40	900°C
0.40~0.60	850°C
>0.60	830°C

第 8 圖示美國標準局 (Bureau of Standards) 所選定之最低完全退火溫度。

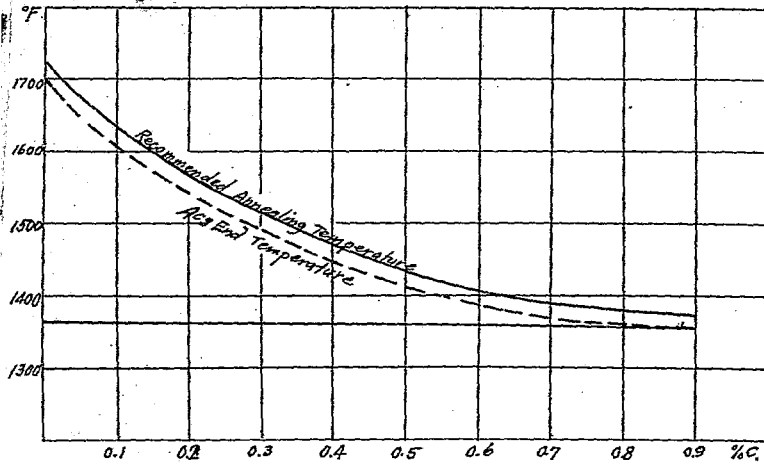


Fig. 8 Recommended Full Annealing Temperatures for Carbon steels.

圖 8 第

6. 加熱爐溫時所需時間， 加熱至爐溫時所需時間因爐溫之高低而異。爐溫高者所需時間較短。例如直徑 30mm 之鋼製圓筒，置於 1000°C 之爐內，於 9 分間已達該溫度。若置於 800°C 之爐內則需 12 分間，始達爐溫。此因爐壁高熱之輻射量與爐壁及物品各絕對溫度四次幕之差成正比例。但爐溫若微高於臨界溫度時，則加熱至爐溫時所需時間甚長。此因物品在臨界溫度處須吸收多量之熱，而爐溫相差甚少，故物品溫度不易增高。

據 Portevin 氏，則各種直徑之物品放入 800° 或 1000°c 之爐內，自常溫增高至爐溫時所需時間，由下式定之。

$$Z = 4d \quad (800^{\circ}\text{c 爐溫})$$

$$Z = 3d \quad (1000^{\circ}\text{c 爐溫})$$

但 d 為直徑 (cm)，Z 為時間 (分)。例如 30cm 直徑之圓筒，置於 800° 或 1000°c 之爐內，其所需時間各為

$$Z = 4 \times 30 = 120 \text{ 分} = 2 \text{ 小時} (800^{\circ}\text{C})$$

$$Z = 3 \times 30 = 90 \text{ 分} = 1 \frac{1}{2} \text{ 小時} (1000^{\circ}\text{C})$$

物品昇熱至爐溫期間，宜徐徐加熱，尤須注意於平均加熱。複雜形狀之物品，斷面變化激甚之物品，又硬脆狀態之物品，當此昇熱期間尤須注意，以防形狀之彎曲，而務除去內力。此等物品不宜直接置入高溫之爐內，宜先預熱之。

大形物體例如機關車輪軸，或鋼塊等，外面溫度先增高而中心則較遲緩。此時若過度增高爐溫以使中心達所要之溫度時，則外面溫度過高，成粗大晶粒，損其材質。故須保持適當爐溫於長時間，卒使內外部達同一溫度為宜。

7. 保熱時間：物品加熱既達所要溫度後，須保持該溫度於一定時間。使物品內外各部得均一溫度，且使組織充分改造，並完全除去內力。此保熱時間因物品大小及其露出表面之多少而異。且又因原有組織而不同。例如鑄造狀態及常溫加工等組織之改造，頗須長時間之加熱也。

通常物品既達所要之退火溫度後，每1吋厚度約需半小時至1小時之保熱期間。但此時當然因經驗及種情形而定，不能一概論之。下表之例僅供參考耳。

形狀及大小	昇熱時間	保熱時間	形狀及大小	昇熱時間	保熱時間
1"方塊	0.5小時	20分	7"方塊	2~3小時	2小時
2" ,,	1.5 ,,	30分~1小時	8" ,,	3 ,,	2 ,,
3" ,,	2 ,,	1 小時	20" ,,	10 ,,	5 00
4" ,,	2 ,,	1 ,,	30" ,,	15 ,,	7 ,,
5" ,,	2 ,,	1 ,,	50" ,,	25 ,,	10 ,,
6" ,,	2 ,,	1.5 ,,			

8. 冷卻 物品達適當之退火溫度而已得微細組織後，即須設法保留此組織於常溫。急冷時雖可保留此組織，然硬化而乏延性。例如淬火於水或油中時可得麻田散鐵或吐粒散鐵之微細組織，然極硬脆，而與退火之目的相反。欲得最大延性

與軟化時，惟賴於波來鐵組織。故退火後之冷卻方法宜置於爐內徐冷之。若需要其強度，硬度與彈性時，則宜放冷於空氣中，較速冷之。但此時延性較減。此放冷於空氣中之處理稱曰標準化 (Normalizing)。

退火時之冷卻速度與含碳量有關係。含碳愈低者可速冷之。例如含碳 0.15% 以下者可急冷於水中，而增其強度與彈性限界，然仍富延性。含碳 0.2% 以下者可急冷於油中，而得良好結果。含碳在 0.2% 以上者不可急冷於水或油中，否則害其延性。但可冷於空氣中。

大形物品冷卻較緩，小形物品冷卻較速。故退火後之冷卻速度宜隨物品之大小而調整之。例如同質鋼材之大小兩物品，同自退火溫度冷於空氣中時，小者硬而少延性。若俟大小兩者有同一延性與硬度時，則小者宜冷於爐中。須有強度及彈性限界時，大形物品可冷於油內，小形物品宜冷於空氣中。

第 9 圖示 0.4% 碳鋼加熱於各溫度凡 10 分後冷於空氣中之組織。(a) 圖之加熱溫度為 798°C，(b) 圖為 808°C，(c) 圖為 997°C，(d) 圖為 1098°C，(e) 圖為 1198°C。第 10 圖示 0.4% 碳鋼加熱於各溫度凡 10 分後冷於爐中之組織。其加溫度與前全同，各如圖中所示。由此諸圖可知退火溫度在  $A_{c3}$  稍上方時，得最微細之晶粒。

9. 爐中冷卻 今取 0.5% 碳鋼之  $\frac{1}{2}$  吋方鋼條加熱於 1000°C 而徐冷於爐中。其組織如第 11 圖，(a)，(b) 所示。其波來鐵與肥粒鐵之比與平衡圖所示者略同，即有 60% 左右之波來鐵。且其波來鐵呈明瞭之層狀組織 (Laminated structure)，而肥粒鐵呈多角晶粒。此種組織因臨界溫度附近之冷卻速度極小，使初析之肥粒鐵完全分離而凝集，其析出部分亦完全析成肥粒鐵與雲母狀鐵之板狀組織。故硬度小而延性大。要之冷於爐中時方可使初析之肥粒鐵完全凝集。

若物品頗大，則不必冷於爐中。可自爐溫取出埋於石灰，灰，或砂中。又若多數物品須同時退火，而爐之容積不能容納時，可將物品自爐取出置於磚砌之穴內，掩以灰。此法之冷卻可較冷於不良之爐者更為徐緩。

10. 空氣中放冷 大形物品由空氣放冷可得波來鐵組織。小形物品則成粗斑

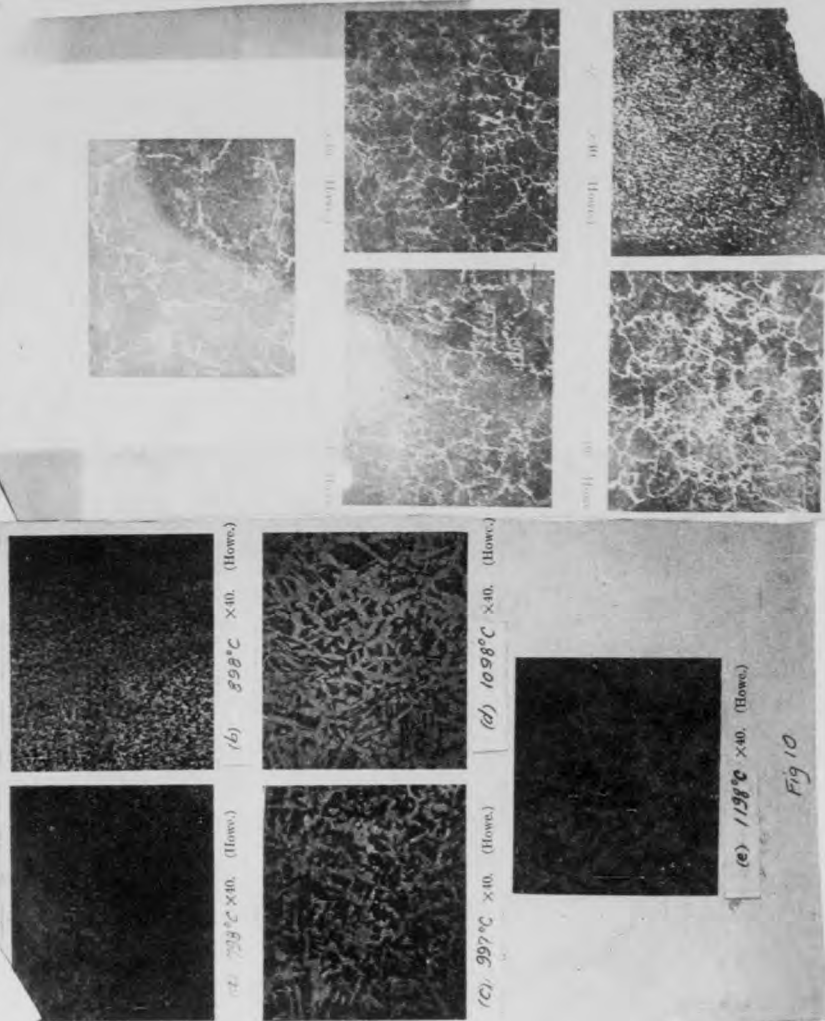


圖 01 第



鐵或亞斑鐵與波來鐵之混合。大形物品放冷於空氣中後之組織略與小形物品徐冷於爐中時之組織相同。第 12 圖示 0.5% 碳鋼加熱於 1000°C 後冷於空氣時之組織。

此組織與第 11 圖(a) 完全相異。其遊離之肥粒鐵甚少，僅在 20% 以下；且成網狀 (Network)。波來鐵中之層狀組織亦不能發見，且含有更多量之肥粒鐵，未能充分分離之，即成糙斑鐵組織。此時之肥粒鐵因冷卻頗速未能充分凝集。其顯微鏡組織宛如含碳量更多之鋼。

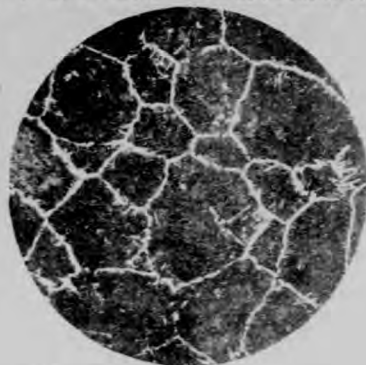


Fig. 12. Steel. Carbon 0.50 per cent. 100 diameters. Heated to 1000°C and cooled in air. (R. W. 1912)

第 12 圖

11 加熱溫度與加熱時間之影響 加熱之最高溫度對於晶粒粗細之影響已如第 9、10 兩圖所示。又第 11 圖(a)、(b)與第 13 圖(a)、(b)亦可明示其影響。此因沃斯田鐵在臨界溫度以上溫度愈高時，其晶粒愈大，故分離成波來鐵與肥粒鐵後之晶粒亦愈大。

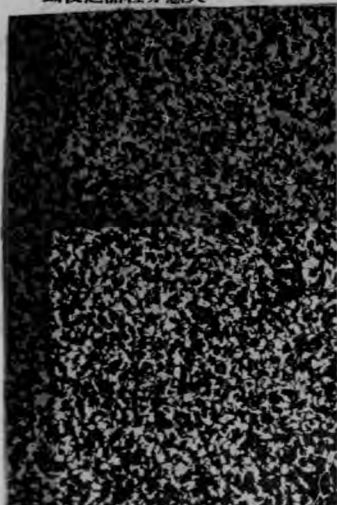


Fig. 13(a) - Steel, Carbon 0.50 per cent. Magnified 100 diameters. Heated to 800 deg. C. and cooled in furnace. (C. C. Buck, Cor-

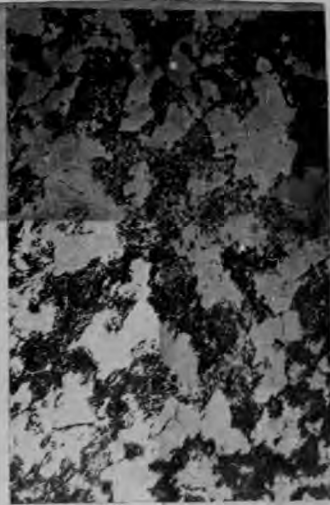


Fig. 13(b) - Steel, Carbon 0.50 per cent. Magnified 670 diameters. Heated to 800 deg. C. and slowly cooled in furnace. (C. C.



第 14 圖

加熱於高溫度保持長時間後，生大粒之沃斯田鐵。通過臨界溫度而冷卻時，生大粒之波來鐵或糙斑鐵，而析出遊離之肥粒鐵或遊離之雪明鐵。且高溫度樣加熱時間愈長者，當急冷於空氣時，遊離肥粒鐵或遊離雪明鐵之析出亦愈少。第 14 圖示 0.5% 碳鋼加熱於 1150°C 凡二小時而冷於空氣中者。圖中糙斑鐵之品粒極大，而遊離肥粒鐵之量甚少。

12 過熱與焚燃 長時間加熱鋼材於高溫時，成極粗品粒，此曰過熱 (Overheating)。據 Stead 氏則 0.2~0.5% 之碳鋼受過熱後，粗大之肥粒鐵與波來鐵成三角形結構。0.5~0.7% 之碳鋼受過熱後，則肥粒鐵成細脆壁狀包圍於波來鐵，且自壁射出羽毛狀之發散，如第 15 圖所示。

過熱之鋼再施以適當之熱處理時可使恢復原狀。且無赤熱脆性 (red-short) 亦無常溫脆性 (Cold-short)

此與焚燃之鋼 (Burnt steel) 全異。高碳鋼加熱至其鎔點附近，則成赤

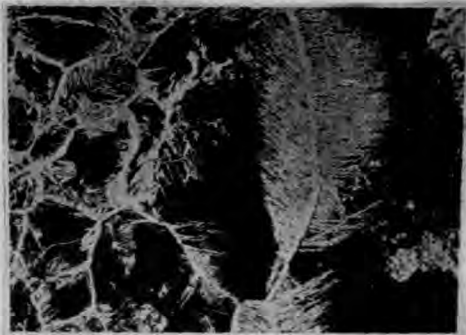


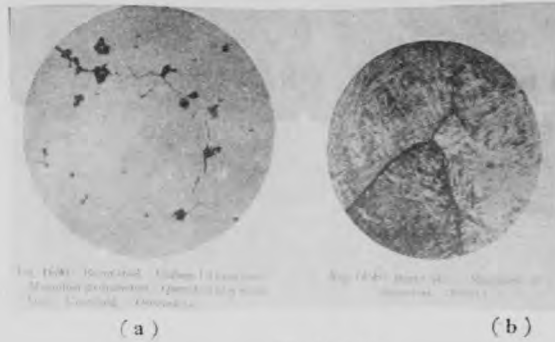
Fig. 15. Steel. Carbon about 0.50 per cent. Heated to about 1100 deg. C. (P. J. Nohly, Correspondence Course student.)

第 15 圖

熱脆性及常溫脆性。其破面甚粗而成焚燃之鋼。高溫時空氣中之氧進入於品粒周圍與碳作用而成 CO 氣體。此氣體及氮氫等氣體在品粒間阻礙其結合，故呈赤熱脆性。且品粒周圍所生氧化物之膜，亦起脆性，而阻礙品粒之鍛合。其組織如第 16 圖 (a), (b) 所示。含碳量愈多者愈易焚燃。

13 低碳鋼之水中或油中冷卻 含碳量甚低者可冷於水中或油中而保有延性。第 17 圖示 0.1% 碳鋼自 950°C 浸於水中時之組織。第 18 圖示 0.2% 碳鋼自 850°C 浸於油中時之組織。冷卻雖速然仍有遊離肥粒鐵之析出，故尚有延性而





第 16 圖

軟。但其強度與彈性限界較徐冷者為大。此因遊離肥粒鐵較少，已析出之遊離肥粒鐵之品粒較細，且含有碳化物之部分為韌而鐵組織而不為波來鐵組織也。

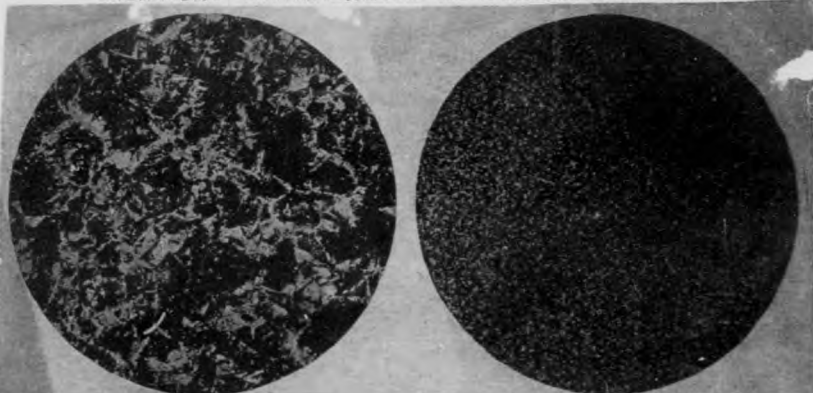


Fig. 17 Steel. Carbon 0.10 per cent. Magnified 100 diameters. Heated to 950 deg. C.

Fig. 18 - Steel. Carbon 0.20 per cent. Magnified 100 diameters. Heated to 850 deg. C.

14 亞共析鋼之退火 亞共析鋼加熱至  $A_{c3}$  而徐冷時，肥粒鐵復析出而凝集，如第 11 圖之組織。若急冷於空氣中則遊離之肥粒鐵較少而沃斯田鐵則成極斑鐵。如第 12 圖之組織。此遊離之肥粒鐵易凝集成較粗晶粒，故亞共析鋼之退火時不能得共析鋼時之微細組織。且亞共析鋼自  $A_{c1}$  至  $A_{c3}$  間加熱時起新結晶核之生長。 $A_{c1}$  至  $A_{c3}$  間距離愈遠時即含碳愈低時，晶粒愈成粗大。第 19 圖示 0.2% 碳鋼退火徐冷時之組織。

15 共析鋼之退火 共析鋼加熱至  $A_{c3-2-1}$  以上即變成固溶體沃斯田鐵。在臨界溫度稍上方，不使其溫度再昇高時，可得極微粒組織之沃斯田鐵。由其徐冷於爐中後成波來鐵組織。稍急冷於空氣中時則小形之物成極斑鐵組織。共析鋼退火後之組織較亞共析鋼與過共析鋼均更微細。惟含碳量近於共析鋼之過共析鋼，其組織無大差。

冷卻之緩急即影響於波來鐵之組織。冷卻較速者共

析鋼內肥粒鐵與雪明鐵之分離不明而成極斑鐵狀之組織如第 20 圖所示。冷卻極緩者肥粒鐵與雪明鐵分離完全，成指紋狀組織，如第 21 圖所示。

16 過共析鋼之退火 過共析鋼加熱至  $A_{c3-2-1}$  以時波來鐵成爲沃斯田鐵，而此沃斯田鐵再吸收遊離之雪明鐵而溶解之。達  $A_{cm}$  時此吸收已完全，全部成爲沃斯田鐵，當徐冷於爐中時，通過  $A_{cm}$  後再析出遊離之雪明鐵，通過  $A_{73-2-1}$  後殘餘之沃斯田鐵完全析成波來鐵。如第 22 圖所示。若小形之物冷於空氣中時，則遊離雪明鐵之析出較少，而殘餘之沃斯田鐵完全成爲極斑鐵。

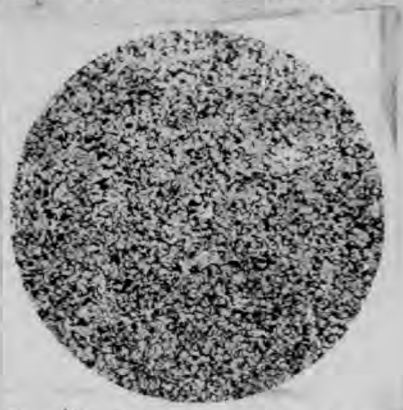


Fig. 19 - Steel, hypo-eutectoid. 0.20 per cent carbon. Annealed. Magnified 100 diameters. (W. J. Burger,

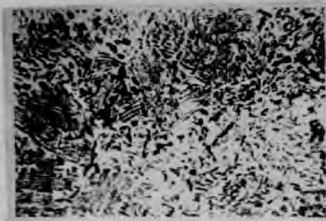
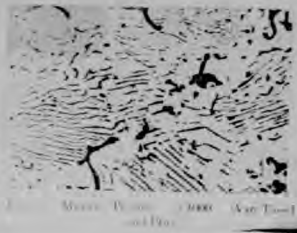


Fig. 20. Sulfur Point, Pearlitic Structure Normal Position. Magnified 1000. (See Continued Page)

第 20 圖



Micro. Pos. 1000. (See Fig. 1 and Page)

第 21 圖

遊離雪明鐵之析出使組織成爲粗大。與亞共析鋼時遊離肥粒鐵之影響相似，但遠遜之。因遊離雪明鐵之量甚少也。例如 1.5%*c* 之碳鋼僅可有 11.0% 之遊離雪明鐵，而 0.4%*c* 之碳鋼則有 53.2% 之遊離肥粒鐵也。

過共析鋼之退火加熱溫度宜在  $Ac_{3-2-1}$  微上方。此因若加熱於  $A_{cm}$  而急冷時雖可減少遊離雪明鐵，然溫度過高，使組織粗大故也。

問題：亞共析鋼之完全退火時須加熱於  $Ac_3$  稍上方，但過共析鋼之退火通常僅加熱至  $Ac_1$  稍上方。其故安在。試說明之？

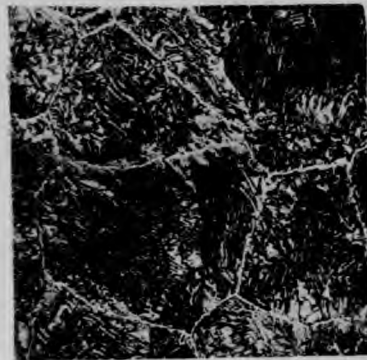
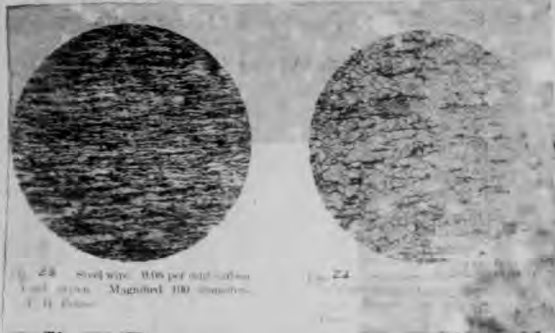


Fig. 22. Steel 1.00 per cent carbon. Annealed. Magnified 600 diameters. (E. L. Reed, in the author's laboratory.)

17 受常溫加工後之退火 受常溫加工後之組織如第 23 圖所示，品位之變形甚大。因之增強度與硬度能減延性。亞共析鋼受常溫加工後若欲除去其硬脆性而

增延性時，則退火於  $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ ；對於  $0.4\%$  c 以下之低碳鋼則  $520^{\circ}\text{C}$  左右之退火已足。如是可使肥粒鐵恢復其多角形晶粒，而波來鐵尚保有加工後之延長形狀，如第 24 圖所示。若欲得最軟而最富延性之性質時，須退火於臨界溫度稍上方。如是可使波來鐵與肥粒鐵皆可除去其變形，而成第 25 圖之狀。

鋼線拉成時須施以特種熱處理稱曰“Patenting”，使成糙斑鐵組織。並使保有大值之降伏點與抗拉力 ( $300,000\sim 400,000\text{ lbs/in}^2$ ) 而具有韌性。其遊離肥粒與遊離雪明鐵及波來鐵均不宜存在。加熱至臨界點上方而急冷之。但不可過急以免除麻田散鐵或吐粒散鐵之生成，防止其脆性。又不可過緩以防止波來鐵生成而減低其強度。此種熱處理法乃施於  $0.35\sim 0.85\%$  c 之鋼綫。此法將鋼綫通過於高溫之爐管內，而後冷於空氣中或入於  $367^{\circ}\text{C}$  以上之鎔鉛槽中。第 26 圖示此種熱處理後之組織。



將此種“Patenting”熱處理與拉延適當併合行之，可使 0.7% C 樂器用線有 400,000 lb./sq. in. 之抗拉力且尚能捲於線之自身周圍，又可擊扁而減少其厚度之半；仍不破裂。試將退火後之波來或鋼線當拉伸時，易失去其延性。對於常溫拉伸之持久程度，則低於退火者與施行“Patenting”者其效果相同。

18. 鑄鋼之退火 鑄鋼組織極粗大，呈 Widmanstaetten 組織，如第 27 圖所示。退火時不易使成微細化。若加熱於臨界溫度稍上方處，則充分退火之所需時間宜較長，以使組織完全改造。若退火於短時間內則加熱溫度宜在臨界溫度上方較高之處。經過當退火後，其性質可與鍛造物相同。第 28 圖示 0.3% 鑄鋼經適當退火時之組織。

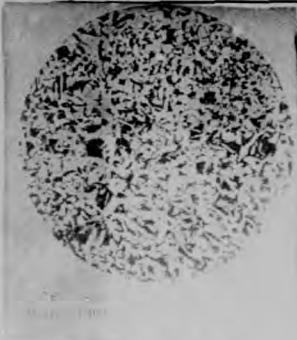
鑄鋼之退火溫度，據 A.S.T.M. 之選定，如 5 中所示。昇熱期間須徐徐均勻加熱，至所要溫度後宜保持充分時間，以使組織充分微細化。冷卻方法若需要最大軟化時宜徐冷於爐中；若需要大強度與彈性限界時，宜速冷之。據 5 中所示溫度退火時所需時間如長。下示方法可於較短時間內完成之。

先將鑄物均勻加熱於 1200°C 約數分鐘，冷於空氣中。然後再加熱於  $Ac_3$ ，或  $Ac_1$  稍上方。

第 29 圖之 0.3% 鑄鋼經各次退火後，其組織如第 30 圖至第 32 圖所示。

第 27 圖





第 28 圖



Fig. 29

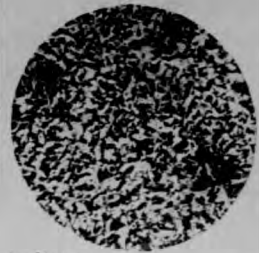
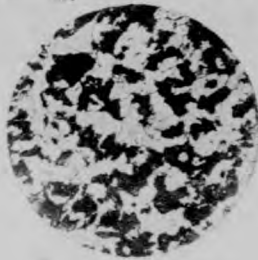
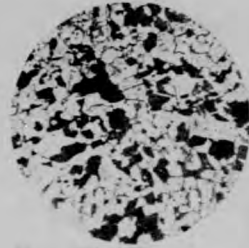
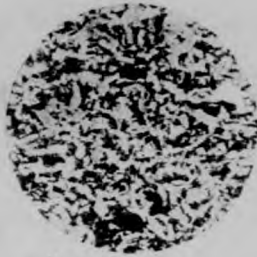


Fig. 30

第 29 圖



第 32 圖

19 過熱鋼之退火 第 33 圖示第 32 圖晶粒極粗之 0.4% 過熱鋼。小形之物可一次退火後得細粒組織，大形之物須施二重退火 (Double annealing)。第一次退火於 787°C 而徐冷於爐中，可破除其粗粒，使肥粒鐵與雪明鐵得改造其分布狀況，如第 34 圖所示。(此圖示 8" 軸)但未得充分之微細化。第二次再退火於 760°C 而徐冷於爐中，得第 35 圖之細粒組織。

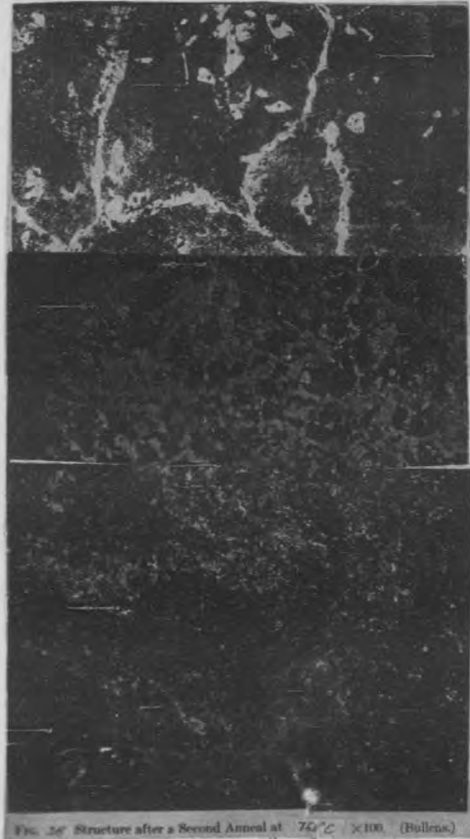


Fig. 35 Structure after a Second Anneal at 760°C (x100). (Bullens)

第 35 圖

以上二重退火後機械性質之變化如下表所示。

	組織圖	抗拉力 lbs / in <sup>2</sup>	彈性限界 lbs / in <sup>2</sup>	伸長率 (2") %	斷面縮率 %
鍛造者	第 33 圖	104,200	58,220	7	3
第一次退火	第 34 圖	90,500	50,300	22.5	37
第二次退火	第 35 圖	60,000	29,100	43	69

若施行一次退火而加熱於極長時間後雖亦可得細粒組織，然二重退火可節短時間，可更得大之延性與微細化程度。

第 36 圖組織示過熱更甚之鋼，含有魚脊骨狀之肥粒鐵，其過熱溫度在 1200<sup>°C</sup> 以上。小形之物可以極長時間一次退火於普通退火溫度，而得微細化，如第 37 圖所示（此圖示 1" 軸）。大形之物其微細化較第 33 圖更不易。其 10" 軸施以二重退火後之組織如第 38 圖，晶粒仍粗。再施第二次之二重退火後得第 39 圖之組織，雖晶粒可成微細，而尚有大塊留存。

第 40 圖示過熱最甚之鋼，近於焚燃狀態。若加熱於普通之火溫度則小形物之微細化極為困難，大形物之微細化自經濟上言之，幾屬不可能。10" 軸經八次退火，凡加熱 200 小時後之組織如第 41 圖所示。其原有組織尚未完全消滅。

此種過熱最甚之鋼宜用特種二重退火方法。第一次加熱溫度在  $A_{c3}$  上方約 100~150<sup>°C</sup> 處，俟充分改變其組織後，冷至  $A_{\gamma 1}$  下方，然後再施以普通之完全退火。第一次之高溫加熱，使組織易起均勻變化，可縮短加熱時間而增速成分間之擴散作用 (Diffusion)。第一次加熱時若能完全消滅其原有之過熱組織，則空氣冷卻與爐中冷卻均可。若擴散不能完全進行時，則宜冷於空氣中，使不易再回復其原有組織之痕跡。



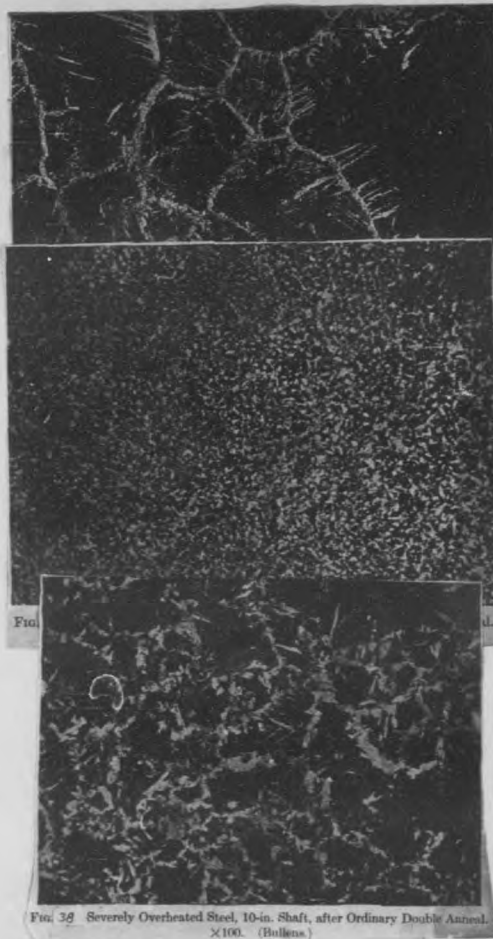


Fig. 39 Severely Overheated Steel, 10-in. Shaft, after Ordinary Double Anneal.  
×100. (Bullens.)

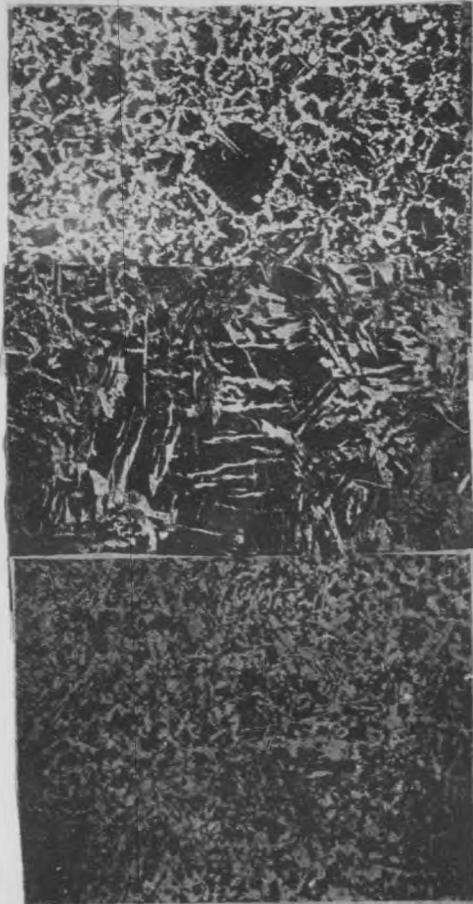


FIG. 11. Steel of Fig. 73 after Eight Anneals.  $\times 100$ . (Bullens.)

20 氧化之防止 爐中氣體若非含有還元性氣體，則鋼之表面易於氧化，且常有  $\frac{1}{4}$ "~ $\frac{1}{2}$ " 深度之脫碳 (Decarburization)。若嚴密防止脫碳與氧化之法，宜用適當方法掩護鋼之表面。例如棒狀鋼材宜置於適當管內，以木炭填緊，其兩端用蓋或粘土密閉之。大形鋼材或多數小形之物則用退火匣。此匣以生鐵製成 (如第 42 圖) 或用軟鋼板以鉚釘接合製成。其內側可用火轉砌壁，亦可不用之。將物品置入後以雲母屑，砂，木炭粉，骨炭粉，或石灰等填緊之。若為低碳鋼物品時則不可用炭質物或發生 CO 氣體之物為填充材料，以防滲碳 (Casehardening)。若為高碳鋼物品時，或工具鋼時，可用木炭與清潔之灰為填充材料。若不需用還元性物質時，則砂與雲母粉為最良材料。

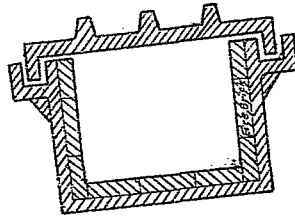


Fig 42.

第 42 圖

退火匣置入爐內時宜自爐底墊高，使熱氣循流，得均勻溫度。退火畢後可將退火匣即自爐內取出冷於空氣內。此時物品之冷却徐緩，且徐却途中表面不起氧化，可保有清潔之面。俟溫度降至  $280^{\circ}\text{C}$  以下，方可啓匣。

若爐中氣體非過於有氧化性時，或非有保持清潔表面之必要時，則物品之面可不必掩護之。如是溫度之增高較易，而物品所達之溫度亦可易於調整，較為經濟。當冷却途中空氣易進入爐內而起氧化。故當開始冷却時，將舊枕木或木塊置於爐內，使生還元性氣體於爐中。

21 低碳鋼之脆性 未硬化之鐵鋼在  $A_{c1}$  以下不起組織上與性質之變化，惟低碳鋼則否。低碳鋼幾全部為肥粒鐵，易於凝集而成粗粒。例如加熱於  $600^{\circ}\text{C}$  左右長時間後，晶粒頗粗，性質甚脆，而不能實用。此稱曰 "Steads' brittleness"。若碳量稍多，因波來鐵之存在，在  $A_{c1}$  以下不起變化，而無此脆性。

據 Stead 氏則此種脆性之原因有二。(i) 晶粒間之脆性與(ii) 結晶間之脆性也。晶粒間之脆性起因於晶粒周圍之不純物被膜，或燐量過多所致。結晶間之脆性則因肥粒鐵各晶粒之結晶方向略相同，而諸晶粒之裂開面皆沿一直綫所致云。要之起再結晶之溫度處經長時間加熱時，晶粒粗大，其方向幾相同，易起結晶間之脆性。

22 結論 茲將退火方法概括如下。

原有組織	所 要 結 果	小 形 物 品	大 形 物 品
I	完全退火(大延性及微細化)	ANR	ANQ
II	同 上 ( 同 上 )	APR	ANQ, ANQ或 ANR, ANR
III	同 上 ( 同 上 )	APR或ANQ, ANR	BNQ, ANQ, XANQ
IV	同 上 ( 同 上 )	BNQ, ANR	BPQ, APQ, XAPQ 或 XBNQ, ANQ
V	同 上 ( 同 上 )	APR	APQ
VI	同 上 ( 同 上 )	ANR	APR
I	僅需佳良之切削性	DNQ	DNQ
I	最大之延性與微細化	ANR, CNR	ANR, CNR
I	強度與延性	ANQ, DNQ	ANQ, DNQ
VI	普通退火	ANR	APR

表內各記號說明如下。

溫度： A=(Ac<sub>3</sub>+28°C)            C=(Ac<sub>1</sub>+15°C)

B=(Ac<sub>2</sub>+100°~150°C)    D=(Ac<sub>1</sub>-28°C)

沃斯田鐵之吸收與飽和程度： N=普通 P=時間增長

冷卻： Q=空氣    R=徐緩(如爐中)

原有組織：	性質	圖示組織		性質	圖示組織
I	普通	高溫鍛造	V	受常溫加工	第 23 圖
II	過熱	第 33 圖	VI	鑄物	第 29 圖
III	過熱極甚	第 36 圖	X	若熱處理未充分時則再反覆施行	
IV	最高過熱	第 40 圖			

## 參 考 書

D.K. Bullens,—Steel and its Heat Treatment

A. Sanyeur,—The Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel

## 第三節 球化處理(工具鋼之退火)

23 球化處理之目的 球化處理 (Spheroidizing) 者使波來鐵中之雪明礬鐵凝集成為球狀之謂也，此種處理普通施之於高碳鋼或工具鋼。工具鋼 (0.75% C 以上) 之退火目的不但使晶粒微細化，以避免淬火時之龜裂與彎曲而得強度，並求其最良之切削性。此切削性與波來鐵中雪明礬鐵之狀態有關係。第 43, 44, 45 諸圖之波來鐵組織與其性質之關係如下表所示。

	組 織	勃林納 硬 度	切 削 性
第 43 圖	層狀波來鐵	228	劣
第 44 圖	層狀波來鐵與球化雪明礬鐵之混合	196	可
第 45 圖	完全球化之雪明礬鐵	163	優

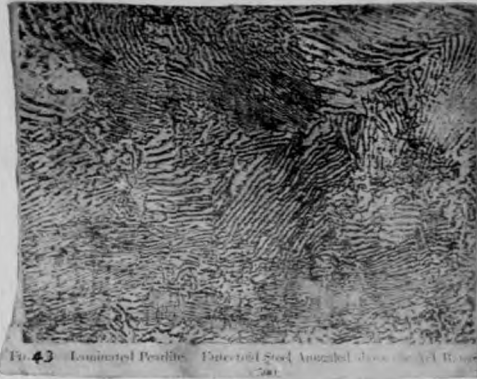


Fig. 43 Lamellar Pearlite. Plain carbon steel. Annotated slide of A.I. Wilson.

第 43 圖

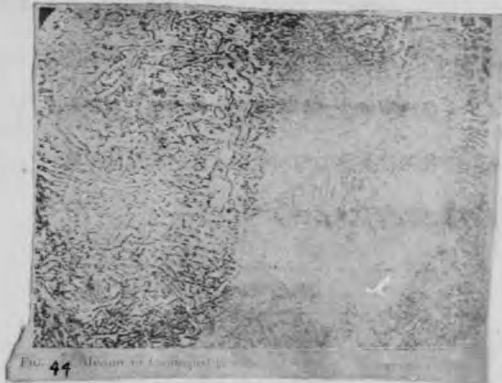
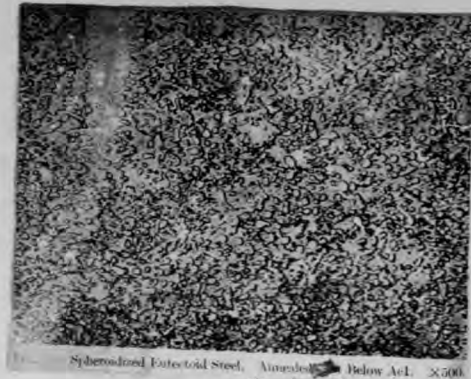


Fig. 44 Bainite in Low alloy steel.

第 44 圖



第 45 圖

故此球化處理可助高碳鋼之切削性，並於淬火後可得均勻品質。球化效果可增延性與摩耗抵抗；減強度，硬度及彈性限界。但其效果以高碳鋼為著。

24 球化方法 亞共析鋼與過共析鋼之球化較共析鋼為易，此因遊離之肥粒鐵或雪明鐵成其結晶核也。然共析鋼經長時間加熱時亦可完全成為球狀。韃斑鐵之球化較波來鐵之球化更易。微細組織之層狀波來鐵，其球化亦較細層狀波來鐵為易。受常溫加工後之鋼，其球化亦較未受者為易。淬火後之鋼，其球化較未淬火者為易。球化方法可分述如下。

(I) 由層狀波來鐵之球化：

加熱溫度須適為  $A_{c1}''$  或  $A_{c1}$  之稍上方。所需時間頗長，使層狀雪明鐵漸漸斷離，因表面張力而縮成球狀。其變化由第 44 圖可明。即雪明鐵之薄板漸漸離而成新核。

若加熱溫度在  $A_{c1}$  上方某限界以外，則雪明鐵復成層狀。若加熱溫度在  $A_{c1}$  以下則不能開始球化。

(II) 由韃斑鐵之球化：

韃斑鐵已成微粒之雪明鐵及肥粒鐵之混合。故此微粒即成球化之核。加熱溫度

宜在  $Ac_1$  之稍下方，即  $675^{\circ}C \sim 705^{\circ}C$  左右。此時最易得完全之球化。加熱溫度或可增高至  $Ac_1$  或  $Ac_1$  之稍上方，此時球化所需時間較短，但不易得完全之球化。

以上所述球化程度全因時間之長短而異。

25 工具鋼之退火 第 46 圖示 1.1% $C$  鋼高溫軋延後之組織，有粗粒及層狀之波來鐵。退火於  $734^{\circ}C$  時若時間不充分延長，則僅得一部分之球化，如第 47 圖所示。此組織若 (I) 再增長時間，或 (II) 二重退火，或 (III) 自更高溫度冷於空氣中，使成棧班鐵後，再施以球化處理，則可得更佳結果。



FIG. 46. 1 per cent Carbon Steel as Rolled. Coarse Grain with Massive and Lamellar Pearlite.  $\times 200$ .

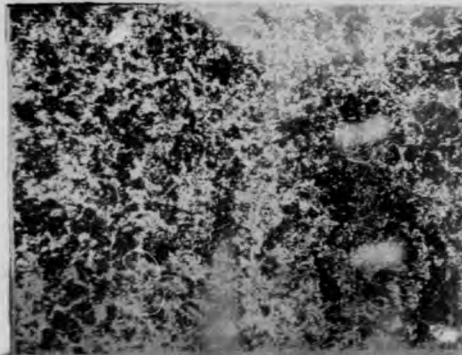


FIG. 47. Partly Spheroidized, Lack of Diff.



第 48 圖示 1.0% $c$  高溫 $\gamma$  之組織，雖有粗大晶粒，然有縐斑鐵組織，故在 734 $^{\circ}c$  時易於球化。如第 49 圖之球化組織雖非微細，然勃林納硬度為 174 而易於切削。

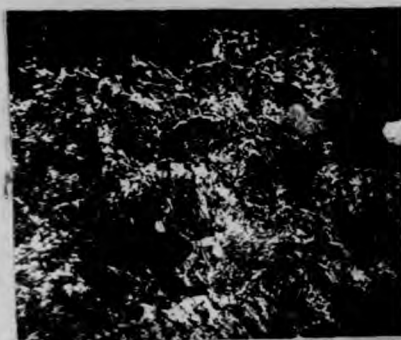


FIG. 48. 1.0 per cent. Carbon Steel as Rolled. Coarse Grain Size, but Partly Spheritized.  $\times 500$ .

第 48 圖

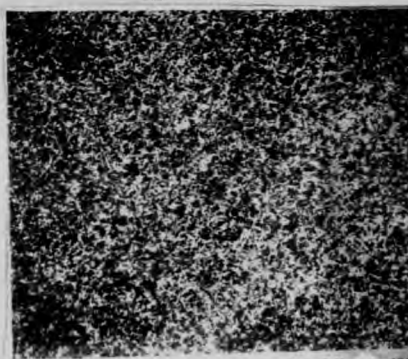


FIG. 49. 1.1 per cent. Carbon Steel as Rolled. Annealed at 734 $^{\circ}c$ . Brinell Hardness 174.

第 49 圖

第 50 圖示軋延後之 1.1% $c$  鋼，為粗粒之縐斑鐵組織。退火於 734 $^{\circ}c$  於較短時間內即開始球化，如第 51 圖其勃林納硬度為 174，易於切削。若加熱時間再增長時可得更完全之球化。

1.0 per cent Carbon Steel as Rolled. Coarse Sorbite

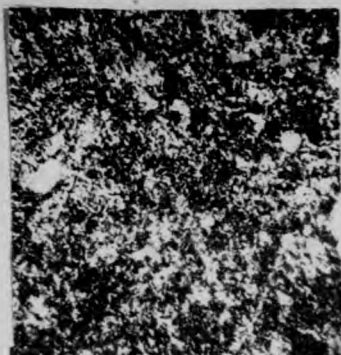


Fig. 1.0 per cent Carbon Steel as Rolled. Coarse Sorbite. 500X

第 50 圖

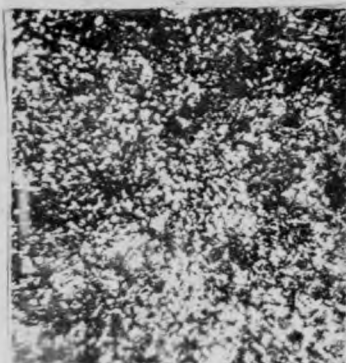


Fig. 1.0 per cent Carbon Steel as Rolled. Fine Sorbite. 500X

第 51 圖

第 52 圖示微粒之糙斑鐵組織，亦為 1.0% $c$  碳鋼軋延後之物。此種組織最易於球化。在  $Ac_1$  稍下方已可充分完全球化之。第 53 圖乃該鋼球化於  $675^{\circ}\sim 705^{\circ}c$  時之組織。

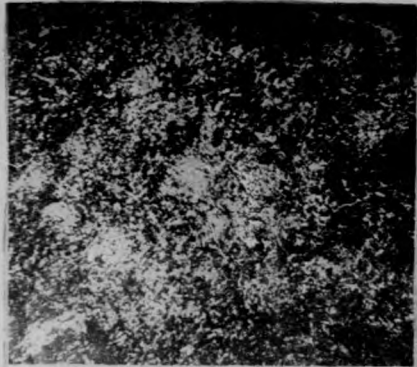


Fig. 52 0.1 per cent. Carbon Steel as Rolled. Spherulite.  $\times 200$

第 52 圖

第 53 圖

過共析鋼中有遊離雪明碳時須加熱至  $A_{cm}$  以上方可溶解。故球化之前須先自  $A_{cm}$  以上之溫度冷於空氣或油中，使消滅其遊離雪明碳，而後可於  $A_c$  稍下方球化之。

參 考 書

D.K.Bullens,—Steel and its Heat Treatment 3 rd Ed.

## 第四節 淬火

27 加熱溫度與組織之變化。第 54 圖示 0.4C 碳鋼當加熱於各溫度而淬火後所起之變化。I 為原有之標準組織示於第 55 圖。即為肥粒鐵與波來鐵之混合

## 第 54 圖

物。加熱至  $Ac_1$  稍下方之 A 溫度而淬火時，組織上無甚變化，如 II 所示。加熱至  $Ac_1$  稍上方 B 溫度時，波來鐵已變為沃斯田鐵而肥粒仍存留。故淬火時如 III 所示，波來鐵部分已成麻田散鐵，而有肥粒鐵多量混存，硬度不大。第 56 圖左側尚在  $Ac_1$  下方而淬火，未變化。中央部與右側適通過  $Ac_1$ ，為麻田散鐵與肥粒鐵之混合。加熱於  $Ac_1$  與  $Ac_3$  中間之 C 溫度處則沃斯田鐵中溶入多量之肥粒鐵，淬火時可得更高硬度。惟尚有肥粒鐵留存，如 IV 所示。第 57 圖即示其淬火後之組織。加熱至  $Ac_3$  稍上方之 D 溫度處保持適當時間使充分起擴散與溶吸作用後可得最微粒之沃斯田鐵。淬火後如 V 所示，可得最大硬度與最微粒之麻田散鐵，而肥粒鐵已不存留。第 58 圖即示此組織。

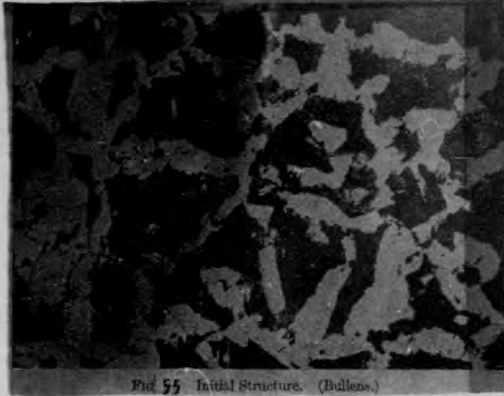
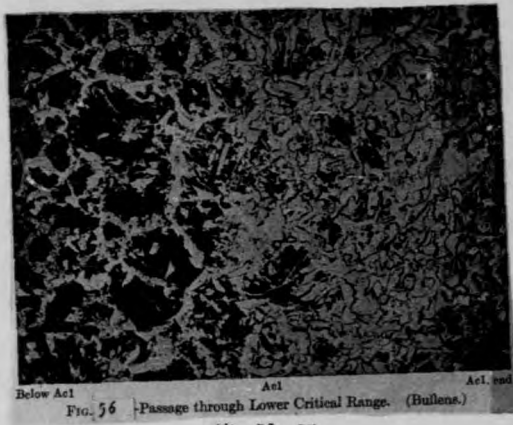


Fig. 55 Initial Structure. (Bullens.)

第 55 圖

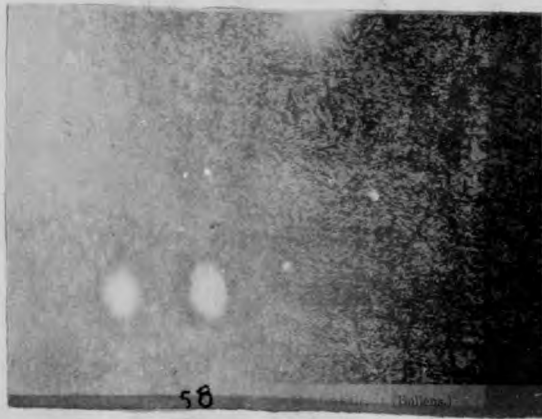
Below Acl Acl Acl, end  
Fig. 56 Passage through Lower Critical Range. (Bullens.)

第 56 圖



FIG. 57 Midway between  $A_{c1}$  and  $A_{c3}$ . (Bullens.)

第 57 圖



58

(Bullens.)

第 58 圖

淬火時之加熱溫度對於亞共析鋼宜在  $Ac_3$  上方  $20\sim 50^\circ C$  處。對於共析鋼與過共析鋼宜在  $Ac_1$  上方  $20\sim 50^\circ C$  處。淬火時之適當加熱溫度與退火時之溫度相同，如第 8 圖所示。若淬火溫度過高，則成粗粒之麻田散鐵，而為脆質；且有殘留之沃斯田鐵而減硬度。且由過高溫度淬火時，易使物品彎曲變形，或生裂痕。若熱至過高溫度後待冷至較低溫度而後淬火時，則亦不宜，蓋仍得粗粒組織也。要之淬火前之加熱溫度宜在昇高狀態，不宜在於降低狀態 (Hardening on a rising temperature)。即物品加熱至第 8 圖所示之適當溫度後即不可再使昇高其溫度；保持此一定溫度於充分時間，使起均勻之組織變化，而後淬火之。如是可得微密組織及最高硬度。

昇高物品之溫度時不可過急。將冷物投入於高熱爐中，易使物品受不均勻之加熱，成為變形彎曲等之因。

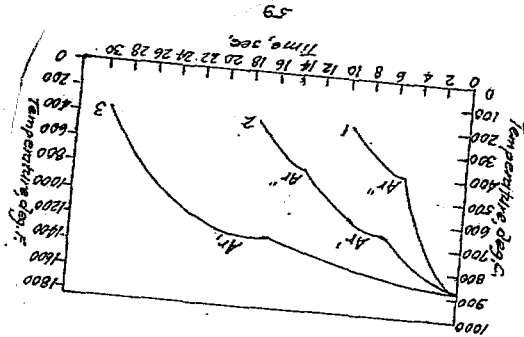
大形物品宜加熱於較高溫度，使淬火時之冷卻速度可得增大。例如  $\frac{1}{8}$  吋圓形工具鋼可淬火於  $750^\circ C$ ，而  $\frac{1}{4}$  吋圓形工具鋼宜淬火於  $780^\circ C$ 。

加熱於鉛或鹽類(鈉，鈣，鉀，銀等之氯化物或硝酸鹽)之融槽內，可得均勻之所要溫度。

28  $A'_\gamma$  及  $A''_\gamma$  加熱至臨界溫度以上而冷卻時，隨冷卻速度之增大， $A_{\gamma 1}$  漸下降，其後即分成  $A'$  與  $A''$  兩點。 $A'$  為初生吐粒散鐵 (Primary troostite) 之生成溫度，其溫度較高。 $A''$  為麻田散鐵之生成溫度，約在  $376\sim 435^\circ C$  處。冷速更增時， $A''$  溫度為一定，而  $A'$  漸下降，卒與  $A''$  一致。冷速極大時僅有  $A''$  起生，得完全之麻田散鐵。冷速更大，則  $A''$  變化亦被抑制其一部分，而有殘留沃斯田鐵 (Retained austenite)。第 59 圖中示共析鋼淬火時之變態。曲線 3 淬火於

100°C 水中，僅起  $A\gamma_1$  變態而得波來鐵組織。曲線 2 淬火於 80°C 水中， $A\gamma_1$  變態點降下而成  $A'\gamma$  及  $A''\gamma$  二點，成麻田散鐵與吐粒散鐵之混合。曲線 1 淬火於 20°C 水中， $A'\gamma$  完全抑止，僅有  $A''\gamma$  變態，即完全為麻田散鐵組織。

第 60 圖至第 63 圖為 French 及 Klopsch 二氏之淬火圖 (Quenching diagram)。由此諸圖可知其析鋼 (即 0.85% C) 之臨界冷速 (Critical cooling rate) (即  $A'\gamma$  消滅而僅有  $A''\gamma$  時之冷速) 為每秒 160°C，亞共析與過共析鋼之臨界冷速均增大，0.4% C 及 1.25% C 鋼之臨界冷速為每秒 250°C。故共析鋼最易硬，即在較低溫度處可生成麻田散鐵。



第 64 圖示  $A''\gamma$  之溫度與碳量之關係 (曲綫 P)，即 0.7% C 至 1.25% C 之鋼，其麻田散鐵生成之溫度約 375°C 左右。曲綫 Q 示臨界冷速與含碳量之關係。曲綫 R 示初生  $A''\gamma$  時之冷速與含碳量之關係。曲綫 H 示臨界冷速時之硬度，即 0.7% C 以上之鋼自一定溫度淬火後所得之最大硬度皆相同，約勃林納硬度 760 左右。

冷却速度在臨界冷速以上時，則生殘留沃斯田鐵。即成為麻田散鐵與沃斯田鐵之混合組織。

關於  $A'\gamma$  及  $A''\gamma$  之解釋如下。共析變態時沃斯田鐵內析出雪明鐵，而同時  $\gamma$  鐵變為  $\alpha$  鐵。冷却徐緩時此二變化同時起生，即成  $A'\gamma$  之變化。冷速增大時， $A'\gamma$  處雪明鐵之析出可被完全抑制，同時  $\gamma$  鐵變為  $\alpha$  鐵之變化亦被暫時停止。然溫度更下降時，則  $\gamma$  鐵變為  $\alpha$  鐵之反應增大。降至  $A''\gamma$  時，此反應速度遂最大，即此反應可完全起生於  $A''\gamma$ 。



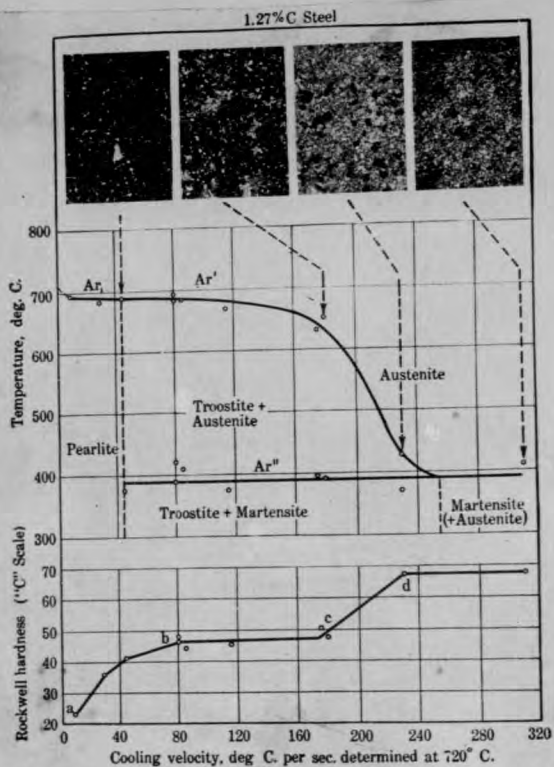


FIG. 60 — "Quenching Diagram" for 1.27 Per Cent Carbon Steel Quenched from 810 Degrees Cent. Microstructures given at 500 Magnification for Sample Etched with 2 Per Cent Nitric Acid in Alcohol. (French and Klopsch.)

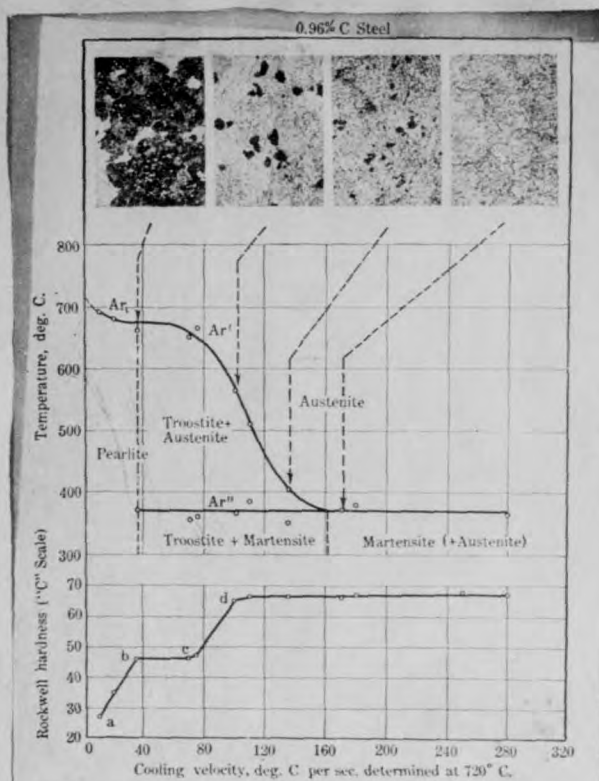
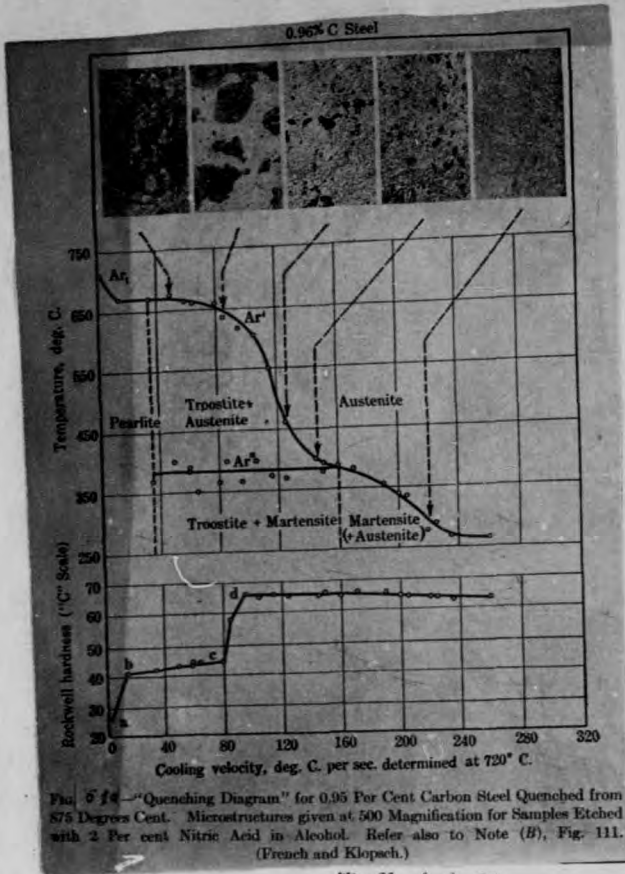
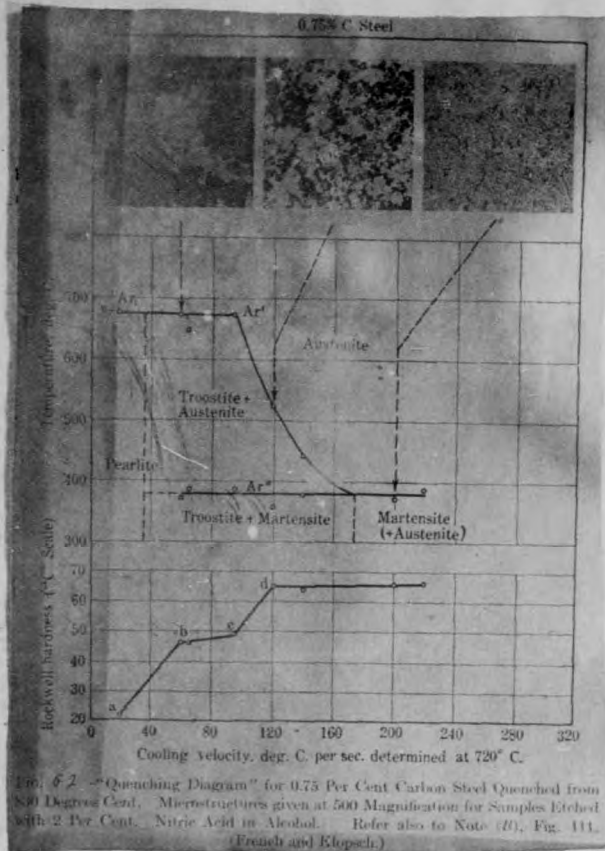
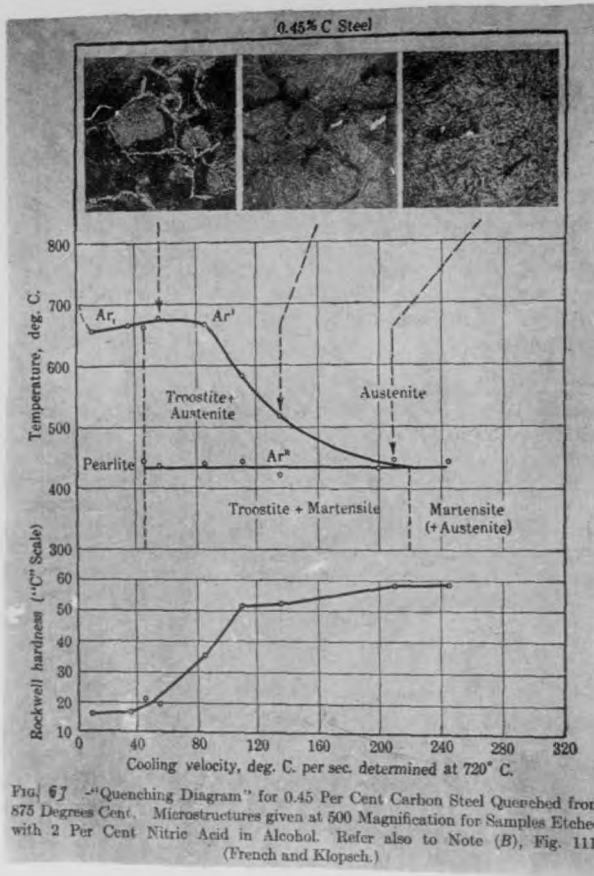


Fig. 61 "Quenching Diagram" for 0.95 Per Cent Carbon Steel Quenched from 810 Degrees Cent. Microstructures given at 500 Magnification for Samples Etched with 2 Per Cent Nitric Acid in Alcohol. Refer also to Note (B), Fig. 111. (French and Klösch.)

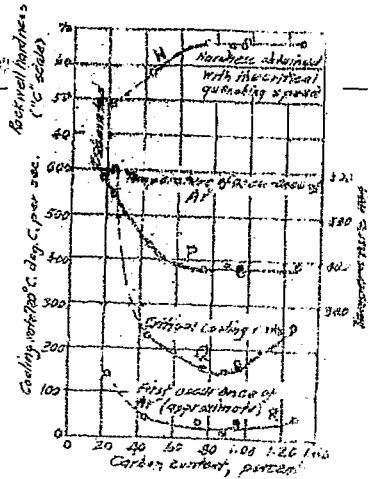
第 61 圖







因 A'γ 點已較 A<sub>1</sub> 點下降，故雪明鐵及肥粒鐵之集合較波來鐵更極微細，即成初生吐粒散鐵，且因冷却較速，故初析之肥粒鐵或初析之雪明鐵均不能於 A'γ 之上方析出。因之 A'γ 之反應非為其析品之一定成分，可變化於 0.4~1.2% C 之範圍內。

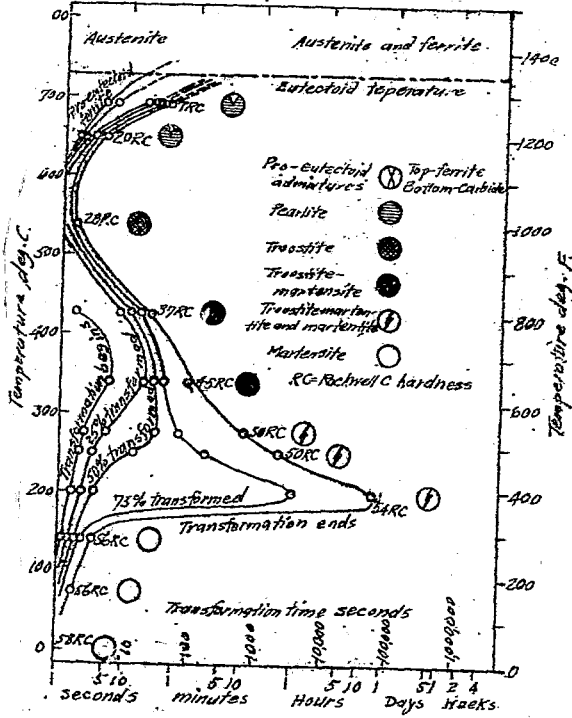


A'γ 處溫度過低，與鐵保留於固溶體狀態，即成麻田散鐵。此 A'γ 反應成分之範圍更廣。

亞共析鋼與過共析鋼於 A'γ 上方，其初析成分之析出傾向甚大。若有少量之初析肥粒鐵或初析雪明鐵析出時，即成 A'γ 反應之核，故此反應易於起生。因之欲停止此 A'γ 反應時須有更大之冷却速度。故其臨界冷速較其共析鋼為大。即其析鋼之臨界冷速為最小。

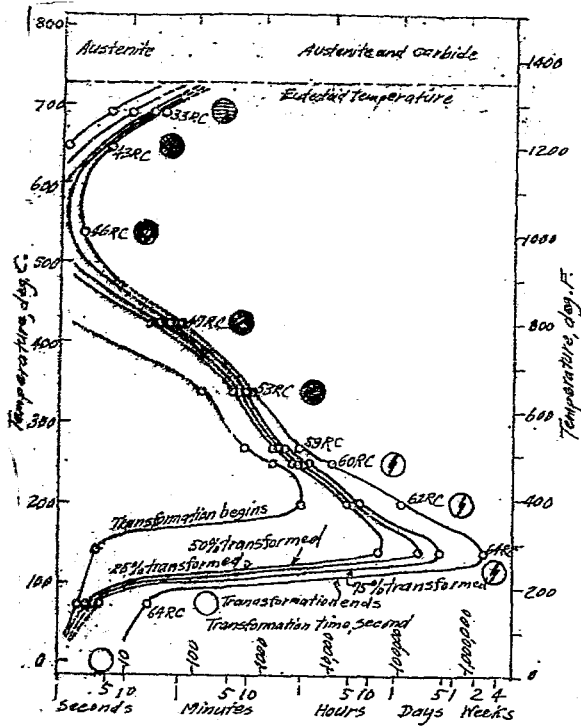
A'γ 與 A''γ 共同起生之物品內其急冷之處 A'γ 不能起生而僅有 A''γ 反應，緩冷之處可有 A'γ 起生而無 A''γ 之起生。

29. 沃斯田鐵之分解速度與溫度之關係， Bain 氏將 0.06 吋厚之各種含碳量之鋼由 730°C 之沃斯田鐵狀態急置於所要溫度之鹽浴中，經必要時間後即取出而淬火於含冰之鹽水內。由顯微鏡組織，求沃斯田鐵分解之開始時間，分解 25%、50% 及 75% 各所需時間，及分完解成之時間而得第 65 圖至第 67 圖。此種 S 形狀之曲線，其最接近於零時間軸（即垂直軸）之點凡二，一為 600°C 附近，一為 150°C 附近。在此二點處沃斯田鐵之分解甚速，其反應起於一二秒間。在 150°C 之上及 600°C 之上下，則沃斯田鐵之分解甚緩。諸圖之水平軸示時間，以對數尺度表示之。



65

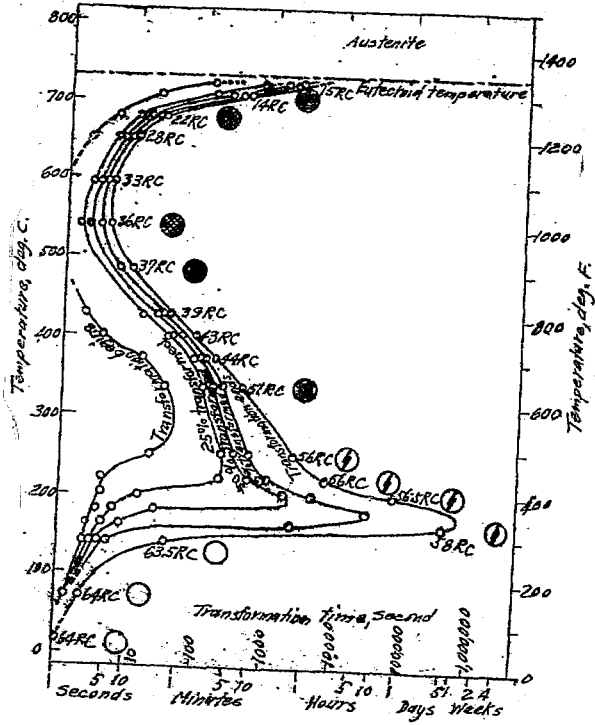
第 65 圖



66

第 66 圖





67  
第 67 圖

由圖可知於  $A_{\gamma'}$  數度之下方時，變態之進行極緩，須半小時以上方得完成。溫度降至  $A_{\gamma'}$  處，變態之進行極速。更降下時，沃斯田鐵之變態又成極緩。再降低時，變態速度更增加，達  $A_{\gamma'}$  處速度頗大。第 65, 66 兩圖與第 67 圖相比較時，則  $A_{\gamma'}$  以上之分解速度以其析鋼為小，故其析鋼之臨界冷速亦低。但在  $A_{\gamma'}$  以下，則含碳愈多者其分解速度亦愈緩。

變態速度之大小因下之二條件而定。即 (i) 溫度愈高者，速度愈大；(ii) 物品現有溫度與其平衡狀態之溫度相差愈大者，速度亦愈大。此溫度差溫為促進反應之動力。在臨界溫度上方，此二條件相助，故增其反應速度。在臨界溫度下方，此二條件作用於相反方向，故減其反應速度。因之臨界溫度處之反應速度為最大。此最大反應速度處即為共析型 (Eutectoid type) 之  $A_{\gamma'}$  與固溶體型 (Solid-solution) 之  $A_{\gamma'}$  是也。 $A_{\gamma'}$  處溫度高而溫度差亦大，兩者相助，故  $A_{\gamma'}$  之反應最速。若在  $A_{\gamma'}$  以下，則溫度過低，反應不易起生，然溫度差甚大使反應易於起生。故二者之作用相反，而反應遲緩。 $A_{\gamma'}$  反應尚無明確說明。然沃斯田鐵變為麻田散鐵時之容積膨脹或為促進反應之原因歟。

30 晶粒大小，最高加熱溫度及含氧量對於淬火硬化之影響。據 Bain 氏則粗大晶粒可增加硬化程度。蓋粒界反應較粒心更易，例如吐粒散鐵當自粒界開始生成。故粒愈細者，吐粒散鐵之生成愈不易抑制之。反之粒愈粗者，吐粒散鐵之生成易於抑制，即易得完全之硬化。晶粒之生長受夾雜物之阻害，例如含有  $Al_2O_3$  等氧化物之多數微粒時，即使晶粒不易增大。但氧自身對於硬化，無甚害。氧若溶入於固溶體內時，反可增其硬化性。惟成為微粒氧化物而分散時則減少硬化深度。

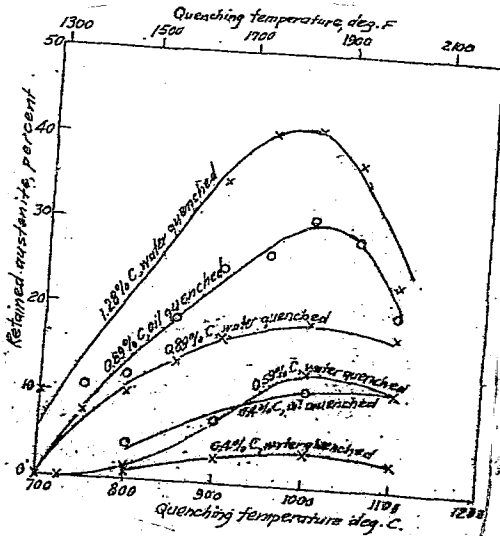
鋼內含有降低變態點之成分例如錳等元素時，則減小  $A_{\gamma'}$  處之反應速度，即得更深之硬化。

最高加熱溫度 " $T_{max}$ " 及 " $T_{max}$ " 時所保持時間亦影響於硬化。加熱溫度愈高時， $A_{\gamma_1}$  有稍稍減低之傾向，尤以數種合金鋼為著。較高之 " $T_{max}$ " 可減小臨界冷速，即增加硬化深度。此 " $T_{max}$ " 及保持時間之影響可視為晶粒生長，及遊離肥粒鐵與雪明炭鐵可溶入於沃斯田鐵內之原因。且遊離成分溶入於沃斯田鐵後，

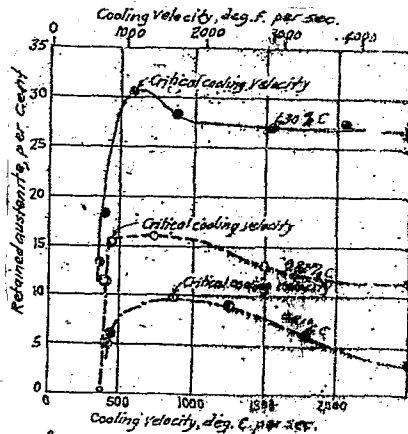
可除去品粒生長之阻害，而增加硬化程度。氧化物與硫化物等不純物，其影響與遊離之成分相同，即減小硬化能力。

31 殘留沃斯田鐵 根據 Mathews, Maurer and Schrolter, 田丸等氏之實驗，則淬火於油中時較淬火於水中者，生更多量之殘留沃斯田鐵(Retained austenite)。此現象之理由，乃因沃斯田鐵之密度較大，受壓內力之處易促進沃斯田鐵之殘留，受拉內力之處易促進沃斯田鐵之分解。淬火於油中之時，通過  $A_{\gamma}$  之際，內外溫度之差較小；外部生麻田散鐵後，即起因火作用而變成吐粒散鐵或糙斑鐵；因之縮小其體積，而作用壓力於心部，使中心沃斯田鐵之變態因之停止。故淬火於油中時，中心生大塊之沃斯田鐵，其品粒境界則有吐粒散鐵。淬火於水時，內外溫度之差甚大，生大值之熱內力 (Thermal stress)，邊緣收縮而受壓內力，內部則受拉內力。故心部之殘留沃斯田鐵較少，而邊緣反多殘留之沃斯田鐵。據田丸氏用 X 線之研究，則雖 0.4% C 之低碳鋼亦有殘留沃斯田鐵之存在，且其油中淬火者較水中淬火者有更多之殘留沃斯田鐵如第 68 圖所示。

據 Esser 及 Cornelius 則臨界冷速時之冷速度可得最多量之殘留沃斯田鐵。



冷速再增大時，殘留沃斯田鐵之量漸減。若冷卻速度小於臨界冷速時，殘留沃斯田鐵全不存在。如第 69 圖所示。故小形之物冷於油或水中時，其冷卻速度可在臨界冷速以上，而油冷者較水冷者可得更多之殘留沃斯田鐵。大形之物，則油冷者之冷卻速度可小於臨界冷速，而水冷者可仍在臨界冷速以上。

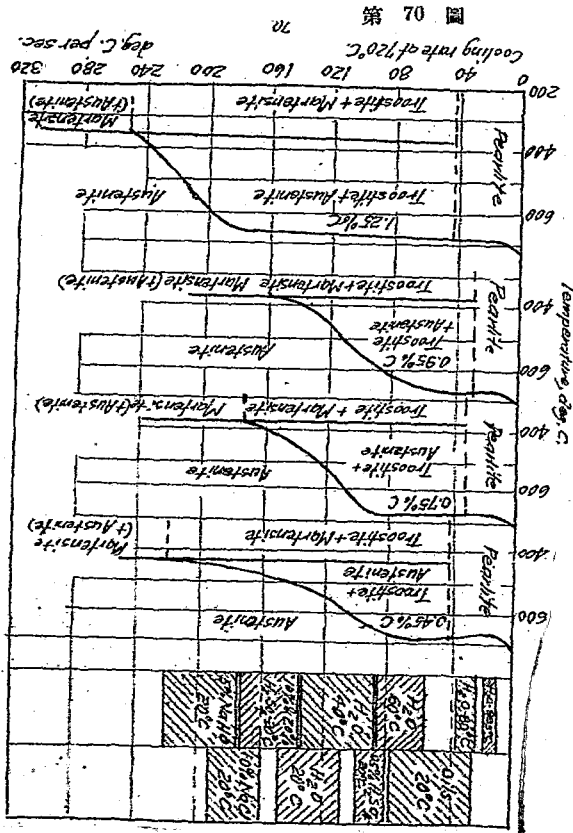


69  
第 69 圖

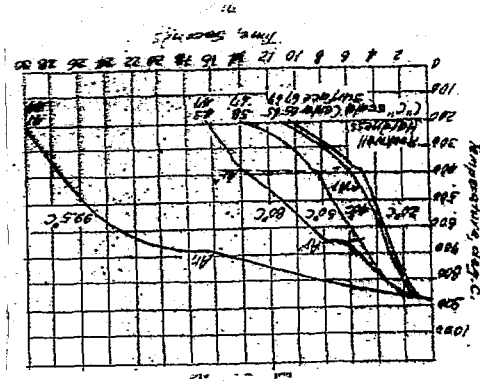
32 各種淬火液之結果， French 及 Klopsch 氏就  $\frac{1}{2}$  吋圓形断面之碳鋼，研究各淬火液之效果。第 70 圖示 0.45% C, 0.75% C, 0.95% C, 及 1.25% C 四種碳鋼以各冷速冷卻時之變態與組織。各淬火液之硬化能力(Hardening ability)如下之順序而次第增加。

- (i) 100°C 之水, (ii) 80°C 之水及 20°C 之油, (iii) 66°C 之水,
- (iv) 95% 硫酸(20°C), (v) 40°C 之水, (vi) 20°C 之水, (vii) 10% 之硫酸(20°C), (viii) 10% 食鹽水(20°C), (ix) 5% NaOH 液(20°C)

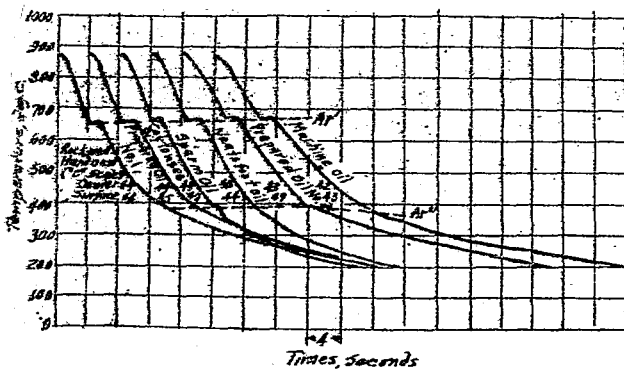
由第 70 圖可知沸點下方之靜止之水，其冷却速度甚緩，故得波來鐵組織。80°C 之靜止之水雖稍速冷，然因鋼中含碳量，淬火溫度，及鋼之原有組織等之差異，可得波來鐵，或吐拉散鐵，或混有少量麻田散鐵等之組織。60° 及 40°C 之靜止之水，或 20°C 之流水(流速約每秒 1 呎)，則得吐拉散鐵與麻田散鐵之混合物。當水溫降下時麻田散鐵之量漸增。淬火於 20°，40°C 之水中時 $\frac{1}{2}$ 時圓棒之外緣可



得完全之麻田散鐵，而中心則皆留有吐粒散鐵。此由第 70 圖可明，蓋水中之冷速皆在臨界冷速以下也。若 60°C 以上之水則外緣亦不能得完全之麻田散鐵。故 60°C



C 以上之水不宜用於完全之淬火。第 71 圖示 0.95% C 之 1/2 吋圓棒自 875°C 淬火於各溫度之靜止之水中時，其中心之冷却曲線。由此圖可知 60°C 至 100°C 間之水



第 72 圖

，若水之溫度稍有變化時，其對於冷卻速度之變化頗大。若  $20^{\circ}$  至  $60^{\circ}\text{C}$  間之水，則水之溫度稍有變化時，其對於冷卻速度之影響頗小。且淬火於  $60^{\circ}\text{C}$  至  $100^{\circ}\text{C}$  間之水中時，其冷卻速度以  $200^{\circ}$  至  $400^{\circ}$  間為最大，若淬火於  $20^{\circ}$  至  $60^{\circ}\text{C}$  間水中時，則冷卻速度以  $400^{\circ}$  以上處為最大。

第 72 圖示 0.95% C 之  $\frac{1}{2}$  吋圓鋼由  $875^{\circ}\text{C}$  淬火於下表之六種油中（油之溫度為  $20^{\circ}\text{C}$ ）時，中心部之冷卻曲線。其  $300^{\circ}\sim 350^{\circ}\text{C}$  以下之冷卻速度極緩，與熱水時之狀況全異。且  $350^{\circ}\text{C}$  左右處所生之麻田散鐵，即起回火而成吐粒散鐵，僅留少量之麻田散鐵於其間。用油淬火時，與水淬火時相較，則鋼材斷面可得更均勻之顯微鏡組織與硬度，但不能完全為麻田散鐵之表面。圖示六種油中，在低溫時之冷速以鯨油及牛蹄油為大。

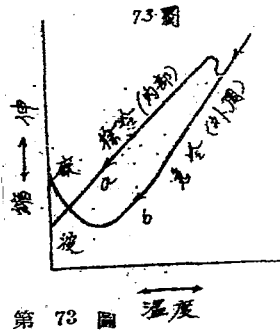
	15°C 時 之 比 重	着火點(°C) (Flash pt)	燃 點(°C) (Fire pt)
Prepared No. 1 oil	0.862	182	207
棉實油(Cotton seed oil)	0.915	154	357
鯨 油(Sperm oil)	0.882	260	310
牛蹄油(Neatsfoot oil)	0.919	249	326
Prepared No. 2 oil	0.874	190	213
機械油(Machine oil)	0.909	207	207

10% 至飽和程度之鹽水（溫度  $20^{\circ}\text{C}$ ），其淬火效力在 10% 硫酸液與 5% NaOH 液之中間。其冷卻速度較水為速。若淬火溫度適當，且充分移動攪拌時，可使  $\frac{1}{2}$  吋圓鋼中心，完全成為麻田散鐵。其邊緣部分則極易於完全硬化之。

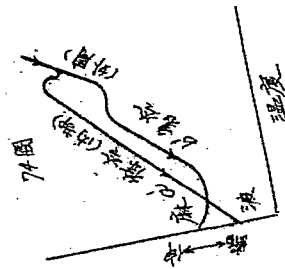
噴射水流於鋼材上之某局部時，其淬火最速。淬火能力可勝於鹽水。但此時須注意於不使蒸汽生於物品之面。

33 淬火龜裂， 淬火急冷時常生龜裂，尤以高碳鋼為甚。此龜裂原因有二說。或謂起因於溫度急變時。各部伸縮不同。或謂起因於淬火時麻田散鐵之膨脹。

此龜裂時期或起於淬火當時，或起於常溫附近。夫多發裂音而可辨別之。據本多氏之說，則鋼若不自  $A_1$  以上急冷時不生龜裂；又急冷時不達  $A_1$  以下亦不生龜裂，故淬火龜裂與麻田散鐵之生成有關係。鋼自  $A_1$  以上急冷於水中時，內部較徐冷，而外周急冷。第 73 圖中內部徐却時之 a 曲線通過  $A_1$  後膨脹而後收縮，外部急冷處之 b 曲線在  $200^\circ\text{C}$  左右以上保持沃斯田鐵狀態，故較 a 更多收縮。因此 a, b 體積之差，於  $A_1$  之下即起龜裂。反之淬火於油中時，如第 74 圖之 a', b' 二曲線。外周先生一部之粒散鐵，其後再生麻田散鐵。  $A_1$  下方內外體積之比相近，至常溫附近始生體積之差，故於較低溫處始起龜裂。



第 73 圖



第 74 圖

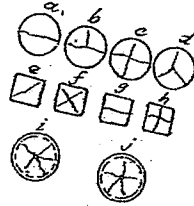
高溫時所生龜裂形狀因外部受內部之拉力，故外部生裂口，如第 75 圖中之 a；鋼之上面起一直線之裂痕。低溫時所生之龜裂，因外部將內部拉開，故外部之裂口較小而內部較大。第 75 圖中 b 至 j 即示此例。

普通淬火時其龜裂多起於常溫附近。故於  $200^\circ\text{C}$  以下徐冷之，即淬火於水中時俟溫度達  $100^\circ\sim 200^\circ\text{C}$  處即自水取出而冷於油中，或置於爐邊而徐冷之。如是可防止龜裂。



物品厚度，各部不均匀時，冷却速度不同，薄部速冷而生麻田散鐵，其與厚部之間易生龜裂。又或淬火時雖不生龜裂，但使用中或回火之際而生龜裂者亦有之。此乃因急冷時所生應變 (Strain) 所致也。此時宜於淬火後自液取出，稍再熱之，以除去其應變。

鋼中若中偏析 (Segregation)，夾雜物等時，較易生龜裂。含碳 1% 之 10 吋空心軸若淬火於水時，必生龜裂。凡大形之物淬火於水中時常有龜裂之虞。



75

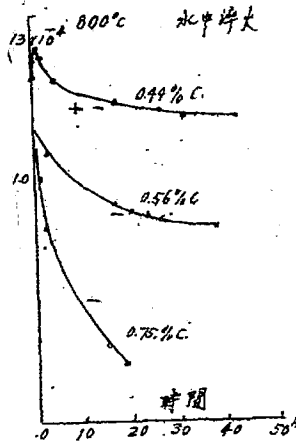
第 75 圖

### 34 淬火鋼之伸縮，

淬火後之碳鋼於某期間內漸起伸縮，且發熱。低碳鋼當

淬火後於短時日內起伸長，高碳鋼，則於長期間內起收縮，中碳鋼則初生膨脹，而後再起收縮。第 76, 77 兩圖為松下氏之研究結果。低碳鋼當淬火後，沃斯田鐵未完全變為麻田散鐵，於常溫時尚稍徐徐進行，故起膨脹。高碳鋼則麻田散鐵於室溫時漸變為吐散鐵或糙斑鐵，故起收縮。中碳鋼則一部分之沃斯田鐵尚有殘留，故常溫時初起膨脹，而變為麻田散鐵；其後則更分解為糙斑鐵，故再起收縮。伸縮時所生之熱因此變能而起生。若淬火鋼加熱於  $110^{\circ}\text{C}$  左右後則此伸縮可於短期間內終結，以後不再變化。

10% 800°C 油中淬火



77

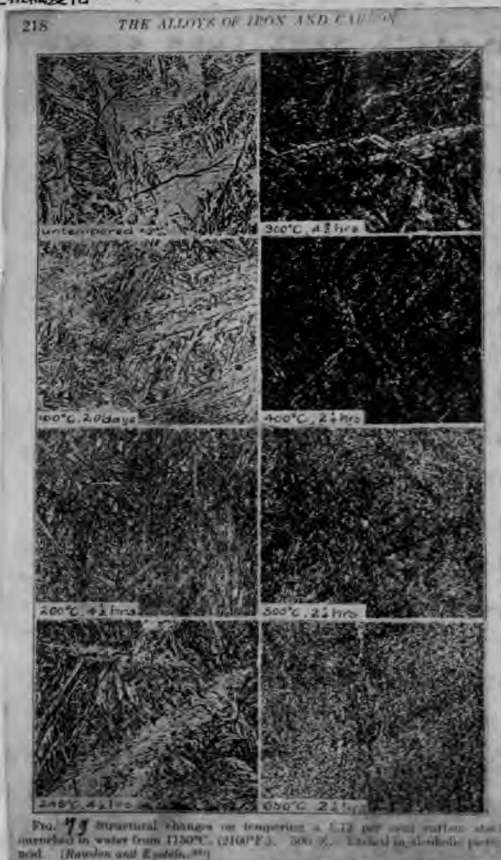
第 76 圖

第 77 圖

### 第五節 回火

35 概說 碳鋼加熱於適當溫度，以臨界冷速而淬火時，得完全之麻田散鐵組織。此時極硬脆，且其淬火時之內力頗大。回火之目的乃 (i) 除去此內力 (即 Hardening strain)，且 (ii) 使麻田散鐵起分解，而增加韌性。因加熱溫度之高低，可得麻田散鐵至粒散鐵或糙斑鐵間之中間任意混合組織，而調整其強度，硬度與韌性。淬火內力對於工具等極為有害，須有硬度之物，則煮沸於水中後，可除去大部分之內力。

完全為麻田散鐵組織之碳鋼當回火於  $200^{\circ}\text{C}$  以下漸生，再生吐粒散鐵。(Secondary troostite) 回火溫度增高時，吐粒散鐵增加。至  $400^{\circ}\text{C}$  附近，始生糙斑鐵。自  $400^{\circ}\text{C}$  以上至  $600^{\circ}\text{C}$  時，主為糙斑鐵與吐粒散鐵之混合組織。  $600^{\circ}\text{C}$  至  $700^{\circ}\text{C}$  間則全為糙斑鐵。或有就加熱於  $400^{\circ}\text{C}$  以下者稱之曰回火，而加熱於  $400^{\circ}\text{C}$  以上者稱之曰化軋 (Toughening, or Drawing)。第 78 圖示退火，淬火，及回火三者之組織變化。



36 回火溫度及冷卻 加熱於 100°C 左右時即起回火作用。溫火增高時，其影響增大。達 600°C 時可完全除去淬火時之硬脆性。回火溫度因用途及目的而異。若須保留大硬度而不嫌其脆時，則退火於 200°C 附近，例如剃刀刃口等是也。若須有韌性而可稍減低其硬度時，則宜退火於 300°C 附近或更高之溫度。多數工具材料皆退火於 200~300°C 者。

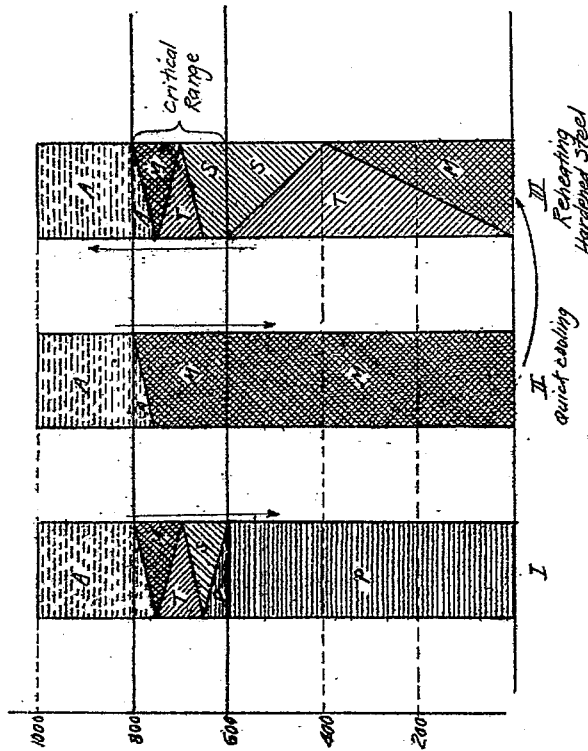
淬火後之鋼若用砂皮擦亮其表面，而後加熱於空氣中時，其薄層之氧化鐵表皮，生特種之色。用以判別溫度之高低。但此因各人經驗而異，雖較用高溫計 (Pyrometer) 者為不精確，然極簡便，故多用之。茲將此退火色 (Temper Colors) 示如下表。

溫度 °C	色	溫度 °C	色
215	Very faint yellow	265	Brown
221	Yellowish white	271	Brown—purple (pea—cock)
226	Light yellow straw	276	Light purple
232	Pale yellow	282	Purple
238	Straw	288	Dark purple
243	Dark yellow	293	Light blue
249	Deep straw	299	Blue
254	Yellow brown	315	Dark blue
260	Brown yellow	329	Blue tinged with green

此退火色與時間有關係。當溫度漸上昇，即爐溫較鋼材為高時，則上表之色示鋼之溫度。若鋼材保持於一定溫度經若干時間，則其色不示其實有溫度。列如將淬火鋼一小塊保持於一定溫度時，一分後呈淡黃色，十分後呈棕色，四十分後呈紫色。但鋼之溫度並未超過 238°C 也。換言之，此退火色固氧化物層之厚度而異。

加熱至所要回火溫度後，其保持於該溫度之時間影響較小。各回火溫度之效果

有一定，完全達到該效果後，雖再增長時間，無大影響。回火溫度愈高時，達到該效果之時間亦愈短。回火效果完成後，急冷與徐冷均可。通常急冷於水中。惟數種之合金鋼如鎳鉻鋼等有回火脆性 (Temper brittleness)，必須急冷於水中。第 79 圖示 1.12% 碳鋼由 1150°C 淬火於水中後回火於各溫度後之組織變化。回火於 100°C 凡 20 天後，白色麻田散鐵成淡黃色。回火於 200°C 時尚有殘留沃斯田鐵。



第 79 圖

回火於  $245^{\circ}\text{C}$  時，殘留沃斯田鐵已全變為麻田散鐵。回火於  $300\sim 400^{\circ}\text{C}$  時，色極黑，成極微粒之組織，是即吐粒散鐵。回火於  $500^{\circ}\text{C}$  時，其雲明礫鐵已凝集而可視矣。

回火於  $100^{\circ}\text{C}$  時，達到最大效果之時間須 1 小時，此後雖再加熱數小時，無甚變化。 $200^{\circ}\text{C}$  時則僅分 10 間可達最大效果， $300^{\circ}\text{C}$  時則僅約 1 分耳。Mathews 將同一鋼材回火於  $422^{\circ}\text{C}$ ，各保持 8 分，20 分及 40 分後，則其勃林納硬度各為 425，390 及 340 云。

若工具一端須硬化時，則淬火與回火可同時進行。即將工具加熱至適當溫度，將所要硬化之端淬火於水中，自水取出時，其他未淬火部分之熱可傳至該淬火部，而回火之。俟達所要之回火色後，再冷於水中，以防過度之回火。

37 加熱方法 回火時務求溫度正確而受熱均勻。故有用回火板(Tempering plate)，砂槽(Sand bath)，油槽(Oil bath)，融鉛槽(Lead bath)等者。

回火板者乃一鐵板，置物品於其上，自下方加熱。且將物品移動，俟達所要之回火色後即冷於水中。若小形物品欲得更均勻之加熱時，則用乾燥清潔之砂置於鐵板上，埋物品於砂內，加熱至所要溫度(用高溫計測其溫度)而回火之。若將物品加熱於油槽則可得更良結果。着火點在  $310^{\circ}\text{C}$  以上之礦油(Mineral oil)或動物油，或植物油，均可用之。其溫度以水銀寒暑表測之。但用油時之回火溫度以  $250^{\circ}\text{C}$  以下為宜。回火溫度更高時宜用鹽類融體(Salt bath)。2 分之  $\text{KNO}_3$  及 3 分之  $\text{NaNO}_3$  之混合物熔於  $232^{\circ}\text{C}$  左右，可由至  $540^{\circ}\text{C}$  之回火溫度。鉛鎔於  $321^{\circ}\text{C}$  至  $332^{\circ}\text{C}$  左右，鉛之融體亦可用於回火。若鉛中加錫，其鎔點降下，如下表所示。

此種融液，若選擇適當鹽類，可增高其使用溫度，而應用於淬火時之加熱。

鉛：錫	熔點 °C	鉛：錫	熔點 °C
14：8	215	28：8	254
15：8	221	38：8	265
16：8	226	60：8	276
17：8	232	96：8	288
18.5：8	238	200：8	293
20：8	243	鎔 鉛	321~332
24：8	249		

回火於鹽類融體，油槽或鉛槽中時宜用鐵絲網將物品置於其中而懸吊於融液內。不使物品觸於加熱槽之壁，以防過熱。且液與物品宜自較低溫度共同加熱至所要

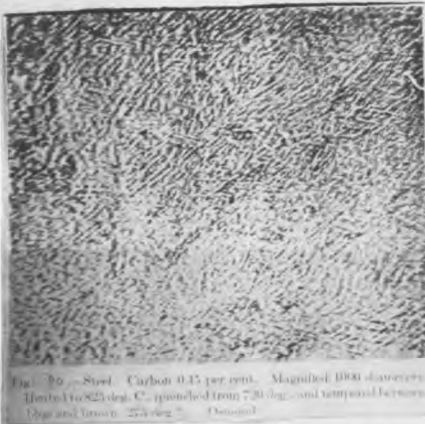


圖 80 第

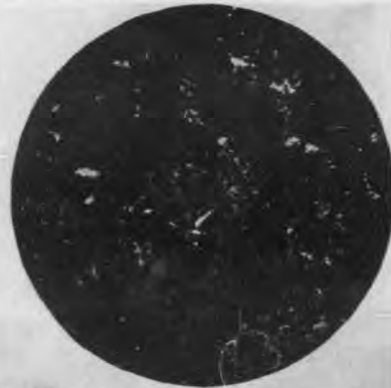


Fig. 31. — Steel. Carbon 0.50 per cent. Magnified 500 diameters. Heated to 850 deg. C., quenched in water, reheated to 400 deg., and quenched in water. (W. H. Knight.)

第 81 圖

溫度。否則將冷物品置於高熱液中時，內外受熱不均，易起龜裂之虞。達所要之回火溫度後，則工具或齒輪等小形之物，宜保持此一定溫度約十五分左右；對於大形之物則尚須增長其時間。小形之物自融液取出後可冷於空氣中，大形之物宜冷於液中，以防冷却不勻時所起之內力也。

38 回火時之性質變化 回火溫度漸增高時，硬度，強度與彈性限界皆降低，而延性增加。第 80 圖示 0.45% C 由 720°C 淬火後回火於 275°C 之組織。

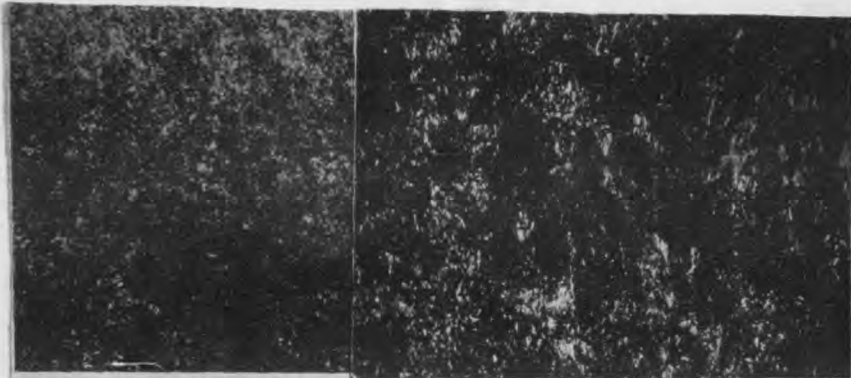


Fig. 82 | Sorbite.  $\times 100$ . (B)

第 82 圖

Fig. 83 | Sorbitic Pearlite.  $\times 100$ . (Bullens.)

第 83 圖

第 81 圖示 0.5% C 由 850°C 淬火後回火於 400°C 之組織。第 82 圖示回火於 400°C 以上之糙斑組織。回火溫度更增時，漸成爲第 83 圖之糙斑鐵裝波來鐵



(Sorbitic pearlite) \* 次成爲第 84 圖之粒狀波來鐵 (Granular pearlite)，卒成爲第 85 圖之層狀波來鐵 (Lamellar pearlite)。



Fig. 84 -Granular Pearlite.  $\times 100$ . (Bu

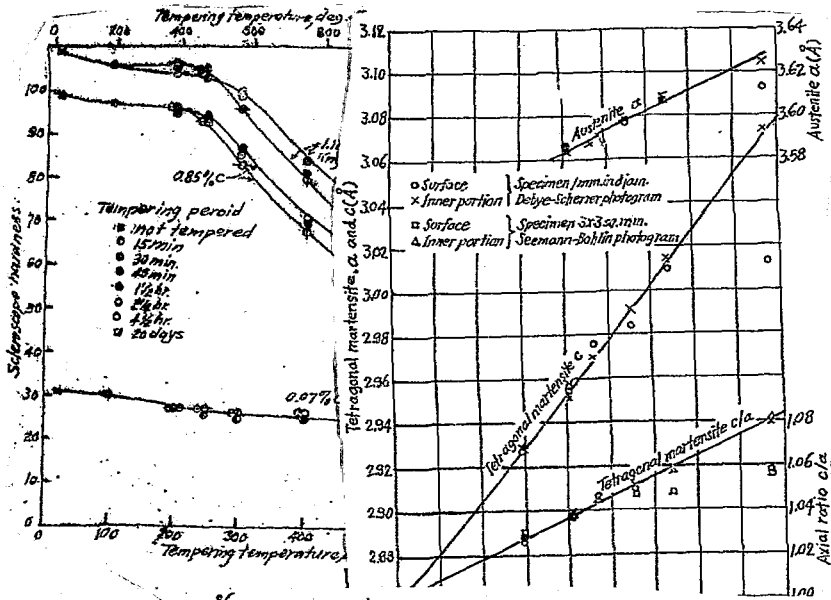
第 84 圖

Fig. 85 -Lamellar Pearlite.  $\times 650$ . (Bulleus.)

第 85 圖

第 86 圖示回火溫度與硬度之變化。圖中二種高碳鋼回火於  $100^{\circ}\text{C}$  凡 10 日間僅微減其硬度。故剃刀或小刀浸於沸水內可不軟化。回火於  $250^{\circ}\text{C}$  時，其硬度減小極微，但超過  $250^{\circ}\text{C}$  以後，則急減。 $1.12\% \text{C}$  之鋼在  $250^{\circ}\text{C}$  附近有增高其硬度之趨向，此因殘留沃斯田鐵變爲麻田散鐵故也。

初淬火後之麻田散鐵為體心正方格子 (Body-centered tetragonal lattice) , 以長軸 c 與二短軸 a 之比為  $\sqrt{2} : 1$  此為  $\alpha$  麻田散鐵。回火於  $100^{\circ}\text{C}$  時變為體心立方格子, 此為  $\beta$  麻田散鐵。  $\beta$  麻田散鐵浸蝕 (Etch) 成爲黑色,  $\alpha$  麻田散鐵則爲白色。據本多及西山二氏, 則  $\alpha$  麻田散鐵之格子常數與含碳量之關係如第



第 86 圖

87 圖所示,  $\beta$  麻田散鐵之格子常數與含碳量之關係如第 88 圖所示。

第 89 圖示 0.97% C 鋼回火於各溫度時之長度變化。各溫度處加熱時間均充分增長, 使達平衡。第 90 圖示各溫度處加熱 30 分鐘之電阻。由第 89 圖, 將

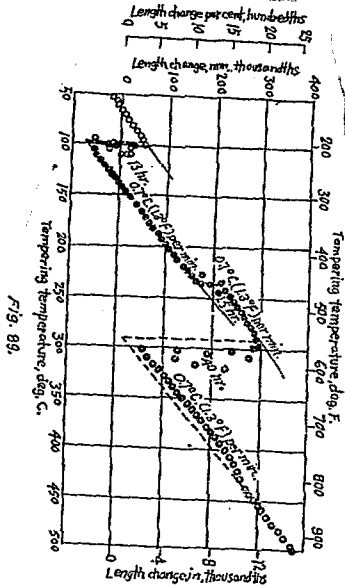
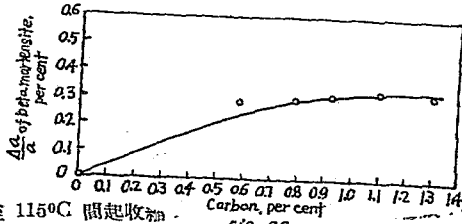


Fig. 89.



90° 至 115°C 間起收縮。300° 至 325°C 間又起收縮。

由第 90 圖則 100°C 以下，電阻幾為一定，100° 至 240°C 間漸減少，240° 至 250°C 間減少更速，後又趨一定。此兩圖之變化溫度略能一致。100°C 處之變化相當於 α 麻田散鐵成為 β 麻田散鐵之變化。240°C 處殘留沃斯田鐵變為麻田散鐵。300°C 以上，則 β 麻田散鐵變為粒散鐵。第 91 圖示各含碳量鋼在 150°C

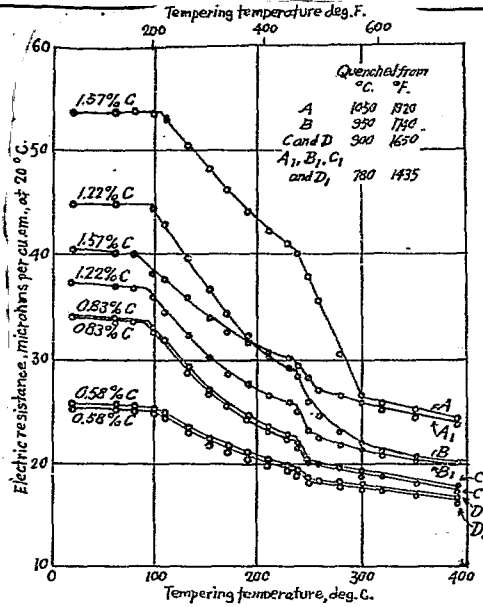


Fig. 90.

與 375°C 時之收縮，及 275°C 時之膨脹。前者之收縮以 1 % C 時為最大。後者之膨脹對於自 Acm 以上淬火者與含碳量共同增加，此蓋含有更多之沃斯田鐵也。

此種淬火與回火時之容積變化，對於工具及測規 (Gage) 等頗重要。淬火時稍有膨脹；殘留沃斯田鐵量愈多者，此膨脹較少。所謂不變形鋼 (Non-deforming Steel) 者當淬火時生多量之殘留沃斯田鐵，幾無膨脹。

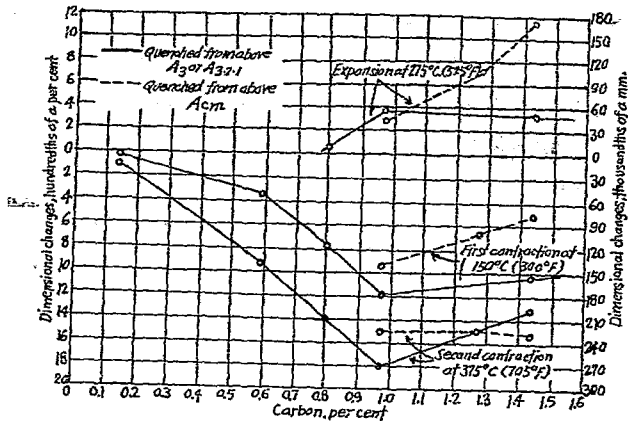


Fig. 91.—Dimensional changes on tempering in steels of various carbon content.  
(Hartmann and Träger, 1929)

## 第六節 滲碳法

39 滲碳用鋼 (鐵) 碳鋼滲碳後必須淬火，且中心部須不硬脆，故含碳量在 0.42% 以下。尤以 0.12% 以下者，其中心部富韌心。中心部當滲碳淬火後，其抗拉力不得超過 85,000 lbs/in<sup>2</sup>，普通為 54,000 lbs/in<sup>2</sup> 左右，其伸長率約 30% (標長 100 mm)。但過軟之鋼不易切削，故滲碳用鋼之含碳量宜為 0.10% 至 0.22% 左右。一般大形物可用含碳較多之鋼，細長之物 (如 Cam shaft) 宜用含碳較低 (0.15% 以下) 之鋼。此含碳量之適否可以下法檢之。將所用材料作成試棒，其厚度與製品同，長度約為寬之三倍以上。滲碳後中央作一凹溝，淬火而擊斷之。若其斷面為青灰色無光澤或極微光澤者可適用之。若其斷面為白色介壳狀者不能用之。蓋此中心部已淬火硬代而成脆弱，使用中必裂斷也。

(錳) 含錳量宜在 0.3~0.35% 以下。錳使中心部及表皮硬化，淬火後增脆性。高錳鋼於滲碳溫度處長時間加熱時成為脆弱。且當熱處理時難成微細組織。惟需要中心部之剛性時，含錳是可增至 0.7~0.9%，但甚脆弱耳。

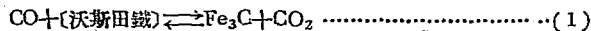
(矽) 矽量宜在 0.25% 以下。

(硫) 硫妨礙表面滲碳層之硬化，且必與錳結合成 MnS 夾雜物，易為硬化層剝落之原因。含硫量宜在 0.03% 以下。

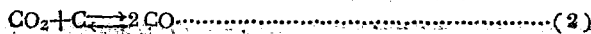
(磷) 磷使中心部與硬化層成為脆弱，宜在 0.03% 以下。

(其他不純物) 熔渣及一般夾雜物須不存在。氣孔，偏析，裂綫等均須絕無。否則易使硬化層剝落。

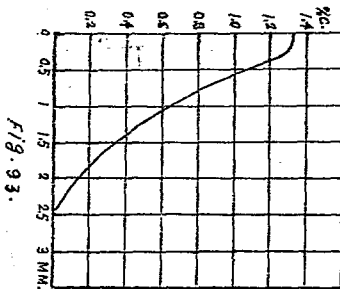
40 固體滲碳劑，固體炭例如木炭等若無氣體存在，則滲碳時間極長。即固體炭與鋼鐵不起直接作用。滲碳匣中之固體炭在高溫時先與空氣化合成 CO 氣體，自鋼之表面滲入，與沃斯田鐵起作用，如下之反應，



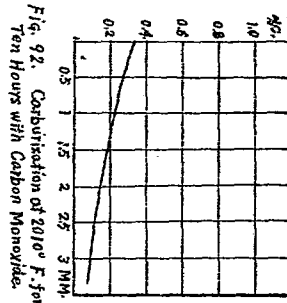
此 CO<sub>2</sub> 與固體炭更作用而補給其 CO 氣體，滲碳得繼續進行。



僅以 CO 氣體滲碳時，外皮與內部之滲碳量相差較和緩，且外皮最高含碳量不達共析成分。第 92 圖示以 CO 氣體滲碳於 1098°C 凡 10 小時之碳量分布。但固體碳內若含有機不純物，如骨炭，草炭等，當受熱時生碳化氫。此氣體因高溫分能，雖沉積微粒碳於金屬表面，可起直接作用，但其微弱。碳化氫氣體之滲碳尤為顯著，與 CO 有同樣作用。其效果如第 93 圖，乃以乙烯 (Ethylene) 滲碳於 997°C 凡 5 小時之碳量分布。外皮生過共析層，其次為共析薄層，再其內為亞共析層，如第 94 圖所示。



第 92 圖

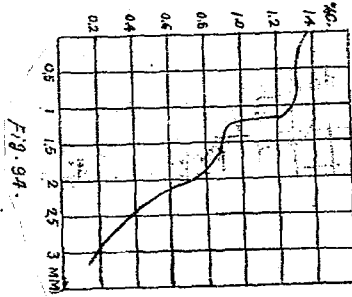


第 93 圖

過共析與共析二層間之組織不同，晶粒大小相異。其相隣部缺連續性而成弱點，易使外皮剝落 (Enfoliation)。避免此弊之法須使 (i) 碳量分布由外至內漸漸減少而無不連續性；(ii) 外皮最高含碳量宜在 0.9% 以下，而避免過共析層；(iii) 滲碳後施以熱處理以改善其組織。

CO 氣體與適量之碳化氫氣體混合使用時，外皮最高含碳量可增高。

固體滲碳劑之必要條件如下。(i) 滲碳力須大，即 (1)，(2) 兩式易於進行。(ii) 長時間滲碳時，自始至終須有同一滲碳力。(iii) 反覆使用時滲碳力之減退宜小。



第 94 圖

• 即其耐久力須大。(iv)不宜過重。(v)水分須少。(vi)磷與硫須少。(vii)滲碳溫度時須不融着於鋼面。(viii)導熱度須良。(ix)加熱後容積不宜過減。

僅用細粒木炭為滲碳劑時，因其所生 CO 氣體之作用，適於較厚層滲碳之用，蓋其外皮可不達過共析程度。若  $1/64 \sim 1/32$  吋薄層滲碳時，外皮含碳量過低，且不均勻。第 95 圖示 0.11% C 鋼以木炭滲碳於 849°C 凡一小時之組織，第 96 圖示該鋼以木炭滲碳於 1050°C 凡一小時之組織。薄層滲碳時宜用木炭適量之草炭，骨炭，或蹄，髮，角，等炭相混合，使生碳化氫氣，以增強滲碳力。其混合之例如下。

A. 櫟炭粒(Oak charcoal) 5 分 革炭粒(Leather charcoal) 2 分 煙末(Lamp black) 3 分	B. 木炭 7 分 動物炭 3 分
---	----------------------

木炭中有或加以食鹽者，例如 7~9 分之木炭中混以 1~3 分之食鹽。固體滲碳劑中最良之物為下之混合劑。





FIG. 95—Carburization with Charcoal for One Hour at 1560° F., 0.11 per cent. Carbon Steel. (Nolly and Veyret.)

第 95 圖



FIG. 96—Carburization with Charcoal for One Hour at 1925° F., 0.11 per cent. Carbon Steel. (Nolly and Veyret.)

第 96 圖

A: 木炭	60%	B: 木炭	70~6%
BaCO <sub>3</sub>	40%	BaCO <sub>3</sub>	20~30%
		Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub>	10%以下

此物之滲碳力大而耐久性佳。滲碳於 893°C 時，得薄層之硬化層，其最高含碳量約 0.7%；滲碳於 1098°C 時，得厚層之硬化層，其最高含碳量以 1.3% 為最大。且此劑經使用後，苟曝於空氣，即恢復其滲碳能力。蓋此 BaCO<sub>3</sub> 當高熱時分離其 CO<sub>2</sub>，與木炭相作用而生 CO；當露於空氣中時後吸收空氣中之 CO<sub>2</sub> 而後成 BaCO<sub>3</sub> 也。此混合劑經使用與曝曬數次後，可再加添木炭粉以補充之。第 97 圖示軟鋼滲碳於 898°C 時各固體滲碳劑之滲碳深度。

此 CaCO<sub>3</sub> 與木炭混合物，用以滲碳於低溫，或用於大形物品之滲碳而徐緩加熱時，外皮最高含碳量可在 0.9% 以下。反之用於小形物品之滲碳或加熱於極高溫度時，外皮最高含碳量可超過其析成分。

固體炭以硬質緻密之木炭為最佳。焦炭之反應性小，不適於滲碳。骨炭與獸皮炭等則使用數次，即失其反應性，亦不適於固體炭之主要劑。

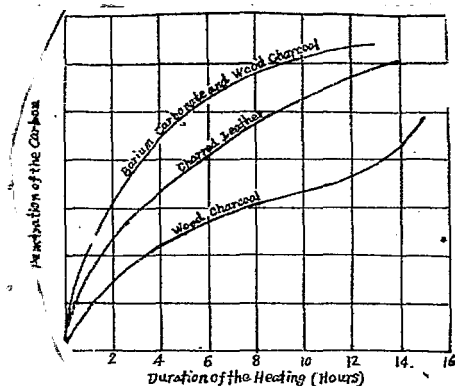


Fig. 97.

第 97 圖

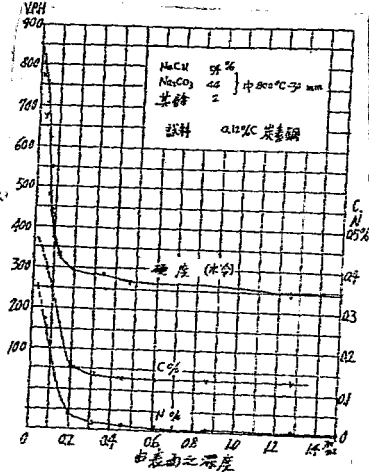
41 氣體滲碳劑 天然氣體 (Natural gas)，煤氣，發生爐氣體 (Producer gas) 等均可用為滲碳劑。氣體滲碳劑用於小形物品。於水平迴轉之圓筒形爐中置以物品自一端送入氣體，由他端排出。外側均勻加熱。送入之氣體中若含水分，則減少滲碳力，故須乾燥之。此氣體滲碳劑若應用於大規模之工廠內，則須使成分恆定；對於乾燥程度，送入氣體量，及其壓力等均須有調整設備。若小規模之工廠而物品種類繁多時以固體滲碳劑為宜。

42 液體滲碳劑 液體滲碳劑通常用氰化鉀或氰化鈉或亞鐵氰化鉀或亞鐵氰化鈉等中加入碳酸鈉或碳酸鉀，氯化鉀，氯化鈉等，融熔於鋼製坩堝內使用之。其混合成分約如下。

NaCN	54%
Na <sub>2</sub> CO	44%
其餘	2%

此液體滲碳劑中之 CN 與鐵相作用而生碳化物與氰化物。將上之滲碳劑熔於

800°C，以直徑 20 mm 之 0.12%C 鋼試片浸入之，加熱於 800°C 凡 30 分後急冷於水中時，其硬度如第 98 圖所示。表面最高硬度達 V.P.H. 850，將此試



第 98 圖

F/9. 98

樣由表面磨得其屑而分析之，其 C 與 N<sub>2</sub> 之分布如圖所示。即表皮極薄之層，滲入多量之碳，且同時生氮化鐵。其內側即銳減。此狀況與第 92, 93 圖相較，可知其大異於固體滲碳劑時之情形也。且此時滲碳與氮化同時作用，故 0.3%C, 0.5% N<sub>2</sub> 之硬化表皮，其硬度與 1.0%C 之滲碳層經淬火後之硬度相等。此液體滲碳劑使用便利，惟鎔融時生有毒蒸汽，故爐上須作風筒，以導氣出於室外。且硬化表皮與中心部之硬度變化特甚，較易剝落。但適當熱處理時，可防止之。

43 滲碳層之深度， 滲碳層之深度隨溫度及加熱時間而增加。溫度與滲碳劑一定時，則滲碳開始時，滲入 (Penetration) 較速。及表皮含碳達飽和狀態後，滲入較緩；此時滲入速度略與時間成正比例。第 99 圖示短期加熱時之滲入速度，用 BaCO<sub>3</sub> 與炭之混合劑，將軟鋼滲碳於一定溫度，經過一定時間後測其滲入深度。由此圖則滲碳層達 0.05 吋後滲入速度即減。此臨界滲入深度 (Critical pene-

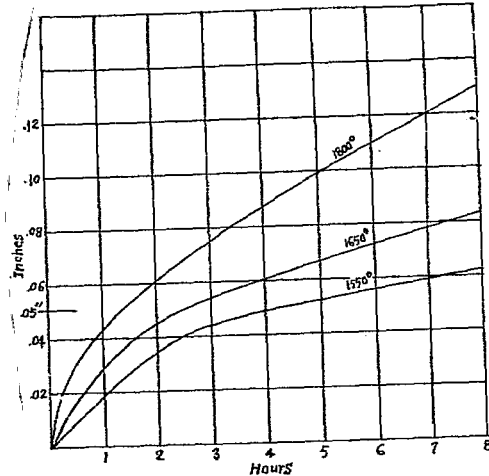


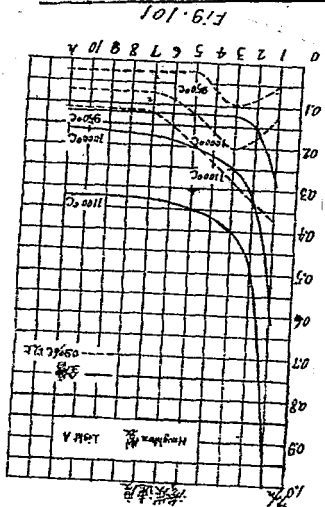
Fig. 99.—Velocity of Penetration. Short Exposures.

第 99 圖

fration) 對於各溫度皆同，惟溫度高者滲入增速。在此臨界滲入深度以下，滲入之進行甚速，燃料可甚節省。滲入劑若變換時則臨界滲入深度亦異。宜就各滲入劑由實驗定之。

實用上各滲入劑，當使用時宜預知其滲入速度。例如用 Haughton 公司製滲入劑 Light A，以  $15 \times 25 \times 30$  mm 之 0.15% C 鋼，於  $100 \times 100 \times 180$  mm 之滲入匣中試驗結果如第 100 圖及第 101 圖所示。

44 不滲入面之掩護法， 不需滲入面宜用粘土，木炭，食鹽等混合物；或水玻璃，磷酸銅及粘土之混合物；或粘土粉 75%，水玻璃 25% 之混合物塗蔽之。然最完善之法乃施以鍍銅。此時於滲入之面上塗以蜜蠟與火漆等混合物，以掩蔽之。鍍銅液用氰化銅液及硫酸銅液二者。硫酸銅液易使銅層增厚，但直接與鋼接觸



第 100 圖

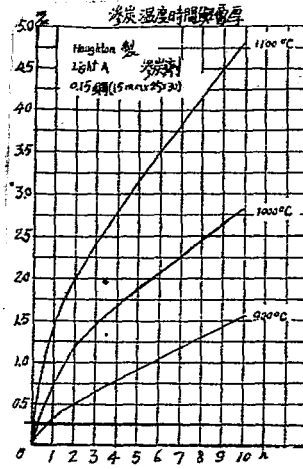


Fig. 100. 第 101 圖

時，侵蝕鋼面。其與塗蠟面之境界部呈虫蛀狀凹陷。氰化銅液可與鋼面直接接觸而不侵蝕，但銅膜不易增厚。鍍銅液之配合如下。

(a) 用碳酸銅之氰化銅液

碳酸銅	13.0 g
亞硫酸鈉粉末	18.3 g
碳酸鈉	7.8 g
氰化鉀	21.2 g
水	1000.0 c.c

(b) 用醋酸銅之氰化銅液

醋酸銅(結晶)	20 g
亞硫酸鈉	25 g
碳酸鈉	6.5 g

氰化鉀	20 g.
水	1000 c.c.
(c) 硫酸銅液	
硫酸銅	180 g.
硫酸	18 g.
水	1000 c.c.

氰化銅液之鍍銅用  $0.2 \sim 0.25 \text{ amp} / \text{dm}^2$ ,  $3 \sim 4 \text{ h}$ ; 硫酸銅液之鍍銅用  $1 \text{ amp} / \text{dm}^2$ ;  $3 / 5 \text{ h}$ 。鍍銅之順序如下。

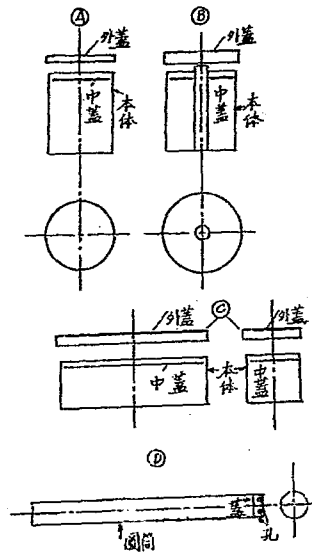
先將物品以 20% NaOH 液煮沸之洗去其面上之油脂，再以水洗。乾燥後施以塗蠟，其露出之面以 3% 鹽酸液洗淨後電鍍於氰化銅液中約 15 ~ 20 分後，取出水洗之。再施塗蠟，並增寬塗蠟部約 1mm，使蠟面擴展至鍍銅面上。次再水洗後鍍銅於硫酸銅液中，約 1 ~ 1.5 小時，而後取出之，置於沸水中，除去其蠟，洗滌乾燥之。

不需滲碳之面與他部同時滲碳後磨去其表皮之法最為完善，此時不需滲碳之面上於滲碳前留以 2mm 以上之餘厚。

45. 滲碳匣 用固體滲碳劑滲碳時，須用滲碳匣。匣以軟鋼板銲製之，或耐用耐熱鋼板之銲接物，耐熱鋼之鑄造物等。通常使用之形狀如第 102 圖。由本體，中蓋，及外蓋三部而成。壁厚 5 ~ 7mm，更薄者不能耐久。中蓋直徑較本體約小 5mm，外蓋套在本體之上，深 20 ~ 30mm，其內側直徑較本體外側約大 5mm 左右。

物品置入匣內時，壁之內側與外品外側之相距宜有 50 ~ 70mm 之隔離。第 102 圖中 (A) 為通常之形，(B) 適用於輪狀或管狀之物，(C) 及 (D) 適用於細長形之物，如軸類等。本體上緣宜高出物品上面約 70mm，此蓋加熱時滲碳劑必減其容積，故物品有露出於滲碳劑外面之虞也。

滲碳操作時，匣內宜插入試棒，與物品同一材料，與滲碳部同一厚度。一個試棒插入匣內接近爐門部，另一個則插入於中央部。預定滲碳時間將到達時，將滲



碳匣移近於爐門口，取出試棒，*Fig. 102.* 於原位置。該試棒中央附以切口，加熱至  $780^{\circ}\text{C}$  附近，冷於水或油中，擊斷之而觀察其斷面上滲碳層之厚度。若既達預定之原則即將滲碳匣取出於爐外，若厚度不足時，則再繼續加熱。

試棒之插入若如第 103 圖之 (1)，則不與匣內物品有同一滲碳狀況，故宜禁之。應置入匣內如 (2) 所示。試棒至少須插入兩個，最後一個宜留於匣中，與物品同時取出。切成兩部，一部供顯微鏡檢驗，他部供硬度試驗。試棒取出若在淬火溫度以上即冷於水時，其斷面滲碳層往往不明瞭，外觀上較厚於實際厚度。故必須再加熱至適當淬火溫度而後淬火觀察之。

物品裝入於匣內時，每個物品不可互相接觸，其周圍均須以滲碳劑填緊。物品

周圍 20~25mm 間填以新  
 滲碳劑，其外則用舊滲碳劑  
 較為經濟。物品與匣壁間留  
 50~70mm 之餘隙，以滲  
 碳劑填緊之。細長之物宜垂  
 直填緊以防高溫時之彎曲。  
 物品及試棒皆裝入後，上部  
 餘隙以滲碳劑充分填緊，掩  
 以中蓋。中蓋與本體之接觸  
 部用粘土及食鹽水之混合物  
 密閉之。次加外蓋，與粘土

密着，如第 104 圖之狀。

46. 加熱， 加熱爐可用柴油爐  
 ，且易於調整。溫度能易於迅速昇高  
 溫度一般較熱處理  
 用者為高。在 700  
 °C 以下須徐徐昇  
 高爐溫，以使滲碳  
 徐徐進行。蓋固體  
 滲碳劑在 700°C 以  
 下，其發生氣體之  
 力頗強故也。

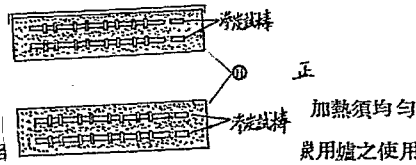
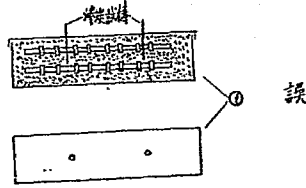


Fig. 103.

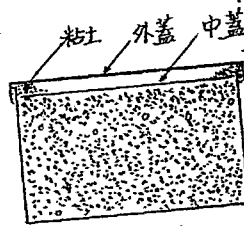


Fig. 104.

第 104 圖

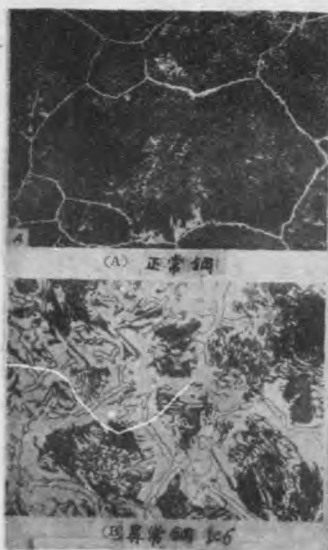
47. 硫之滲入， 固體滲碳劑例如革炭等中所含之硫易滲入於鋼而成  $MnS$  及



FeS 等硫化物。第 105 圖中 0.17% C 鋼以革炭滲碳於 900°~950°C 凡 6 小時後，表皮中生多量之 FeS 及 MnS，並夾有肥粒鐵；故成軟質表皮。此表皮之硫量最所嫌忌，蓋少量之硫即使表皮成脆弱，而易剝離。故固體滲碳劑中宜絕對避免硫黃。BaCO<sub>3</sub> 與木炭之混合劑通常不含硫，故無害也。

#### 48. 正常鋼與異常鋼

普通滲碳後之表皮組織如第 106 圖之 (A)，但有時當滲碳淬火後，表皮有軟點 (Soft spot)，如第 106 圖 (B) 之組織。Mc Quaid 及 Ehn 氏稱前者為正常鋼 (Normal steel)，稱後者



第 106 圖



第 107 圖

為異常鋼 (Abnormal steel)。異常鋼中之雪明碳鐵周圍有肥粒鐵之包圍。且異常鋼之滲碳部與中心部之晶粒不若正常鋼之粗大。如第 107 圖所示。此異常鋼之原因乃製鋼時脫酸不完全，而多量氧化物成微細粒狀之分布，當滲碳後被還元而成肥粒鐵也。此異常鋼當捨棄而不可用之。

49. 滲碳後之熱處理，熱處理之目的所以硬化表皮之高碳薄層，並所以使中心部及表皮均化為微細晶粒。(i) 若滲碳溫度在原有含碳量之  $Ac_3$  稍上方處，則滲碳後之中心部可成微粒組織，僅表皮有粗粒組織。(ii) 若滲碳溫度在原有其量之  $Ac_3$  上方甚高溫度處，則中心部與表皮均成粗粒。

第一種滲碳鋼之熱處理方法，僅將表皮化為微細晶粒而淬火之。即假定表皮最高含碳量為 0.9% 左右，故加熱於  $760^{\circ}C$  附近 ( $A_1$  稍上方)，使表皮層完全化為微而淬火之。此時不變其中心部之微細晶粒。故僅一次淬火已可完全達到微細化之目的。第二種滲碳鋼之熱處理法，須將表皮與中心部皆化為微細晶粒，先自中心部含碳量之  $Ac_3$  稍上方淬火之，以使中心部成為微細晶粒且中心部與表皮均成麻田散鐵組織，此為第一段淬火，以中心部之微細化 (Refining) 為目的。次再加熱至  $A_1$  稍上方即  $760^{\circ}C$  附近淬火之，則表皮可有最大硬度，及最微細之晶粒。中心部之微細組織仍無變化，但可除去其第一段淬火時之內力而成韌質。此為第二段淬火，以外皮之硬化為目的。

若表皮成過共析成分而有遊離雪明碳鐵 (Free cementite) 時，則第一種滲碳鋼之淬火及第二種滲碳鋼之第二段淬火均宜加熱至  $A_{cm}$  點。蓋使遊離雪明碳鐵完全溶入於沃斯田鐵，若有剩留則為脆弱之因。故表皮含碳量宜在 0.9% 左右，可免此弊。

低碳鋼滲碳於  $997^{\circ}C$ ，使表皮最高含碳量超過 0.9% 時之顯微鏡組織如第 108 圖以下各圖所示。當滲碳後徐冷時，中心部如第 108 圖，表皮部如第 109 圖。中心與表皮均為粗粒。且表皮有遊離雪明碳鐵。今自  $760^{\circ}C$  淬火時，中心部生麻田散鐵與肥粒鐵共存，其粒仍粗，如第 110 圖。此時外表之遊離雪明碳鐵仍未變化，如第 111 圖。今自中心部之  $A_3$  稍上方即  $898^{\circ}C$  淬火時，中心部成為細粒

組織如第 112 圖，但外皮則成第 113 圖之組織，遊離雪明鐵尚未完全溶盡。今  $A_{cm}$  在中心部之  $A_{c3}$  以上時，則其處理法有二種。(i) 自  $893^{\circ}\text{C}$  淬火後，使中心部得最良之微細化，表皮仍留第 113 圖之組織。(ii) 第一次淬火溫度增高至  $A_{cm}$  以上，使遊離雪明鐵完全溶入第二次再自  $760^{\circ}\text{C}$  淬火之。V，此時中心部稍成

第 108 圖

第 109 圖

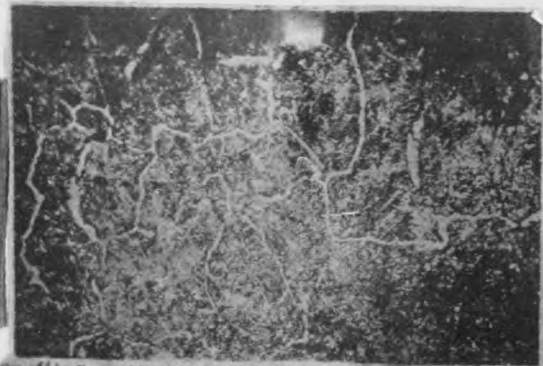


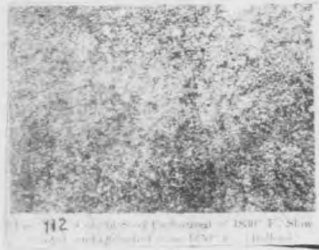
Fig. 111—Case and Steel Carburized at  $1830^{\circ}\text{F}$ ., Slow Cooled, and Quenched from  $1400^{\circ}\text{F}$ . (Bullens.)

第 110 圖

第 111 圖

粗粒。若需要中心部之細粒時用 (i) 法，若需要外皮不起剝離而無脆性時用 (ii) 法。此 (ii) 法處理，即經第一次與第二次淬火後，中心部如第 114 圖，表皮部如第 115 圖。中心部尚多少留有細粒組織，而外皮則呈雪明礮鐵之球狀化。

今欲得最大效率之滲碳鋼，即使中心部最富韌心(以衝擊試驗定之)，外皮最耐摩擦，且最少脆性時，須有下列條件。(i) 外皮最高含碳量在 0.9% 以上，但



第 112 圖



第 115 圖

第 114 圖

外皮之  $A_{cm}$  須不使超過中心部之  $A_3$ ；(ii) 滲碳後徐冷至常溫後再加熱至中心部之  $A_3$  稍上方而淬火之，而後再自  $A_1$  稍上方淬火之。

淬火後宜回火之，以除去急冷內力，且使殘留沃斯田鐵均變為麻田散鐵。若須有大硬度時宜回火於  $100\sim 170^\circ\text{C}$ ，若須有韌性時宜回火於  $400^\circ\text{C}$  以上， $A_1$  以下。

合金鋼中低碳鎳鋼及低碳鎳鉻鋼當滲碳後，中心部不易成為粗粒。故第一段淬火即使中心部微細化 (Refining) 之處理，可免除之。蓋第一段淬火之加熱溫度常在  $A_1$  以上之高溫處，易使表皮有脫碳之虞；且自高溫急冷時，內力亦大。故合金鋼時，宜免去之。碳鋼不得不施第一段淬火，此時可多留外皮之餘厚，於淬火後磨去其最外方之脫碳部。

50 不良品之檢查與其補救法， (A) 淬火不良：滲碳後經淬火之部分品有時較預定硬度為軟。其原因不出於下列諸種。即 (i) 滲碳層之滲碳不足，(ii) 淬火時之脫碳，(iii) 加熱溫度之過低，(iv) 加熱時間之不足，或 (v) 冷卻速度之遲緩等。第二段之淬火即滲碳層硬化之淬火必須加熱至  $A_{c1}$  以上。但因形狀，大小及冷卻方法之不同，有時須加熱至較高溫度。淬火不良之辨別可用蕭安硬度及銼刀二法，如下表所示。其中 a 之情形中，淬火不足者乃因溫度過低，或加熱時間不足，或冷卻速度之遲緩。

狀態	蕭安硬度	銼刀試驗	原因
a	低	軟	含碳量少或淬火不足。
b	低	硬	含碳量少者淬火之際僅表面硬化，又或滲碳層薄，僅表面之含碳量急增。
c	高	軟	滲碳層厚而含碳量多，但淬火時表面脫碳者。
d	高	硬	滲碳層適當，含碳量高，淬火完善。

淬火時常用正確之高溫計時，則無溫度過低之虞。若用木炭屑包圍物品而加熱之時(其目的乃防止脫碳)，或火爐內加熱之時，熱電對 (Thermo-couple) 之溫度與物品之溫度常不一致。此時須注意於熱電對之色是否與物品之色相同。

冷却過速時，常生裂痕或彎曲。以水冷時，因汽泡之附着，局部生軟斑點。此  
時宜將物品充分攪拌於水中，冷却過緩時，必生初生吐粒散鐵。

(B) 滲碳層之脫碳：滲碳物品當淬火加熱時，有脫碳之虞。故宜加熱於還元  
性氣層或鎢鹽類，或融鉛中，又或於淬火後磨去表面之脫碳層，此時表面宜預留  
0.5 mm 左右之餘厚。

(C) 軟斑點：淬火後之表皮以銼刀試驗時，各部或有軟斑點者。此乃急冷於  
水中時，有汽泡之附着；或滲碳時表面有附着物，而阻止滲碳。前者可充分攪拌於  
水中而補救之，後者乃起因於滲碳劑中所混入之碳酸鹽內低鉛成分之過多者。又  
或用不良鋼材，即製鋼時未充分脫碳而留有氧化物之細粒者，亦生軟斑點。滲碳後  
雪明鐵絨周圍有大塊肥粒鐵之存在。此種不良鋼宜捨去之。

(D) 磨削時所起之回火與裂痕：淬火硬化面之磨削時，若磨石前進 (Feed)  
過速，或磨石面粗劣，或迴轉速度過大，或冷却液過少，或冷却液不能與磨面全部  
相遇時，則表面各處或全部起軟化。以酸腐蝕此面，則磨石之磨削痕跡或黑色條紋  
。此蓋局部溫度增高至 300~400°C 左右，回火而成吐粒散鐵也。其補救方法惟有  
再行淬火後復注意研磨之。

(E) 變形與龜裂：淬火後必起變形，但其程度甚微，大多於磨削時可除去之  
。然有時因不必滲碳之面上塗以粘土等物，因之受熱不勻；或因滲碳不勻；或因淬  
火不勻；而變形量頗大。又冷却過急時亦起變形。有常忌變形之物品，宜用鎳鋼或  
鎳鉻鋼滲碳之，淬火於油中。如是可避免變形而仍有相當硬度。

淬火時有時起龜裂。此因滲碳表皮與中心部間碳量變化過急，或因壁厚有急激  
變化之部。此時可稍緩冷以避去之。

## 第二章 合金鋼之熱處理

### 第一節 鎳鋼

51 鎳鋼之分類 鎳鋼中鎳與碳之含量對於鑄造組織之影響如第 116 圖所示。分波來鐵鎳鋼，麻田散鐵鎳鋼及沃斯田鐵鎳鋼三種。含碳 0.25% 鎳鋼，其鑄造後未加熱處理者之性質如第 117 圖。

鐵鋼中加鎳時，減少其共析點之含量。3%Ni 時其析點在 0.7~0.75% C 處；5%Ni 時，共析點在 0.7% C 處。據 Scott 氏則每加入 1%Ni 時，共析點之含碳量降低 0.042% 云。故滲碳時表皮之含碳量可減低而時間減短，但表皮開始剝離

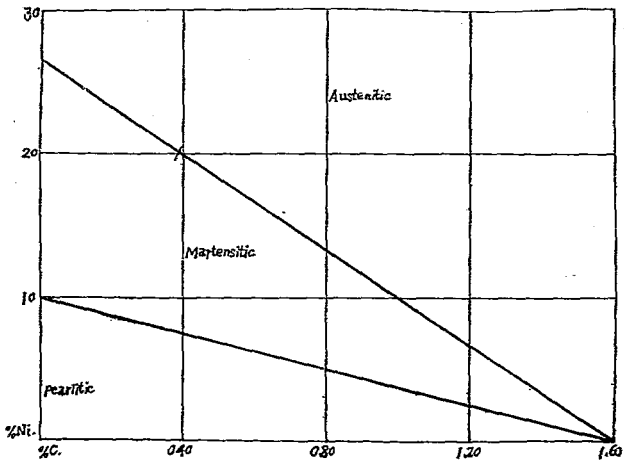
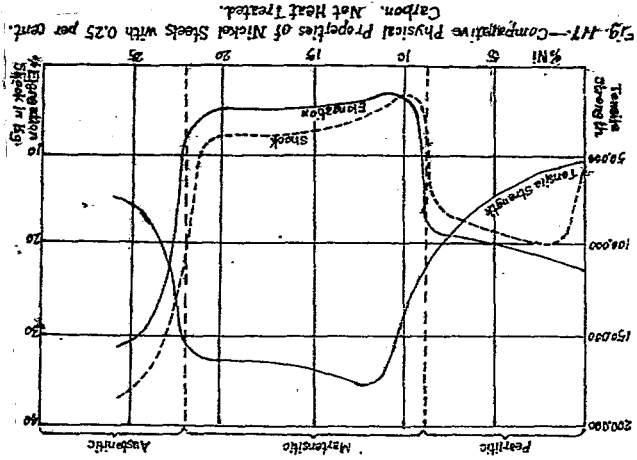


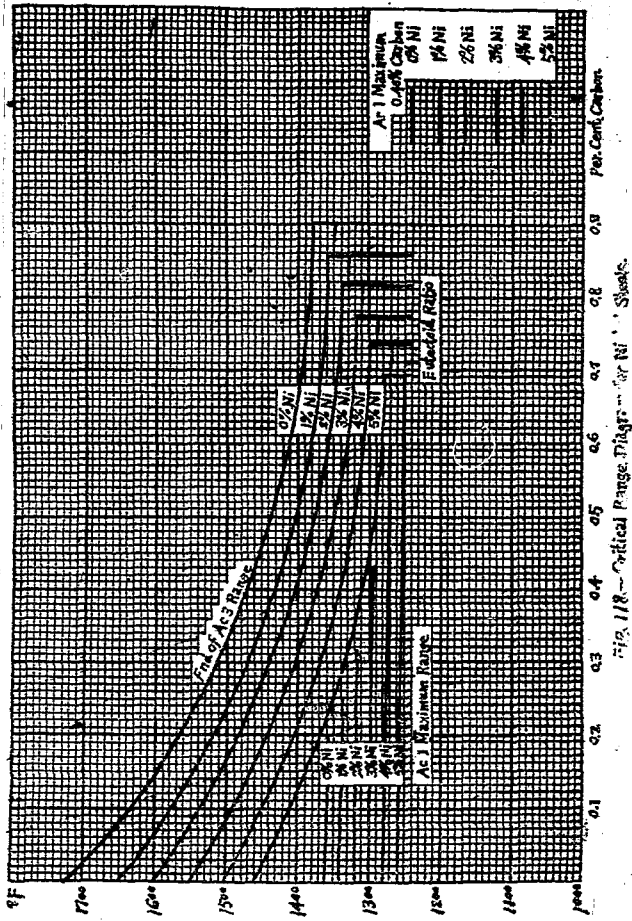
Fig. 116. Influence of the Nickel-carbon Content upon the Structure of Nickel Steels as Cast.



52 波來鐵鎳鋼之變態及熱處理，工業用波來鐵鎳鋼中若含碳量與含鎳量一定時，則鎳量每增加 1% 可使  $Ac_1$  降低  $11^{\circ}C$ ， $Ar_1$  降低  $20^{\circ}\sim 22^{\circ}C$ 。含碳量  $0.2\sim 0.04\%$  時，鎳鋼之  $A_1$  變態點如下表。第 118 圖示含鎳 1% 至 5% 時各  $A_3$  與  $A_1$  變態點。此圖乃由每 1%Ni 降低  $20^{\circ}F$  之變態點與  $0.042\%C$  之共析碳量推莫而得。但對於  $1\sim 5\%Ni$  之亞共析鋼即工業上有用之鎳鋼均可由此圖以定其變態點。

Ni%	$Ac_1$ max $^{\circ}C$	$Ar_1$ max $^{\circ}C$
0	737	670
1.0	726	648
2.0	715	626
2.5	708	615
3.0	704	604
3.5	697	593
4.0	692	582
4.5	686	571
5.0	681	560





第 118 圖

鑲鋼內肥粒鐵或雲母狀鐵之溶解及組織之均勻化較普通碳鋼甚徐緩。例如4~5%Ni之低碳或中碳鋼加熱於臨界點上方 30°C 左右處而淬火時，則變態常不完全，不能使全部成爲均勻之麻田散鐵。普通碳鋼加熱於臨界溫度稍上方經長時間後，晶粒即成粗大，而減其強度與韌性。但鑲鋼加熱於同樣溫度同一時間而徐冷後，波來鐵與肥粒鐵仍保持其微粒。且在臨界溫度以上經長時間加熱時，鑲鋼不易過熱，而不增其脆性。下例示同一重量之普通鋼與鑲鋼之比較。

997°C 時之加熱時間	衝 擊 抵 抗	
	普通極軟鋼	2%Ni 之極軟鋼
普 通	20 kgms	60 kgms (未斷)
四 小 時	4.5 ,,	60 ,, ( ,, )
六 小 時	4.0 ,,	60 ,, ( :: )

若鑲鋼受過度加工，或加工停止於過低溫度，或長時間加熱於過高溫度，而欲改善其組織時，可選用下列方法。

- (1) 加熱於臨界溫度稍上方經較長時間後淬火之。
- (2) 較前法更增高其加熱溫度而淬火之。此時可不必特增其加熱時間。
- (3) 加熱於較高溫度，冷至 Ar 稍上方，而後淬火之。
- (4) 自較高溫度淬火或放冷於空氣中後，加熱至 Ac 稍上方經普通時間而淬火之。

普通用(1)，(2)，(3)三法；而以(1)，(3)兩法爲佳。若費用雖較貴而亦無妨時，則以(4)法爲最良。

53 鑲鋼之滲碳： 滲碳原理與碳鋼時同。惟下列各點則異。

- (i) 長時間加熱於過高溫度處，較碳鋼不易成爲脆性，且更能抵抗衝擊。滲碳後之熱處理可較簡單。2%Ni 已可充分有此利點。

- (ii) 線鋼之表皮與中心部，其含碳量之變化較碳鋼為徐緩，故可防止剝離。
- (iii) 用固體滲碳劑時，於一定時間內，在同一情形下滲碳時，線鋼之滲入深度較碳鋼稍深。
- (iv) 含錳 3% 以上時，表皮最高含碳量，隨錳量增高而減少。
- (v) 含適量之錳時，表皮含量達一定程度後，可不施淬火僅冷於空氣而中得麻田散鐵之表皮及微細組織之中心部。此含量與錳量之關係如下。

Ni%	C%	Ni%	C%
2	1.5	5	0.95
3	1.3	6	0.85
4	1.1	7	0.75

此時滲碳後可不加熱處理，故可免除彎曲變形之弊及磨削之煩與熱處理之費用。

- (vi) 固線鋼之變態溫度降下，滲碳溫度亦可減低，此點對於複雜形狀及精密物品尤所適宜。

滲碳溫度通常為 870°~955°C，滲碳後冷於匣中，其熱處理溫度如下。

N%	2~2.5				3~3.5			
	0.10	0.15	0.20	0.25	0.10	0.15	0.20	0.25
第一段微細化淬火(a)	842	829	815	801	829	815	801	787
第一段微細化淬火(b)	871				871			
第二段淬火	726~737				715~726			

第一段淬火時，當於淬火液中鋼面呈黑色之溫度處即可取出而再加熱之施以第二段淬火。第一段淬火溫度若須加熱至  $Ac_3$  稍上方時則用 (a) 之溫度之溫度，若須加熱於更高溫度時則用 (b) 之溫度。

錳鋼之中心部當滲碳溫度不甚高時，於滲碳加熱之際不甚增其脆性。且其  $Ac_3$  較碳鋼低，故第一段與第二段之淬火可併合為一次而自  $801^{\circ}\sim 815^{\circ}\text{C}$  淬火之。又於  $Ac_1$  上方高溫處淬火之際表皮硬度可不甚減低，且亦不致過脆。故此一次淬火可充分硬化其表皮。齒輪等物，其中心部之韌性較表皮硬度更為重要。此時荷滲碳時間不甚增長，可自  $Ac_3$  稍上方淬火一次已足。例如 3.5% Ni 鋼自  $801\sim 815^{\circ}\text{C}$  間淬火之，5% Ni 鋼自  $787^{\circ}\sim 801^{\circ}\text{C}$  間淬火之。3.5% Ni 鋼之含碳量宜在 0.2% 以下，5% Ni 鋼之含碳量宜在 0.17% 以下以免中心部之過硬。

用 3.5% Ni 以上之錳鋼滲碳時，若使表皮最高含碳量充分增大，則自滲碳溫度急冷於空氣中，即可成麻田散鐵組織之表皮；如是可不必再施以其他之熱處理。第 119 圖示 3.44% Ni : 0.176% C 鋼當滲碳後急冷於空氣中時之麻田散鐵表皮。此表皮層厚約 0.5 mm，其下有吐粒散鐵層。如此可使熱處理更簡單，而免除彎曲之虞。

含錳 5~7% 之鋼滲碳後，因表皮最高含碳量之多少當徐冷於匣中時可得麻田散鐵表皮層層或麻田散鐵與沃散田鐵之混合表皮層。故若不需極韌之中心部與極硬之表皮，則用 5~7% 錳鋼滲碳後放於匣中徐冷之即可。但此時表皮硬度及較其下方為稍軟，蓋有沃斯田鐵之夾雜也。此種錳鋼之滲碳表皮驟荷含



FIG. 119—Same Steel and Treatment as in Fig. 102.  $\times 30$ .  
(Sauer and Reinhardt.)

第 119 圖

0.45~0.6% C 時當淬火於油中後已可得極大硬度，且中心部甚韌，故最高含碳量與滲碳溫度可減低。用 4.5~6%Ni 之低碳鋼，滲碳於較低溫度，（其表皮含 0.45% C 及 5% Ni）施以油中淬火二次後，其滲碳層之性質如下。

抗拉力	260,000 lbs/in <sup>2</sup>		斷面縮率	5%
彈性界	250,000 lbs/in <sup>2</sup>		勃林納硬度	490
伸長率	(2 <sup>11</sup> ) 2%		蕭安硬度	74

但其中心部 (0.105% C, 0.43% Mn, 0.014% P, 0.030% S, 0.030% Si, 5% Ni) 之性質仍富韌性與延性，如下所示。

抗拉力	200,000 lbs/in <sup>2</sup>		斷面縮率	54%
彈性界	170,000 lbs/in <sup>2</sup>		衝整值	75
伸長率	(2 <sup>11</sup> ) 12%		勃林納硬度	295

但此鋼 ( $A_{c3}$  773°C) 退火於 801°C 後之性質如下。

抗拉力	90,600 lbs/in <sup>2</sup>		斷面縮率	60.5%
彈性界	60,160 lbs/in <sup>2</sup>		衝整值	116
伸長率 (2 <sup>11</sup> )	20%		勃林納硬度	179

此鋼之第一段微細化淬化溫度為 785°C 或 871°C，其第二段硬化淬火為  $A_{c1}$

稍上方即 689°C~717°C；二次淬火均可用油。

#### 54. 滲碳實例。

##### (i) S.A<sub>1</sub>E. 2315 鋼

G	M <sub>n</sub>	P	S	Ni
0.~0.2	0.3~ 0.6	≤0.04	≤0.045	3.25~ 3.75

此鋼專供滲碳用。其滲碳法如下。

I. (表皮須最大硬度，稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 870~900°C 冷於油，再熱於 735~760°C 淬火於水，回火於 120~260°C

II. (表皮須最大硬度，表皮與中心部須最微粒，稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 870~900°C，冷於油，再熱於 815~840°C，淬火於油，再熱於 735~760°C 淬火於水，回火於 120~260°C

III. (表皮須硬而微粒，彎曲最小) 滲碳於 870~900°C，冷於油，再熱於 745~770°C 淬於水，回火於 120~260°C

IV. (表皮與中心部須最微粒，稍彎曲亦無妨) 滲碳於 870~900°C，冷於油，再熱於 815~840°C，冷於油，再熱於 735~760°C 淬火於水，回於 120~260°C

若齒輪等須精密之物則滲碳前自 900~950°C 放冷於空氣如是可免彎曲。

##### (ii) S.A<sub>1</sub>E. 2320 鋼

G	M <sub>n</sub>	P	S	Ni
0.5~0.25	0.15~0.8	≤0.04	≤0.045	3.5~ 3.75

此鋼因含碳較高，滲碳後，中心部之延性與韌性較低。除大形物品外不適於滲碳之用。其滲碳法如下。

I. (表皮須最大硬度，稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 870~900°C，冷於油內，再熱

於 735°~760°C 淬火於水，回火於 120~260°C。

II. (表皮須最大硬度，表皮與中心部須最微粒，稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 870~900°C，冷於油，再熱於 815~840°C 淬火於油，再熱於 735~760°C 淬火於水，回火於 120~260°C。

III. (表皮須有硬度與微粒，且最小彎曲度形者) 滲碳於 870~900°C 冷於匣中，再熱於 745~770°C 淬火於水，回火於 120~260°C。

IV. (表皮與中心部須微粒，稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 870~900°C，冷於匣中，再熱於 815~840°C 淬火於油，再熱於 735~760°C，淬火於水，回於 120~260°C。

若用為齒輪而須精密時，先自 190°~950°C 放冷于空氣中滲碳之。如是可免變形。

iii S.A.E. 2512 鋼

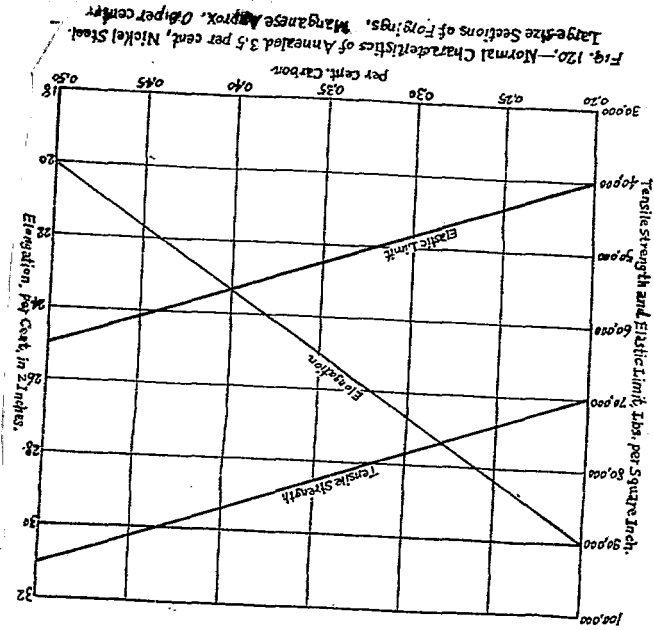
C	Mn	P	S	Ni
<0.17	0.3~0.6	<0.04	<0.045	4.5~5.25

此鋼對於滲碳熱處理後中心部須極韌之物可適用之。若用於齒輪等精密之物，則滲碳前宜標準化 (Normalizing) 或淬火回火之，如此可防熱處理後之變形。

I. 滲碳於 870~900°C，冷於匣中，加熱於 760~760~790°C 淬火於油，回火於 120~260°C。

II. 滲碳於 870~900°C，冷於匣中，加熱於 815~840°C，淬火於油，再熱於 735~760°C 淬火於油，回火於 120~260°C。

55. 3.5% 鎳鋼之熱處理。 3.0~3.5%Ni 鎳鋼之淬火溫度，可由第 118 圖 A<sub>63</sub> 上方再加 15~30°C 定之。但最佳之淬火溫度因原有製鍊方法，加工方法，斷面大小等而異，在可能範圍內宜由實驗定之。第 120 圖示 3.5%Ni 鋼大形斷面之退火後性質平均結果。可視為 3.5%Ni 鍛造品與造兵材料之最低標準。第 I 表示 0.5~0.7%Mn, 3.25% 以上 Ni 之熱處理後性質之各規範，可視為實用上最小限。



第 120 圖

度之數值。斷面大小與性質之關係由下示 3~4%Ni 電氣鐵道用電動機軸之規範可明。一般斷面愈大者，經同一處理後其強度較小。

最大直徑(吋)	抗拉力lbo/in <sup>2</sup>	彈性限界lbo/in <sup>2</sup>	伸長率(2")%	斷面縮率%
3	95,000	65,000	21	50
6	90,000	60,000	22	50
10	85,000	55,000	24	45
20	80,000	45,000	25	45
>20	80,000	45,000	24	40



3½ PER CENT. NICKEL STEEL SPECIFICATIONS

Carbon.	Section or Use	Treatment.	Tensile Strength.	Elastic Limit.	Elongation.
0.15-0.20	Cone of treated gear.....	Case hardened...	100,000	80,000	14
0.15-0.20	Teeth of treated gear.....	Case hardened...	160,000	160,000	0
0.15	S. A. E. spec.....	Annealed.....	.....	35,000-45,000	35-25
0.15	S. A. E. spec.....	Heat treated.....	.....	40,000-80,000	35-15
0.20	S. A. E. spec.....	Annealed.....	.....	40,000-50,000	30-20
0.20	S. A. E. spec.....	Heat treated.....	.....	50,000-125,000	25-10
0.25	S. A. E. spec.....	Heat treated.....	.....	60,000-130,000	25-10
0.20-0.25	Auto shafts (French steel) spec.....	Annealed.....	70,000-82,000	43,000-51,000	25-20
0.20-0.25	Auto shafts (French steel) spec.....	1475°/930°.....	108,000-132,000	82,000-109,000	14-11
0.25	Medium forgings.....	As forged.....	70,000	45,000	25
0.30-0.40	1½ in. auto shafts, minimum spec.....	Heat treated.....	135,000	120,000	16½
0.30-0.40	Forgings, under 3½ in. dia. min. spec.....	Heat treated.....	105,000	80,000	16
0.35 max.	Govt. spec. large forgings.....	Annealed.....	80,000	50,000	(25 (long.) 21 (trans.))
0.35 max.	Govt. spec. large forgings.....	Oil treated.....	95,000	65,000	(21 (long.) 18 (trans.))
0.30-0.40	S. A. E. spec.....	Annealed.....	.....	45,000-55,000	25-15
0.30-0.40	S. A. E. spec.....	Heat treated.....	.....	65,000-150,000	25-10
(0.40-0.50)	1st. Carl Comm. spec. forgings.....	Annealed.....	85,000-100,000	55,000	17½ min.
0.40-0.50	S. A. E. spec.....	Annealed.....	.....	55,000-70,000	25-15
0.40-0.50	S. A. E. spec.....	Heat treated.....	.....	70,000-200,000	20-5

第 1 表

下式由數百次試驗結果平均而得，乃示勃林納硬度，蕭安硬度，及抗拉力間之關係。

$$(1) M=0.71 B-32$$

$$(2) M=3.5 S-6$$

$$(3) B=5.0 S+48$$

但  $M$  = 抗拉力 (1000 lbo / in<sup>2</sup>)

$B$  = 勃林納硬度

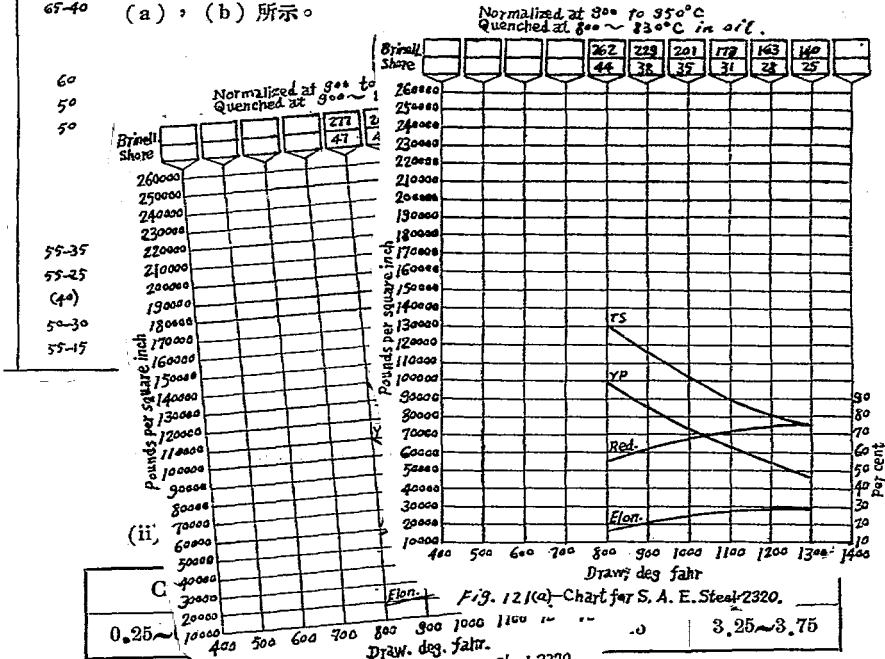
$S$  = 蕭安硬度

茲示該鋼之熱處理實例如下。

(i) S. A. E. 鋼 2320

	C	N <sub>n</sub>	P	S	Ni
Red. of Area	15~0.25	0.5~0.8	<0.04	<0.045	3.25~3.75

- 44  
0 I. 自 800~830°C 淬火回火，於適當溫度以得所要硬度。
- 65-45  
65-40 II. 鍛造品因品質不甚均勻宜先自 900~950°C 放冷於空氣中，再熱至 800~  
65-40 90°C 淬火，而後回火得所要硬度。 回火後之性質如第 121 圖  
65-40 (a), (b) 所示。



- I. 自 790°C 淬火回火，於適當溫度以得所要硬度。
- II. 鍛造品因品質不甚均勻，宜先自 900~955°C 放冷於空氣中，再熱至 790~815°C 淬火之而後回火至所要硬度。回火後之性質如第 122 (a), (b) 圖所示。

(iii) S. A. E. 2340 鋼 此鋼淬火後硬度與脆性較大，用途不廣。

C	Mn	P	S	Ni
0.35~0.45	0.5~0.8	<0.04	<0.045	3.25~3.75

I. 自 775~800°C 淬火，回火至所要硬度。

II. 鍛造品質不甚均勻，宜先自 890~940°C 放冷於空氣中，再自 775~800°C 淬火於油而回火至所要硬度。其性質如。第 123 圖。

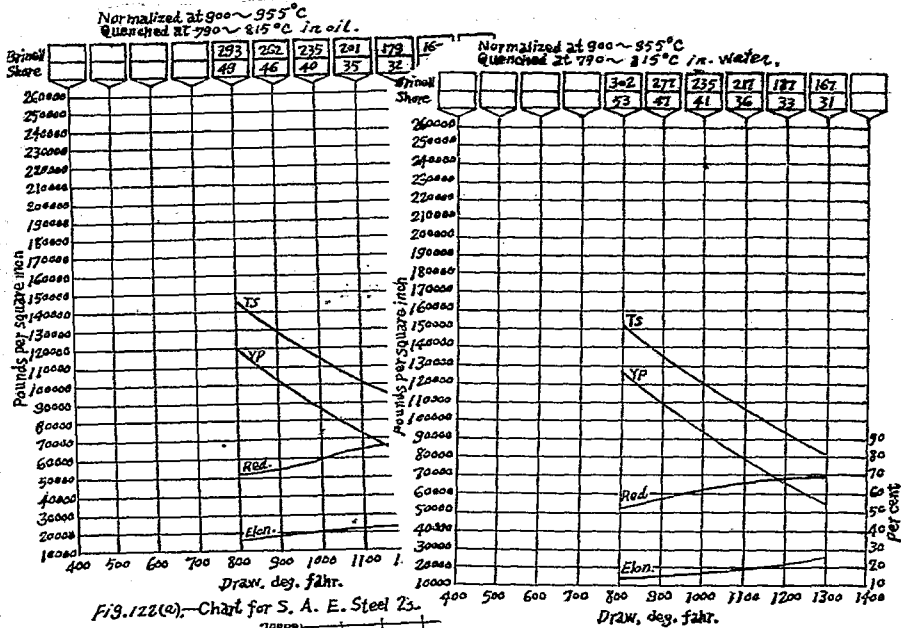


Fig. 122(a).—Chart for S. A. E. Steel 23.

Fig. 122(b).—Chart for S. A. E. Steel 2330.

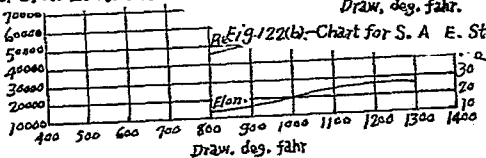


Fig. 123.—Chart for S. A. E. Steel 2340

## 等 123 鋼

IV. 鍛造後若須切削時，則鍛造成形後先自 890~910°C 放冷於空中，再熱至 760~790°C 冷於爐中，然後切削。再熱於 775~800°C 淬火於油中，回火至所要硬度。

(:v) SAE 2350 鋼

C	M <sub>n</sub>	P	S	Ni
0.45~0.55	0.5~0.8	<0.04	<0.045	3.25~3.75

此鋼為大形齒輪之用。鍛造後須切削之。此時當鍛造成形後由 870~900°C 放冷於空氣，再熱至 745~775°C 冷於爐中，然後切削。再熱至 760~790°C 淬火於油，而後回火至所要硬度。

56 高錳鋼 25~35% Ni 之沃斯因鐵鋼主用於內燃機之活門 (valve) 與活門桿 (valve spindle)，汽鍋管 (Boiler tube)，燃燒管等。此種鋼韌而耐震擊，熱膨脹係數小，且不銹。此鋼不加熱處理。但可退火於 785°C 左右，以使易於切削。退火後之性質如下。

抗拉力	85,000 lbs/in <sup>2</sup>
伸長率 (2")	30%
斷面縮率	40%

35~38% Ni, 0.3~0.5% C 之線鋼，其熱膨脹係數最小，幾近於零。用於時計，測量儀器，精密儀器等。其性質如次。

抗拋力	100,000~115,000 lbs/in <sup>2</sup>
彈性限界	64,000~78,000 lbs/in <sup>2</sup>
伸長率 (2")	35~25 %
斷面縮率	50 %

## 第 2 節 鎢鋼

45. 鎢鋼之分類，鎢之影響如下。(i) 使組織微細，增強度而不減韌性

與延性。(ii) 生極硬之複碳化物。適於工具之用。(iii) 淬火時沃斯田鐵之變態較緩，易於硬化。放硬化層較深，自斷面全部均可硬化。(iv) 變態點之位置有變動，降低共析點之含碳量。(v) 碳與鉻之比適當時，鋼之耐蝕力頗大，且有永久磁性。除碳以外加以他元素時，鉻影響更著。

茲將鉻鋼分類之如次。

I. 1% $C_r$  以下者

- (A) 滲碳用低碳鋼
- (B) 有高强度之中碳鋼
- (C) 工具用之高碳鋼

II. 1~2%  $C_r$  者

供球軸承 (Ball bearing) 及輾軸承 (Roller Bearing) 之材料

III. 2~4%  $C_r$  者

永久磁石用

IV. 12~14%  $C_r$  者

不銹鋼

55. 第工類鉻鋼。含鉻在 1% 以下者，構造與工具方面，用途頗多，尤以 0.~5%  $C_r$  左右者為然。有韌性而耐磨耗。鉻每增 0.1% 時， $A_{c1}$  增高 1~1.5 $C^{\circ}$ 。

(A) 滲碳用鋼，——對於 0.25% C 以下之含碳量，若添加 0.5% 左右之鉻可有裨益於滲碳；蓋使強度增加，具有耐磨耗性，經二次淬火後晶粒更為微細，表皮有複碳化物更增硬度。鉻可使雪明碳鐵之強度增加，孳則使肥粒鐵之強度增大。故低碳鋼中鉻之效果大而高碳鋼中則鉻之效果小。低碳鋼當熱處理後，鉻之影響頗少；但滲碳時表皮生高碳部，鉻之影響頗大。

含鉻鋼之滲碳速度較碳鋼為大。於同一情形下滲碳時，則含鉻較多者，其表皮最大含碳量亦較碳鋼為高。但加熱時間延長時，鉻反增其害。此點與鎳相反。故滲碳後之熱處理宜施以二次淬火。鉻可增表皮硬度，故淬火時之冷卻液均可用油以

免彎曲變形。

例. SAE 5120 鋼

C	M <sub>n</sub>	P	S	C <sub>r</sub>
0.15~0.25	0.3~0.6	<0.01	<0.045	0.6~0.9

I. (表皮須極大硬度，稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 900~925°C，由匣內取出淬火於油，再熱至 775~795°C 淬火之，回火於 120~260°C

II. (表皮與中心部須有最微細組織，表皮須有最大硬度，稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 900~925°C，淬火於油，再熱至 870~900°C 淬火於油，再熱至 775~800°C 淬火後回火於 120~260°C

III. (表皮須硬而有微細組織，彎曲須減至最小程度) 滲碳於 900~925°C，冷於匣中，再熱至 830~855°C 淬火後回火於 120~260°C

IV. (表皮與中心部均須有微細組織，稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 900~925°C，冷於匣內，再熱至 870~900°C 淬火於油，再熱至 775~800°C 淬火後回火於 120~260°C

(B) 構造用鋼 含碳中量之鋼中加 0.5% C<sub>r</sub> 時，當熱處理後可增 15~20% 之抗拉力與彈性限界，僅稍減其延性。可由下列明之。

C %	M <sub>n</sub> %	C <sub>r</sub> %	抗力拉 lbo/in <sup>2</sup>	彈限性界 lbo/in <sup>2</sup>	伸率(2') %	斷面縮率 %
0.35	0.51	無	84,000	61,500	29	71
0.36	0.44	0.57	103,200	76,000	27	62

此鋼施以適當熱處理後可抗抵磨耗，用於小形齒輪，轉螺鉗之齒(faus of wreuch) 等。下列示 Blowing 機關槍膛 (1918) 材料 (0.51% C, 0.81% M<sub>n</sub>, 0.47% C<sub>r</sub>) 同 870°C 淬火於油後回火於 650°C 二小時後之性質。

抗拉力 lbo/in <sup>2</sup>	彈性限界 lbo/in <sup>2</sup>	伸長率 (2")%	斷面縮率 %
120,200	87,350	22.5	59.3
118,500	82,200	23.0	61.5
114,200	80,200	23.5	61.0
111,700	82,300	24.5	63.7

此種鋼之臨界溫度如下：

Ac <sub>1</sub>	734°C	開始	A <sub>r</sub>	686°C	開始
	748°C	最大		675°C	最大
Ac <sub>3</sub>	787°C	最大		626°C	完結
	809°C	終結			

第 124 圖示此鋼熱處理後之鐵與鐵組織。



第 124 圖

大形斷面之物當鍛造或軋延後不加熱處理，亦不退火。此時因 0.5% C<sub>r</sub> 之添加，可增其強度約 5~10%，其彈性限界亦頗增大。其性質如下所示

	C%	Mn%	Cr%	抗拉 力 lbs/in <sup>2</sup>	彈性 限界 lbs/in <sup>2</sup>	伸 長 (2") %	斷面縮 率 %
4" 方軋 延塊	0.40	0.50	0.55	93,000	72,000	26	50
8" 鍛造 棒	0.47	0.55	0.57	95,000	50,000	22	50

例1. SAE 5140 鋼。

C	Mn	P	S	Cr
0.35~0.45	0.5~0.80	<0.04	0.045	0.8~1.1

I. 自 815~870°C 淬火於油，回火至適當硬度

II. 鍛造品品質不甚均勻，先自 835~940°C 放冷於空氣，再熱於 815~870°C

淬火於油，回火至適當硬度

III. 鍛造後須切削時，當鍛造成形後自 885~940°C 放冷於空氣，再熱至 675~735°C 徐冷於爐中，而後切削之。然後再熱於 815~870°C 淬火於油，回火至所要硬度。

例2. SAE. 5150 鋼

C	Mn	P	S	Cr
0.45~0.55	0.5~0.8	<0.04	<0.045	0.8~1.1

此鋼用於汽車上鍛造品，熱處理後淬火於油中可硬化之。

I. 自 787~842°C 淬火於油，回火至所要硬度

II. 鍛造品宜先自 870~925°C 放冷於空氣，再熱至 787~842°C 淬火於油，回火至所要硬度。

III. 鍛造後須切削時，當鍛造成形後自 870~925°C 放冷於空氣，再熱至 675~735°C 徐冷於爐中，然後切削之。而後再熱至 787~842°C 淬火於油，回



火至所要硬度。

(C) 工具鋼 碳量較多時因鎳鋼中有複碳化物，硬度頗大，適用於工具。淬火後，表面硬度較大，而深入於內。0.5~1.0% Cr，0.7~1.0% C 之鎳鋼用於鑽，錐，鋸，刀，剃刀，錘，鑿等等工具。

56. 第 II 類鎳鋼 1~1.75% Cr 之高碳鎳鋼主用於軸承之球，輾；及磨機，金庫，工具等。此含鎳量之 1% C 鋼有最大之韌硬性 (Tough-hardness) 第 125 圖示 1.1% C, 1.75% Cr 鋼之鑄塊 (Ingot) 組織。此鑄塊破斷面呈雪花狀之樹枝晶。勃林納硬度為 275 左右。其鍛造時須均勻加熱，而加以強力鍛擊。鍛造後之組織如第 126 圖。退火後複碳化物雖有呈網狀者，然大部成球狀化，如第 127 圖與第 128 圖。其勃林納硬度為 230 左右。因其晶粒尚粗，切削尚難。若長時間加熱於臨界點稍上方而極徐冷時，可使複碳化物全部成爲球狀化，而易於切削。用於球軸承及輾軸承之鋼爲 0.9~1.1% C, 1.25~1.75% Cr 之成分，其退火溫度

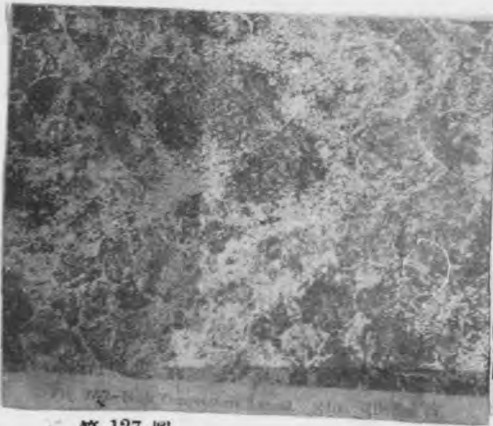


FIG. 125.—1.1 per cent. Carbon, 1.75 per cent. Chromium, 8-in. Square Ingot.  $\times 100$ . (Ballens.)

第 125 圖



第 126 圖

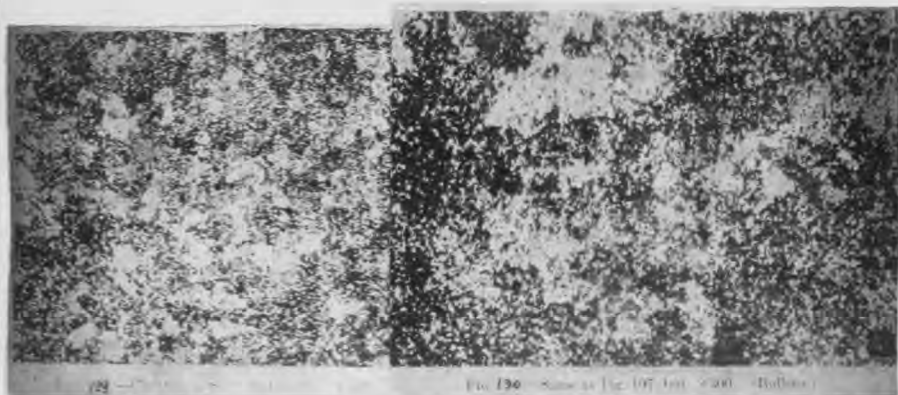


第 127 圖



第 128 圖

爲  $260 \sim 725^{\circ}\text{C}$ ，保熱時間因物物品大小及表面積而異，然多需數天。如此充分退火後，勃林納硬度爲 170，其顯微鏡組織如第 129 與第 130 圖。其大部分之碳化物已成球狀化。



第 129 圖

第 130 圖

少量材料之迅速退火方法可如下行之。先將該鋼均勻加熱於  $A_{cm}$  以上使雪明鐵溶解。放冷於空氣，俟冷至  $A_1$  下方後，再熱至  $A_c$ ，稍上方，以微化其晶粒。然後徐冷於爐中或石灰中，以得最大延性而軟化之。含碳 0.9~1.1%，錳 0.5% 以下，錳 1% 左右之鋼可如下行之。(i) 加熱至  $926 \sim 953^{\circ}\text{C}$ ，(ii) 放冷於空氣中，冷至  $425^{\circ}\text{C}$  左右。(iii) 再熱至  $760 \sim 773^{\circ}\text{C}$ ，(iv) 徐冷於爐中或礬中。

此鋼淬火後硬度頗大，且表面下方深處亦有硬度。淬火可用油與水。淬火後可達蕭安硬度 100 左右。含碳 0.9% 以上者，錳量 0.5% 時其臨界溫度範圍爲  $737^{\circ} \sim 800^{\circ}\text{C}$ ；錳量 1.5% 時臨界範圍爲  $760 \sim 774^{\circ}\text{C}$  左右。

例. S.A.E. 52100 鋼

C	Mn	P	S	Cr
0.95~1.1	0.2~0.5	<0.03	<0.03	1.2~1.5

此鋼主用於軸承珠或輾及套 (Race)。淬火後有大硬度且硬能深入於內部。

I. 自 815~840°C 淬火於油，回火至所要硬度。此處理法可應用於普通標準化或退火後之材料。

II. 若鍛造後須切削者用下之處理法。自 898~953°C 開放爐門冷於爐中，冷至 540°C 附近。再熱至 704~734°C 保持 36 小時以上，使有適當組織而易切削。然後徐冷於爐，而後切削之。再熱至 815~842°C 淬火於油，而後回火至所要硬度。

57. 第 III 類鉻鋼 2~4%Cr, 0.7~1.05%C 鋼用於永久磁石。其高碳高鉻成分者淬火於油，低鉻低碳成分者淬火於水。淬火溫度因原有組織與成分而異，約自 787°C 至 953°C；永久磁石當淬火後不回火之。

磁石鋼不可退火，蓋徐冷時使雪明鐵離而減低殘留磁性。

58. 不銹鋼含鉻 10%以上之低碳鋼為不銹鋼 (Stain-less steel)。乃食用刀類，醫療器械，及機械上各重要部分品之材料。高鉻量減低其析點之含碳量，達碳鋼之  $\frac{1}{3}$  左右，且增加抗蝕力。茲分類為 (i) 刀類材料，(ii) 汽輪機 (Steam turbine) 材料，(iii) 展延材料，(iv) 活門材料，及 (v) 拉伸材料等五種。

(i) 刀類材料

C	Cr	Si	Mn	S	P	Ni
0.28~0.38	12.75~14.25	0.15~0.30	0.25~0.35	<0.030	<0.030	適量

此鋼可硬化於空氣中，即為風硬鋼 (air-hardening steel)。其熱處理如下。

鍛造——此鋼不易鍛造與高速鋼相似。宜先如熱於 705°C 附近使均勻受熱而軟化，其加熱時間宜增長，約二三倍於普通碳鋼。然後可鍛造於 925~1100°C 間。

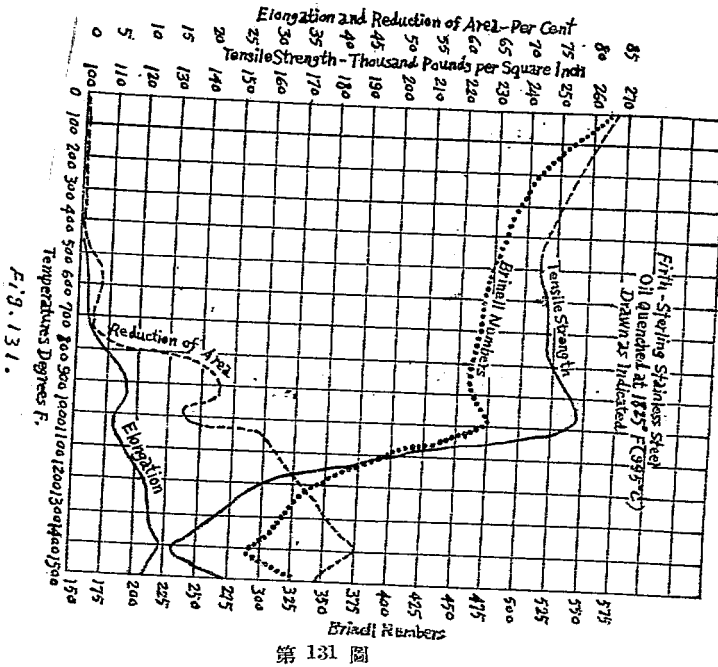
若於  $925^{\circ}\text{C}$  以下鍛擊時易起過度應變 (Strain) 與裂開。鍛造途中宜常再熱之。鍛造後若冷於空氣中即硬化。其硬度因斷面大小及加熱溫度等而異。若加熱溫度在  $925\sim 1100^{\circ}\text{C}$  間，可達勃林納硬度 550 左右。加熱溫度超過  $1200^{\circ}\text{C}$  時，即成焚燃之鋼，軟而脆，勃林納硬度在 300 附近。

退火——其臨界範圍在  $831^{\circ}\text{C}$  附近。不能放冷於空氣中，否則即起硬化。鍛造與切削時之應變可短期加熱於  $705^{\circ}\text{C}$  附近而冷於空氣中，此時勃林納硬度為 300 左右，而有佳良之切削性。但欲得最佳切削性時，宜加熱於  $760\sim 770^{\circ}\text{C}$  經較長時間，而後冷於爐中或空氣中。此時勃林納硬度為 200 左右，若須極軟退火 (Dead-soft annealing) 時，宜加熱於  $870^{\circ}$  左右經極長時間而徐冷於爐中，此時勃林納硬度可降至 180 左右。但此種處理使碳化物分離，於淬火處理時不易溶解；故非必要時不宜行之。

淬火——適當淬火溫度為  $953\sim 1036^{\circ}\text{C}$ ，因斷面大小與所要硬度而異。複雜形狀之物，當淬火於液內時易於劈裂者，自上述範圍內較高之溫度放冷於空氣中。但物品硬度較淬火於油或水中者為小。淬火於水或鹽水時可有最大硬度，但普通自  $953\sim 1008^{\circ}\text{C}$  淬火於油者有最良效果。薄斷面之物自高溫淬火於鹽水中者，其硬度較小，因生殘留沃斯田鐵也。淬火溫度愈高者一般耐銹力愈大。淬火加熱時須極徐緩，其所需時間常二三倍於普通鋼。大形斷面者宜先預熱至  $700^{\circ}\text{C}$  左右而後增高至所要淬火溫度。

回火——此類之鋼不易氧化，故發生碳鋼所有之回火色時，需更多量之熱。通常宜以高溫計度定其溫度。回火溫度之保熱時間約三十分。

回火後性質之變化如第 131 圖。



第 131 圖

## (ii) 汽輪機材料

C	Cr	Si	Mn	S	P	Ni
0.08~0.13	12~14	<0.35	<0.55	<0.030	<0.030	<0.50

此鋼供汽輪機翼 (Turbine blade) 之用。

鍛造——鍛造溫度為 870~1035°C，其鍛造性與 0.4%C 碳鋼相似，惟有風硬性。風硬鍛造品有勃林納硬度 400 左右，赤熱鍛造物不宜冷於冷風或濕氣流中。風硬之鍛造品宜先退火後再切削之。

退火——自 787°C 附近，保持充分時間，冷於爐中或空氣中可軟化之，勃林

納硬度約 200 左右。若須最大軟化時則自 842°C 保持充分時間，徐冷於爐中，如是可達勃林納硬度 160 左右。

淬火——高銘鋼淬火與回火後可有佳良之物理性質及耐蝕性。自 965~995°C 淬火於油時可得勃林納硬度 375~425；自該溫度範圍放冷於空氣中則硬度稍小，第 132 圖示回火性質。適當選定其成分而施以正確之熱處理後可得極佳之性質。例如英國海軍部關於汽輪機不銹鋼之規範如下。

C	Cr	Si	Mn	S	P	Ni	G+Ni
0.06~0.13	11.5~13.0	<0.35	<0.55	<0.03	0.03	<0.5	<13.0

可受內力	70,000 lbs/in <sup>2</sup>	以上	疲勞限界	50,000 lbs/in <sup>2</sup>	以上
抗拉力	100,000 lbs/in <sup>2</sup>	以上	勃林納硬度	200~240	
伸長率(2")	20%	， 以上	勞克惠硬度	2C~28C	
斷面縮率	60%	， 以上			
Izod 值	50 ft.-lbs.	以上			

(iii) 展延材料

C	Cr	Si	Mn	S	P
<0.10	13.5~15.0	<0.5	<0.2	<0.03	<0.03

鍛造——此鋼與低碳鋼同樣，極富延性，易於鍛造。鍛造開始溫度約 1085°C，加熱須徐緩。鍛造溫度降低時宜停止加工。

退火——鍛造後不必退火，其風硬性極微，鍛造後宜徐冷之。鍛造後勃林納硬度 255 左右，可充分切削之。若須極軟時，則自 287°C 退火之，可得勃林納硬度 140 左右。

淬火——此鋼淬火後，硬度不甚大。自 980°C 放冷於空氣中時勃林納硬度為 250 左右；自該溫淬火於油時，勃林納硬度達 300 左右，此為該鋼淬火後之最大硬度。第 133 圖示其回火性質。

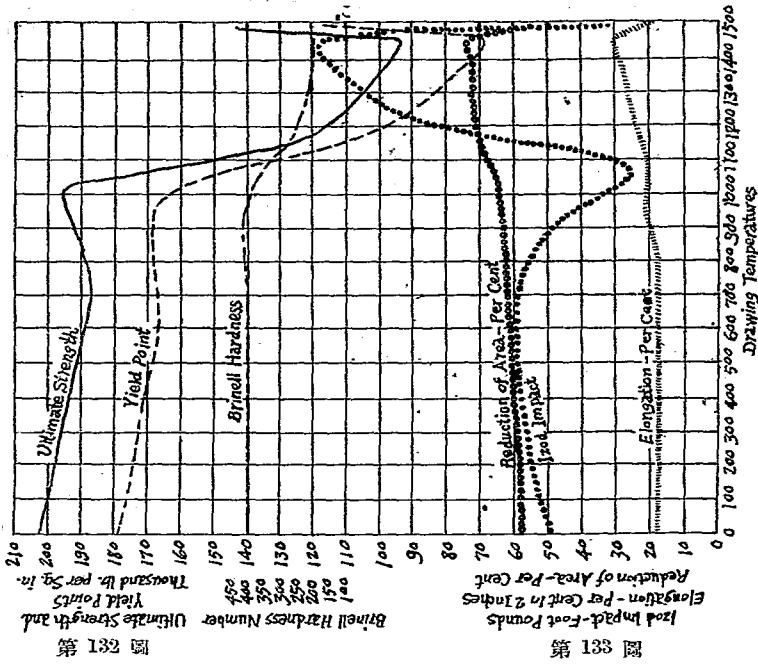


Fig. 132.—Physical Test Characteristics of Turbine-type, Stainless Steel, Heat-Treated.

圖 132 第

圖 133 第

(iv) 活門材料

C	Cr	Si	Mn	S	P
0.45~0.55	8~9	1.5~3	<0.5	<0.03	<0.03

此為內燃機排氣活門 (Exhaust valve) 材料。此排氣活門作用於 815°C 附近，該材料須於此高溫不起氧化，致量減風硬性，且增高臨界溫度範圍。如是可免該材料由高溫冷卻時起破裂之虞。加熱於 1035°C 處易於鍛造。由該溫度淬火於油時，達勃林納硬度 500 左右。退火可由 855°C 徐冷之。

(v) 拉延材料



C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P
0.15	17~19	7.5~9.5	<0.5	<0.25	<0.03	<0.03

此為沃斯因鐵之鋼極富延性。

鍛造——於926~1093°C 處易於鍛造。在 870°C 以下加工時開始硬化

退火——1035°C 附近冷於空氣或水中時最延性。如量可得勃林納硬度 130 左右。

硬化——此鋼不能淬火，僅能加以常溫軋延或拉伸而硬化之。施常溫加工後，其硬度可增至 350 左右。此常溫加工對於機械性質之影響甚大，但其含碳量之影響則較他種鋼為小，惟須有最大延性時，則含碳量亦宜極低。碳量增加時，硬度增大。最軟之拉伸材料，有 90,000 lbs/in<sup>2</sup> 之抗拉力與大伸長率，惟彈性限界較低。其極軟退火者頗韌，Izond 值為 115 ft-lbs。

### 第 3 節 鎳 鉻 鋼

59. 概說 含鎳 4% 以下，鉻 1.5% 以下之鎳鉻鋼為合金鋼中廣用最多者。鎳所以增韌性與延性，鉻所以增強度與硬度。鎳與鉻二者含量之此約為 2.5 : 1；例如 3.5%Ni, 1.5%Cr 鋼及 1.5%Ni, 0.6%Cr 鋼等

鎳鉻鋼之 Ac 變態溫度較同一鎳與鉻量之鋼所有 Ac 溫度略有增高。每 0.1% Cr 增高 1.65°C

此鋼之用於滲碳者較碳鋼，鎳鋼及鉻鋼更易于滲碳，即碳可滲入更深。高鎳鉻鋼之滲碳層較低鎳鉻者更深，例如 3.5%Ni, 1.5%Cr 鋼與 3%Ni, 1%Cr 鋼滲碳於同一溫度 (870~925°C) 同一時間內前者之滲碳表皮較後者為厚。其表皮碳量與其下方碳量之變化較徐緩，且心部不脆。其滲碳鋼之用途頗廣，小者為受震動之齒輪，大者如軍艦裝甲板 (Armor plate) 等，含鉻 0.5% 以下之鎳鉻鋼，其熱處理與碳鋼同。含鉻 1~1.5% 者，Ac 之變態不易，須先自 870°C 左右淬火或放冷於空氣，以破除原有不良組織。施以適當熱處理後可得極細密組織。如

第 134 圖所示。

60. 低鎳鉻鋼 含 0.5% Cr, 1.5% Ni 之鋼廣用於構造方面。鍛造成形而施以熱處理後，可與同一碳量之 3.5% Ni 鋼有同樣之機械性質，但其價較廉。此低碳鋼易於鍛造與切削，且熱處理溫度範圍較廣。第 135, 136, 137, 138 圖示 1 吋斷面之 0.5% Cr, 1.5% Ni 鋼各熱處理後之機械性質。

依 § 59 所述，0.5% Cr, 1.5% Ni 鋼之變態點如第 139 圖所示。Ac<sub>3</sub> 完結溫度為 1 吋左右斷面之適當淬火溫度；較大形之物，其溫度宜更高。

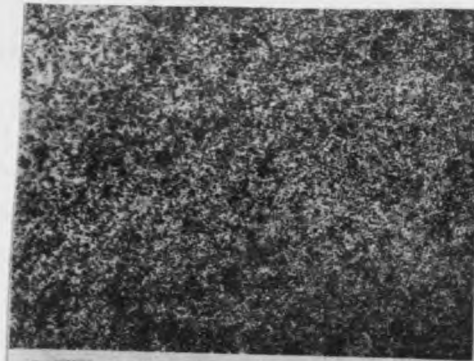


FIG. 135—Heat-treated Chromium-Nickel Steel. X100. (Bullens.)

第 135 圖



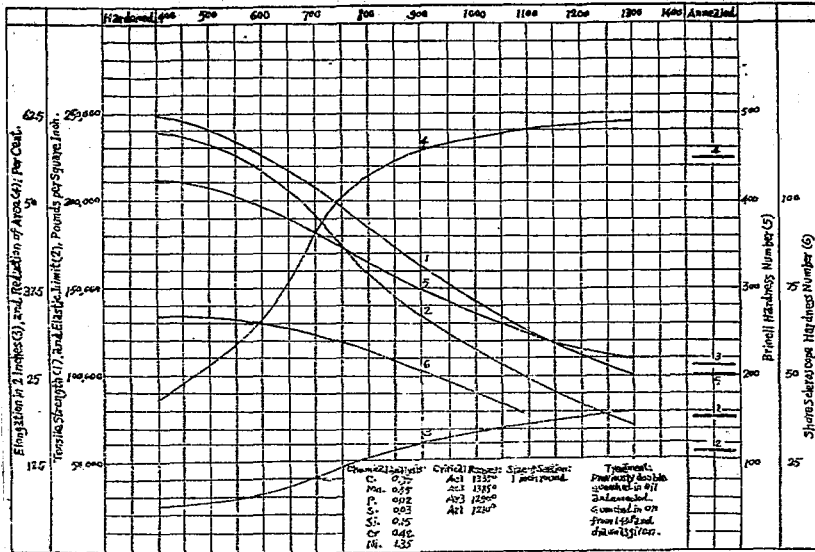


Fig. 137. Normal Characteristics of 0.40 Carbon, Low-Chromium-Nickel Steel, Heat Treated.

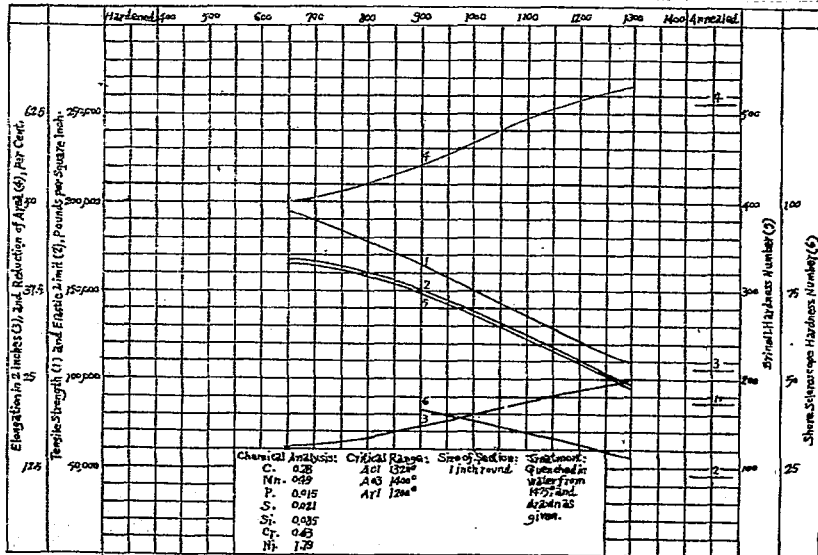


Fig. 136. Normal Characteristics of 0.30 Carbon, Low-Chromium-Nickel Steel, Heat Treated.

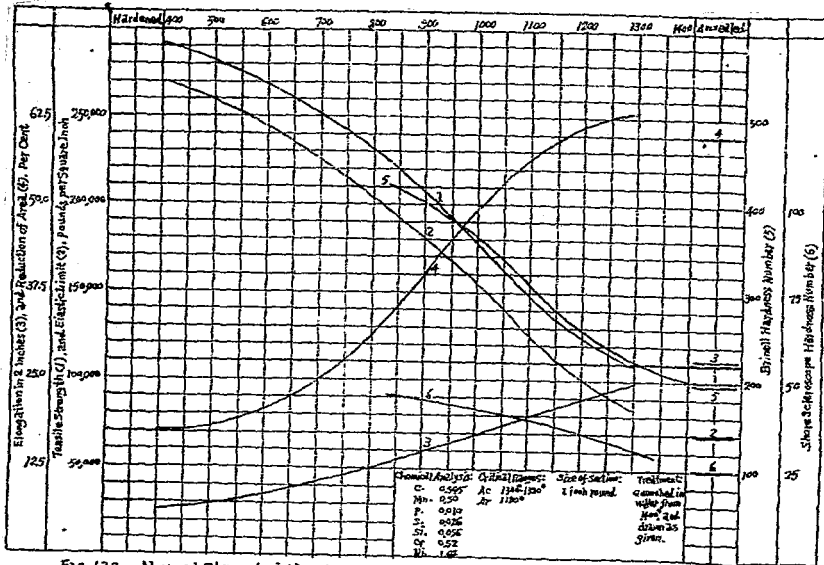
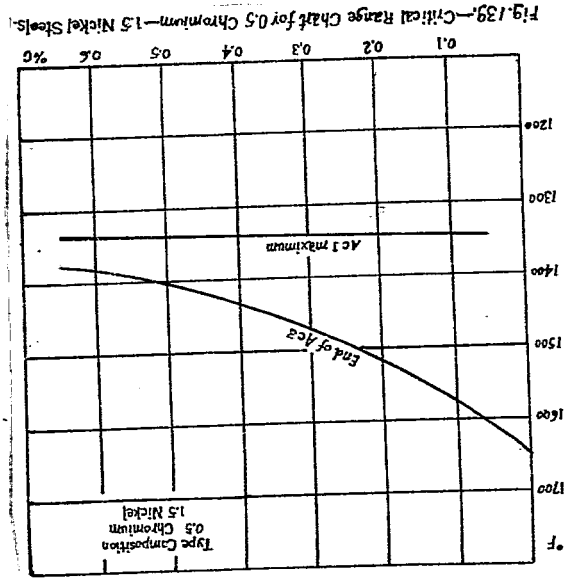


Fig. 138.—Normal Characteristics of 0.55 Carbon, Low-Chromium-Nickel Steel, Heat Treated.



製造公司之規範比較。

	Cr—Ni 鋼	Ni 鋼
C %	0.3—0.4	0.3—0.4
Mn %	0.5—0.7	0.5—0.7
P+S %	<0.04	<0.04
Si %	0.2	0.2
N %	1.5	3.5
Cr %	0.5	—
抗拉力 lbs/in <sup>2</sup>	120,000	135,000
彈性限界 lbs/in <sup>2</sup>	110,000	120,000
伸長率 % (2吋)	16	16.5
斷面縮率 %	45	50
冷彎試驗	180°	180°

例 1. S.A.E. 3115 及 3120 鋼

	C %	Mn %	P %	S %	Ni %	Cr %
3115	0.1~0.2	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	1—1.5	0.45—0.75
3120	0.15~0.25	0.3~0.6	≤0.04	≤0.045	1—1.5	0.45—0.75

此鋼用於滲碳時可如下諸法行之。但 3120 鋼除大形断面外不宜用於滲碳。因含炭較多故乏延性，滲碳後之熱處理尤宜注意。

(I) (須硬度大，彎曲時亦無妨者) 滲碳於 885~910°C，自匣中取出冷於爐中，再熱至 760~787°C 淬火之。回火於 120~260°C。

(II) (表皮須最大硬度，表皮與中心有最微細組織，雖彎曲亦無妨者) 滲碳於 885~910°C，自匣取出而冷於油中。再熱至 830~855°C，淬火於油，再熱至 745~775°C 淬火之。回火於 120~260°C。

(III) (表皮須有硬度極細化，且須彎曲最少者) 滲碳於 885~910°C，冷於匣中。再熱至 760~787°C 淬火之，回火於 120~260°C。

(IV) (表皮與中心部有微細組織，雖彎曲亦無妨者) 滲碳於 885~910°C，冷於匣中。再熱至 830~855°C，淬火於油。更熱至 745~775°C 淬火之。回火於 120~260°C。

若用於齒輪時，須精密與強度。滲碳前宜先自 898~953°C 放冷於空氣，以改進其組織而減少以後熱處理時之彎曲。

普通棒材之熱處理，可自 855~855°C 淬火之而回火以得適當硬度。若鍛造品因品質不勻，施行此熱處理前，宜先自 898~953°C 放冷於空氣中。

第 140 圖與 1-11 圖示 3120 鋼之回火後性質。

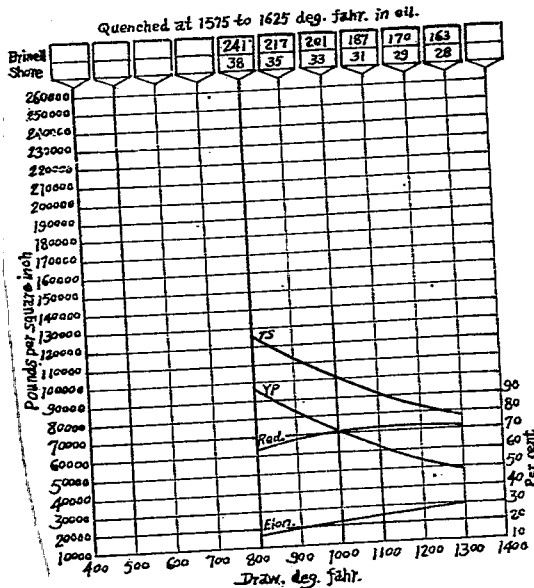


Fig. 140. - Chart for S. A. E. Steel 3120.

第 140 圖



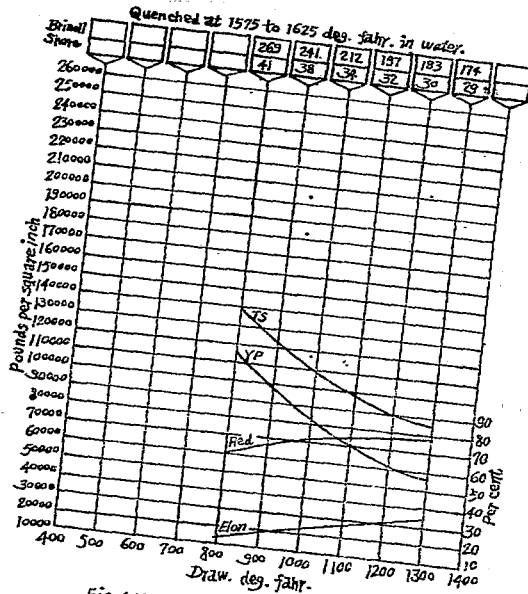


Fig. 141. — Chart for S. A. E. Steel 3120

第 141 圖

例2. S. A. E. 3125 及 3130 鋼

	C%	Mn%	P%	S%	Ni%	Cr%
3125	0.2~0.3	0.5~0.8	≤0.04	≤0.045	1~1.5	0.45~0.75
3130	0.25~0.35	0.5~0.8	≤0.04	≤0.045	1~1.5	0.45~0.75

此鋼熱處理後用於汽車上部分品，可代 2330 與 2335 鋼。不用於渗碳。棒材之熱處理可自 815~842°C 淬火後，適當回火之。鍛造只因品質不均勻，施行此熱處理前宜先自 898~953°C 放冷於空氣中。第 142 及 143 圖示此鋼回火後之性質。

第二章 碳鋼之熱處理

例3. S.A.E. 3135 及 3140 鋼

	C%	Mn%	P%	S%	Ni%	Cr%
3135	0.3~0.4	0.5~0.8	≤0.04	≤0.045	1~1.5	0.45~0.75
3140	0.35~0.45	0.5~0.8	≤0.04	≤0.045	1~1.5	0.45~0.75

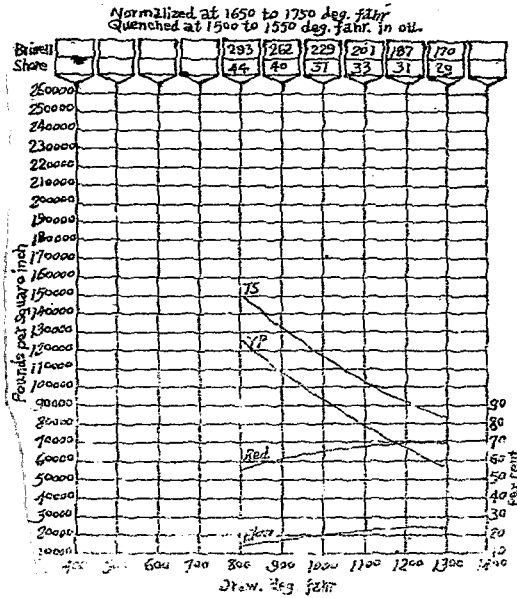


Fig. 4. Chart for S. A. E. Steel 3135.

## 第 143 圖

此鋼用於汽車之鍛造品，可代 2340 及 2345 鋼。棒材之熱處理可自  $800\sim 830^{\circ}\text{C}$  淬火後適當回火之。鍛造品則於施行此熱處理前先自  $885\sim 940^{\circ}\text{C}$  放冷於空氣中。其回火後性質如第 144 圖

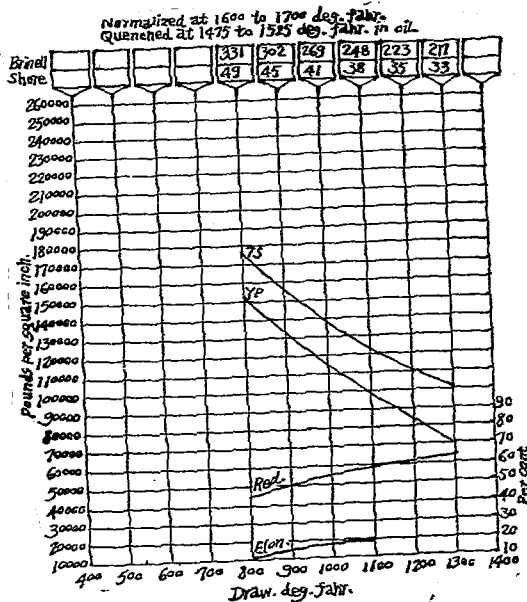


Fig. 144.-Chart for S. A. E. Steel 314a.

第 144 圖

低碳鑄路鋼 (1.5%Ni, 0.5%Cr) 熱處理後硬度與抗拉強度間之關係如下。

$$M = 0.68B - 22$$

$$M = 3.7S - 1$$

$$B = 5.4S + 33$$

但M為抗拉力，單位為 1000 lbs / in<sup>2</sup>；B為勃林納硬度；S為蕭安硬度。

§1. 高線路鋼，含 3.5%Ni, 1.5%Cr, 0.2~0.3% C 之性質如下。僅

	抗拉力 lbs/in <sup>2</sup>	彈性限界 lbs/in <sup>2</sup>	伸長率 %	斷面縮率 %
3.5%Ni, 1.5%Cr	85,000~275,000	55,000~265,000	26~10	65~35
1.5%Ni, 0.5%Cr	80,000~264,000	56,000~240,000	30~8	70~275

由靜力方面，則高鎳鉻鋼與低鎳鉻鋼相較，未能完全表示其優點。高鎳鉻鋼有佳良之衝擊抵抗。含 0.2~0.3% C 之鋼，可用於艦面甲板 (Deck plate)。含碳較多者用於艦裝甲板 (Armor plate)。含碳 0.45~0.50% 者用於高級之齒輪，齒與齒垂直向擊，然可不斷。其 0.4% C 之高鎳鉻鋼性質如第 145 圖所示。

第 146 圖示 3.5%Ni, 1.5%Cr 鋼之變態點。

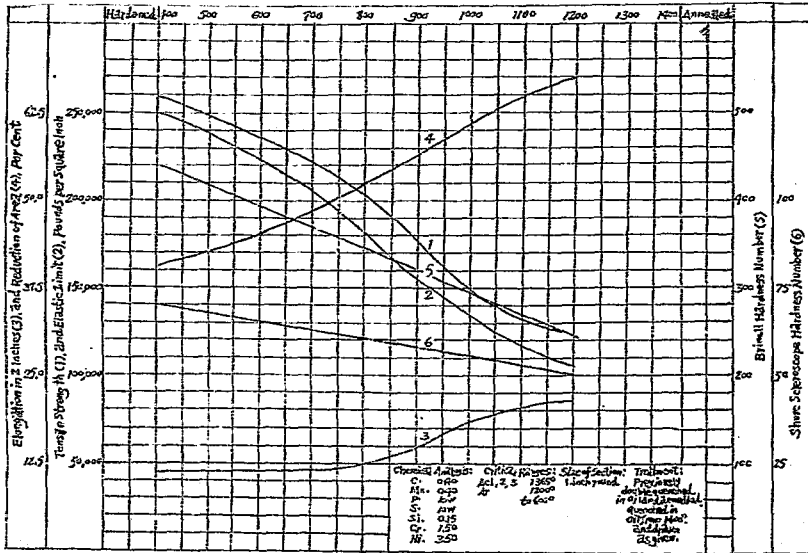
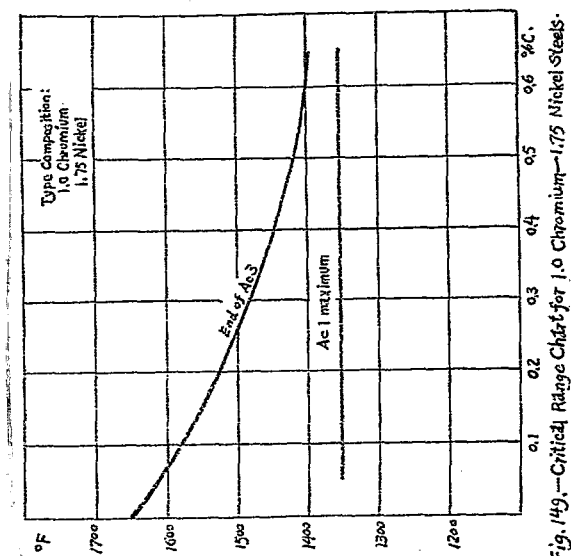


Fig. 145—Normal Characteristics of 0.40 Carbon, High-Chromium-Nickel Steel, Heat Treated.

高鎳鉻鋼與中鎳鉻鋼，其含中等之碳量者，有回火脆性(Temper brittleness)。此乃自 400°~650°C 回火後冷於爐中或空氣中所發生之現象。此脆性不影響於抗拉試驗，僅影響於衝擊試驗。若回火時急冷之，可免此弊。因斷面之大小，或冷於油，或冷於水中。

例1. S.A.E. 3312 鋼



第 149 圖

C%	Mn%	P %	S%	Ni%	Cr%
≤0.17	0.3~0.60	≤0.04	<0.04	3.25~3.75	1.25~1.75

此鋼用於滲碳，其中心部有大強度與韌性。

(I) (須有硬度，雖彎曲亦無妨考) 滲碳於 870~900°C，自匣中取出淬火於

油。再熱至 745~775°C 淬火於油。回火至 120~260°C。

(II) (表皮須有最大硬度，表皮與中心部須微細化，但彎曲亦無妨者) 滲碳於 870~900°C，自匣中滲火於油。再熱至 800~830°C，淬火於油。更熱至 745~775°C，淬火於油。回火於 120~260°C。

(III) (須有硬度，中心部須微細化，且最少彎曲者) 滲碳於 870~900°C 冷於匣中，再熱至 760~785°C 淬火於油。回火於 120~260°C。

(IV) (表皮與中心部須微細化，彎曲亦無妨者) 滲碳於 870~900°C，冷於匣中，再熱至 830~855°C 淬火於油。更熱至 745~775°C 淬火於油。回火於 120~260°C。

此鋼若用於齒輪時，須精密與硬度。滲碳以前宜施以標準化。以改善其組織與切削性，並減少其彎曲。

例2. S.A.E. 3325 鋼

C%	Mn %	P %	S%	Ni	Cr
0.2~0.3	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	3.25~3.75	1.25~1.75

此鋼有大強度與衝擊抵抗，可代 3230 鋼。用於鍛造品而施熱理之物。棒材之熱處理宜自 800~830°C 淬火於油而適當回火之。鍛造品因品質不勻，宜先自 870~925°C 放冷於空氣中，而後施行上之熱處理。若鍛造後先須切削，而後再施熱處理時，則先自 870~925°C 放冷於空氣，再熱至 650~675°C 徐冷於爐中，而後切削之。更熱至 800~830°C 淬火於油，而後適當回火之。其性質示於第 147 圖。

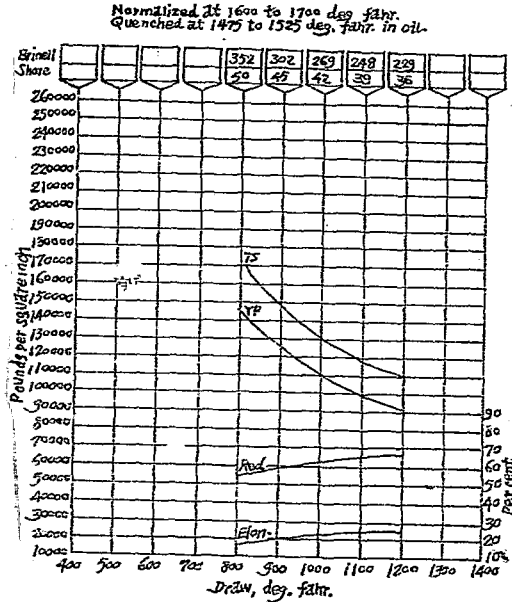


Fig. 147—Chart for S. A. E. Steel 3325.

第 147 圖

例2. SAE 3335 及 3340 鋼

	C %	Mn %	P%	S %	Ni %	Cr %
3335	0.3~0.4	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	3.25~3.75	1.25~1.75
3340	0.3~0.45	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	3.25~3.75	1.25~1.75

此鋼鍛造或切削後施以熱處理，可為 3240 鋼之代用品，其強度大而能抵抗衝擊。熱處理前宜先施以標準化。即自 870~925°C 放冷於空氣，再熱至 775~800°C



淬火於油而後回火之。若製齒輪等，鍛造後須切削時，則先自 870~925°C 放冷於空氣，再熱至 650~680°C 徐冷於爐中。然後切削之，更熱至 775~800°C 淬火於油，而適當回火之。其性質如第 148 圖。

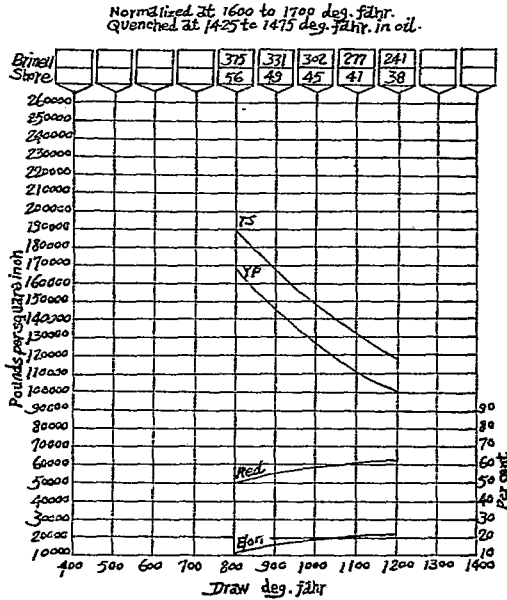


Fig. 148. Chart for S. A. E. Steel 3335.

其熱處理後硬度與強度之關係如下。

$$M = 0.71B - 33$$

$$M = 3.7S - 3$$

$$B = 4.8S + 58$$

但 M 為抗拉力，單位為 1000 lbs/in<sup>2</sup>，B 為安林納硬度，S 為蕭安硬度。

62. 中碳鉻鎳鋼 鉻鎳含量在低鉻鎳鋼與高鉻鎳鋼之間者皆包括於此類。  
主分為下之三類。

(A) 1.0%Cr, 1.75%Ni

(B) 0.75%Cr, 3.0%Ni

(C) 0.5%Cr, 2.5%Ni

其變態點如第 149, 150 圖所示。

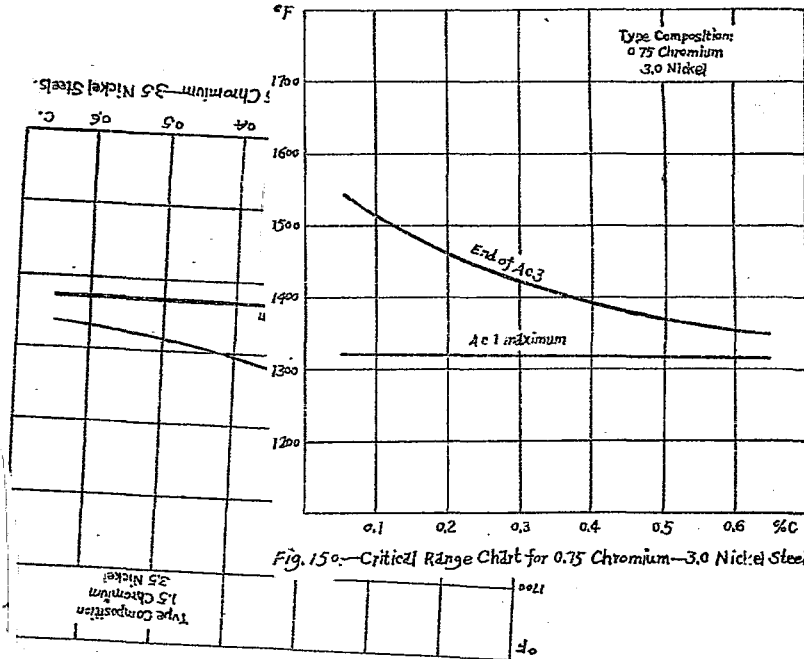


Fig. 150.—Critical Range Chart for 0.75 Chromium-3.0 Nickel Steels.

## 例1. SAE 3215 及 3220 鋼

	C %	Mn %	P %	S %	Ni %	Cr %
3215	0.1~0.2	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	1.5~2.0	0.9~1.25
3220	0.15~0.25	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	1.5~2.0	0.9~1.25

此鋼用於滲碳鋼，其中心部之強度可較 3115 與 3120 更大。施以熱處理後亦可用於構造部分。含鉻量較多，故 1.5 吋以上大形斷面之物當熱處理後，硬度可深入於內部，較 3115 與 3120 更深。滲碳用者之熱處理如下。

(I) (須硬度，而彎曲亦無妨者) 滲碳於 885~910°C，自匣中取出，冷於油內。再熱至 717~774°C 淬火於油，而回火至 120~260°C。

(II) (表皮最硬，表皮與中心部最微細化，稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 885~910°C，自匣淬火於油。再熱至 830~855°C 淬火於油。更熱至 745~774°C 淬火。回火於 120~260°C。

(III) (表皮硬而中心微細化，且須最少彎曲者) 滲碳於 885~910°C，冷於匣中，再熱至 745~774°C 淬火於油，回火於 120~260°C。

(IV) (中心部與表皮須最微細化，彎曲亦無妨者) 滲碳於 885~910°C，冷於匣中。加熱至 830~855°C 淬火於油，更熱至 745~775°C 淬火於油。回火 120~260°C。

3220 鋼除大形斷面以外，不甚用於滲碳，因中心部較乏延性故也。

## 例2. SAE 3230

C %	Mn %	P %	S %	Ni %	Cr %
0.25~0.35	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	1.5~2.0	0.9~1.25

此鋼於鍛造切削後施以熱處理，較 2330, 2335, 3125, 或 3130 可得更大強度。1.5吋以上之斷面當熱處理後可較 2330, 2335, 3125, 或 3130 可得更均勻性質。

棒材可自 815~840°C 淬火於油而適當回火之。鍛造品較欠均質，宜先自 885~940°C 放冷於空氣後，再施上之熱處理。

例3. S.A.E. 3240.

C %	Mn%	P %	S %	Ni%	Cr%
0.35~0.45	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	1.5~2.0	0.9~1.25

此鋼鍛造而施熱處理後，較 2340, 2345, 3135, 或 3140 有更大強度。因含鎢較多，熱處理影響更可深入於断面全部，故較他種鋼更適於 1.5 吋直徑以上之大型断面。但此鋼不適用於齒輪。

棒材自 800~830°C 淬火於油，而適當回火之。鍛造品因品質不均勻，宜先自 885~940°C 放冷於空氣中後，再施上之熱處理。

例4. S.A.E. 3245 及 3250 鋼

	C %	Mn%	P %	S %	Ni %	Cr%
3245	0.4~0.5	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	1.5~2.0	0.9~1.25
3250	0.45~0.55	0.3~0.6	≤0.04	≤0.04	1.5~2.0	0.9~1.25

此鋼鍛造或切削後，油中淬火硬化之。有極大強大。硬化深度甚大，用於 1.5 吋以上之断面。衝擊抵抗頗佳。3245 鋼適於齒輪之用。棒材自 775~800°C 淬火於油，適當回火之。鍛造品因品質不勻，宜先自 870~925°C 放冷於空氣後再施上之熱處理。

鍛造後須切削者，宜先自 870~925°C 放冷於空氣中後，加熱至 675~705°C 徐冷之，而後切削。再自 760~785°C 淬火於油。適當回火之。

例5. SAE. 3415.

C %	Mn%	P %	S %	Ni%	Cr%
0.1~0.2	0.45~0.75	≤0.04	≤0.04	2.75~3.25	0.6~0.95

滲碳用鋼之中心部須有極大強度與韌度時用此鋼。用以製齒輪時須極精密而有強度，此時宜於滲碳前先施行標準化，或淬火而回火之。如是可改善其組織與切削性，並可減少其屈曲。

(I) (須最大硬度，雖彎曲亦無妨者) 滲碳於 870~895°C 自匣中取出淬火於油。再熱至 745~770°C 淬火於油。回火至 120~260°C。

(II) (表皮須最硬，表皮與中心須最微細化，稍屈曲亦無妨者) 滲碳於 870~895°C，自匣取出淬火於油。再熱至 815~840°C 淬火於油，更熱至 745~775°C 淬火於油，回火於 120~260°C。

(III) 表皮須硬而微細化，且須最少彎曲者) 滲碳於 870~895°C，冷於匣中，加熱至 760~785°C 淬火於油，回火至 120~260°C。

(IV) (表皮與中心部均須微細化，雖稍彎曲亦無妨者) 滲碳於 870~895°C，冷於匣中。再熱至 875~840°C 淬火於油。更自 745~775°C 淬火於油。回火於 120~260°C。

例6. SAE. 3435.

C %	Mn %	P %	S %	Ni %	Cr %
0.3~0.4	0.45~0.75	≤0.04	≤0.04	2.75~3.25	0.6~0.95

此鋼鍛造切削後施以熱處理時可較 2330, 2335, 3135, 或 3130 有更大之強度。用於 1.5吋以上之斷面時，其熱處理效果更佳。

熱處理方法先自 845~900°C 放冷於空氣中，再自 775~800°C 淬火於油。而後適當回火之。若鍛造品須切削後再熱處理時，則先自 845~900°C 放冷於空氣中，再熱至 675~705°C 徐冷於油中，而後切削之。更自 775~800°C 淬火於油，而後適當回火之。

#### 第四節 錳鋼

63. 波來鐵錳鋼·錳鋼。 分為波來鐵錳鋼及沃斯田鐵錳鋼兩種。普通工具鋼

鋼中含錳約 0.25~0.3%，構造用碳鋼中含錳在 0.4% 以上。此含錳量所以除去硫之惡影響者。含錳超過此範圍後，視為合金鋼。

錳可降低變態點。在波來鐵鋼中每 0.1% 之錳可使 Ac 降低 2.8~3.3°C，而 Ar 之降低更著。含錳甚多時，徐冷至常溫後可成麻田散鐵或沃斯田鐵組織。錳又生複碳化物，(Double Carbide)，增強度與硬度。高碳量時可用為工具鋼。

構造用錳鋼含 1~2%Mn, 0.25~0.5%C，其性質優於碳鋼，與低錳鑄鋼略等。有時可為 Cr-V 鋼或鎳鋼之代用品。且其價較廉。0.38%C, 1.08%Mn 之鍛造品，自 800~815°C 冷於空氣中時，可得下之性質。

抗拉力 lbs/in <sup>2</sup>	103,500	98,500	92,000
彈性限界 lbs/in <sup>2</sup>	66,000	60,000	51,500
伸長率% (2 吋)	24.5	25	27
斷面縮率%	48	47.4	48

含 1.6~1.9% Mn, 0.3~0.4 或 0.4~0.5%C 之錳鋼常用於汽車之軸。2~3 吋直徑之軸當熱處理後，0.3~0.4%C 者可達 130,000~110,000~15~45 之最小限度。0.4~0.5%C 者其強度更可增高 10,000 lbs/in<sup>2</sup>。

鎗管(Rifle barrel)材料用此鋼時可有大強度與韌性且易於切削。含 0.45~0.55 C, 1.25% Mn 之鋼當熱處理後有 115,000~125,000 lbs/in<sup>2</sup> 之抗拉力, 80,000~90,000 lbs/in 之彈性限界, 22~24% 之伸長率, 55~60% 之斷面縮率。

第 151 圖與第 152 圖示 0.4% C, 1.15% Mn 鋼之 1 吋棒之熱處理後性質。第 153, 154 圖示 0.37%C, 1.80% Mn 1 吋棒鋼之熱處理後性質。

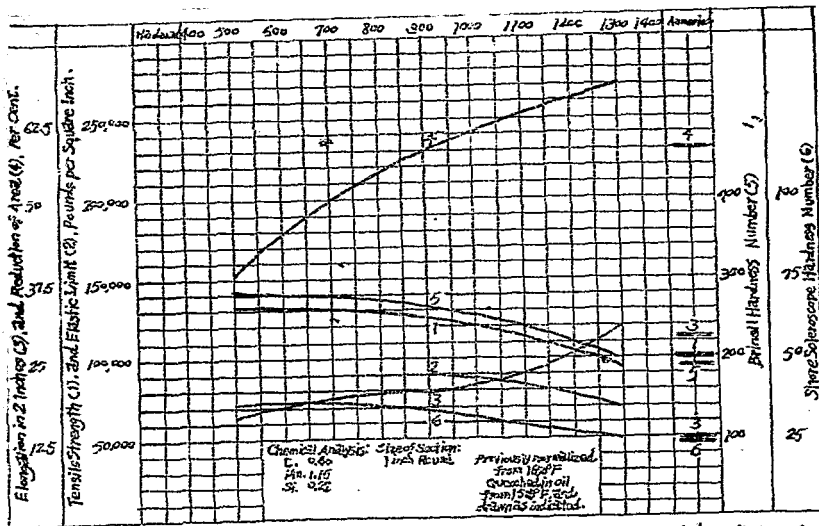


Fig. 151.—Normal Characteristics of 0.40 Carbon-7.15 Manganese Steel. Heat Treated. Oil Quenched.





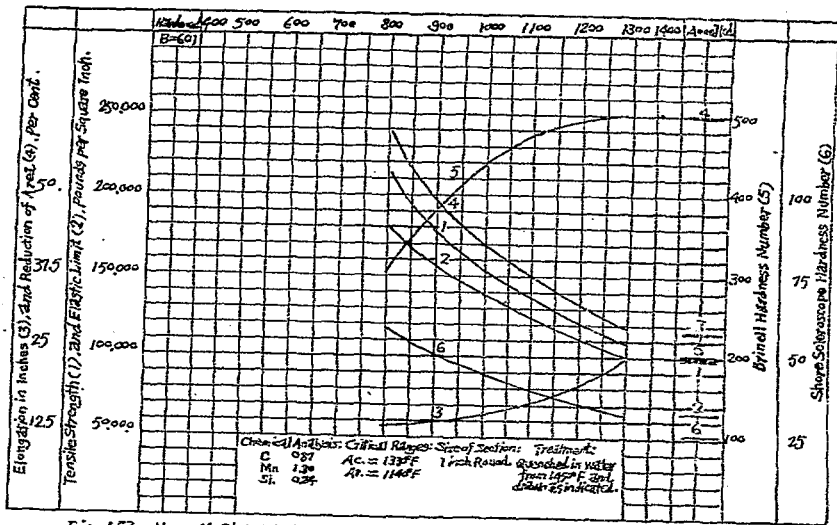


Fig. 153—Normal Characteristics of 0.37 Carbon-1.80 Manganese Steel, Heat Treated.

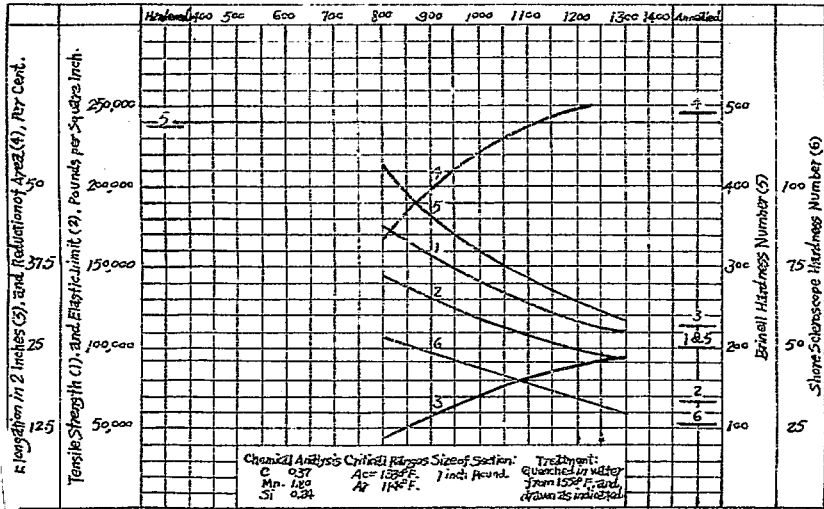


Fig. 154.—Normal Characteristics of 0.37 Carbon—1.80 Manganese Steel, Heat-Treated.

第 154 圖

64. 工具用鑄鋼。其析碳量 (0.5~0.95%C) 之 1.5~1.75% Mn 錳鋼油中淬火後成為不變形鋼 (Non-deforming steel) 或不縮鋼 (Non-sinking steel)。用於工具。以油淬火，可無彎曲裂開等弊。且硬度深入，較同一含碳量之鐵鋼經水中淬火者更深。適當回火之，可使工具硬度不甚減低而其尺寸可與所要者頗能接近。一部之錳可以 Cr 及 W 代之，以更增其硬度與切削性。

	I	II	III
C %	0.85~0.95	0.85~0.95	0.85~0.95
Mn %	1.5~1.75	1.0~1.2	1.1~1.2
Cr %		0.4~0.55	0.45~0.55
W %			0.45~0.55

淬火溫度為 760~815°C，因大小與形狀而異。普通者以 782~793°C 為宜，普通淬火後有殘留沃斯田鐵，淬火溫度愈高者愈多。回火時沃斯田鐵在 200°C 以下為安定。但在此溫度以上，則完全變為麻田散鐵而起容積之膨脹。工具或拉模 (Die) 之回火溫度在 150~230°C 可除去其淬火應變。

65. 高錳鋼 含錳 6~20% 之高錳鋼，具有適量之碳者屬於此類。含錳更少者有脆質麻田散鐵之存在，含錳更多者常溫時因碳化物而亦成脆質。普通成分為 11~12% Mn, 1~1.2% C 之範圍。此鋼之磨耗抵抗力甚大，並可耐衝擊。此為沃斯田鐵組織之鋼。其性質如下

	抗拉力 lbs/in <sup>2</sup>	彈性限界 lbs/in <sup>2</sup>	伸長率% (2 吋)
鑄造	82,000	45,000	30
軋延	135,000~140,000	60,000~70,000	30~40
鍛造	142,000	55,000	38

軋道用者之規範如下。

C %	Mn %	Si %	P %	S %
0.95~1.15	10.0~13.0	0.2~0.4	<0.10	<0.06

抗拉力 lbs/in <sup>2</sup>	彈性限界 lbs/in <sup>2</sup>	伸長率% (2吋)
100,000	55,000	20

其中有時加鎢以增其彈性限界，其軋延者可增至 85,000 lbs/in 之彈性限界。含鎢 1% 以下者不減其衝擊抵抗，但含鎢在 0.5% 以上時，其伸長率急減，含鎢 1% 以上者，伸長率減至 20% 以下 (2吋)。

此鋼之熱處理之目的有二。(i) 使結晶粒微細化，並 (ii) 除去其複碳化物以增韌性。鑄造後之狀態為粗粒之沃斯田鐵，有柱狀組織 (Columnar structure) 而甚脆，不能適用。鍛造者雖可成微粒，但仍脆。若此鋼棒自 980°C 徐冷其半部，而將其餘半部淬火於水，則淬火者之伸長率達 50~60%，徐冷者之伸長率為 2~4%。退火之則分離其多量之碳化物而成硬脆。此碳化物成脆弱之膜包圍於沃斯田鐵之周圍，成針狀或魚骨狀，如第 155 圖所示。該圖乃軋延棒自 953°C 退火之組織。退火後之機械性質如下。

C %	Mn %	抗拉力 lbs/in <sup>2</sup>	彈性限界 lbs/in <sup>2</sup>	伸長率% (2吋)	斷面縮率%
0.95	10.07	94,600	67,500	1	1.4
1.00	11.21	99,950	77,660	1	0.75
1.07	13.38	103,670	62,350	3	3.4

熱至高溫時，此複碳化物薄膜溶入於沃斯田鐵內，若急冷之，則碳化物大多保持其過飽和之溶解狀態而不分離。此高溫普通須在 997°C 以上，若此溫度急冷於水時，可有 135,000~145,000 lbs/in 之抗拉力與 50~60% 之伸長率。然將溫度保熱時間，及冷卻速度等變化時，其機械性質可種種變換。



FIG. 255.—Commercial Manganese Steel  
Annealed at 1750° F.  $\times 100$ . (Bullens.)

第 155 圖

### 第五節 錳鋼

66. 概說。錳為還元作用之合金元素。少量之錳可溶於肥粒鐵內，多量時成複碳化物。錳之影響可阻止結晶粒之生長，使組織微細化。層狀波來鐵不存在，因之彈性限界對於抗拉力之比可得增高。茲分類如下。

- (I) 0.25%以下之含鉬量。  
 (a) C~V 鋼  
 (b) Cr~V 鋼 (Cr 約 1%)  
 (c) 其他與 Ni, Cr Mo, Mn 等之合金鋼
- (II) 0.3~0.6% 之含鉬量  
 含鉬，鉻等合金鋼，適於高溫工具之鋼
- (III) 0.5~2.0% 含鉬量。  
 高速鋼。

67. C~V 鋼。此鋼僅用於大形鑄物，蓋可免淬火以避得裂。鉬可除去氧化物，適當退火或放冷於空氣中時，可增進彈性限界與抗拉力。工具鋼中含鉬者其強度，韌度，與切削能力均佳。且淬火溫度之範圍亦廣。淬溫度為787~815°C。

68. 鉻鉬鋼 鉬常加於鉻鋼中以助其効 0.8~1.1% Cr, 0.15~0.25% V 之合金鋼有最良之機械性質。此鋼之複碳化物不易溶解於沃斯田鐵。淬火溫度因之須在  $A_{c3}$  上方較高之處。鉬使波來鐵之組織更細，可增韌性與延性。

例 1. SAE. 6120 鋼

C %	Mn %	P %	S %	Cr %	V %
0.15~0.25	0.5~0.8	≤0.04	≤0.04	0.8~1.1	最少0.15普通0.18

此鋼用於滲碳，可代 2315, 2320, 3115, 或 3120 等用。適當熱處理後亦可用於機械部分品。

(I) (須有硬度，彎曲亦無妨者) 滲碳於 900~925°C，自匣中淬火於油。再熱至 775~800°C 淬火之，回火至 120~260°C。

(II) (表皮須最大硬度，中心部與表皮須最微細化，彎曲亦無妨者) 滲碳於 900~925°C，自匣中淬火於油。再熱至 870~900°C 淬火於油，更自 775~800°C 淬火之，回火至 120~260°C。

(III) (表皮須硬而微細化，且最少彎曲者) 滲碳 900~925°C，冷於匣中，

再熱至 830~855°C 淬火後回火至 120~260°C。

(IV) (表皮與中心部均須微細化，彎曲亦無妨者) 滲碳於 900~925°C，冷於匣內。再熱至 870~900°C 淬火之。回火於 120~260°C。

若用於齒輪須精密與強度時，滲碳前宜先自 900~950°C 放冷於空氣中，以改善其組織且減少熱處理時之屈曲。

例 2. SAE 6125 及 6130。

	C %	Mn %	P %	S %	Cr %	V %
6125	0.2~0.3	0.5~0.8	≤0.04	≤0.04	0.8~1.1	最少0.15普通0.18
6130	0.25~0.35	0.5~0.8	≤0.04	≤0.04	0.8~1.1	最少0.15普通0.18

此鋼用於熱處理之汽輪部分品時，可代 2330, 2335, 3125, 3130, 或 3325 鋼

。棒材宜自 855~910°C 淬火後適當回火之。鍛造品之品質欠均勻，宜先自 900~950°C 放冷於空氣中，而後施以上之熱處理。

例 3. SAE 6135 及 6140 鋼

	C %	Mn %	P %	S %	Cr %	V %
6135	0.3~0.4	0.5~0.8	≤0.04	≤0.04	0.8~1.1	最小0.15普通0.18
6140	0.35~0.45	0.5~0.8	≤0.04	≤0.04	0.8~1.1	最小0.15普通0.18

此鋼用於汽車部分品之鍛造，熱處理後可有大強度，其韌性與疲勞抵抗均佳。

可為鎳鋼與鎳錳鋼之代用品。

棒材之熱處理，自 840~900°C 淬火於油，適當回火之。鍛造品之熱處理，因品質不均勻，先自 900~950°C 放冷於空氣中，而後再施上之熱處理。若鍛造後須切削之，而後再施熱處理時，則先自 900~950°C 放冷於空氣中，再熱至 675~735°C 徐冷之，然後切削。次加熱至 840~900°C 淬火於油，再適當回火之。

例 4. SAE. 6145 及 6150 鋼

	C %	Mn %	P %	S %	Cr %	V %
6145	0.4~0.5	0.5~0.8	≤0.04	≤0.04	0.8~1.1	最小0.15普通0.18
6150	0.45~0.55	0.5~0.8	≤0.04	≤0.04	0.8~1.1	最小0.15普通0.18

此鋼用為鍛造品，加以切削而淬火之。棒材之熱處理自 830~885°C 淬火於油，適當回火之。鍛造品因品質不勻，先自 900~950°C 放冷於空氣後再施上之熱處理。若齒輪等，鍛造後須切削之而後再施熱處理時，先自 900~950°C 放冷於空氣後，再熱至 675~735°C 徐冷之。然後加以切削，更自 830~885°C 淬火於油，而適當回火之。

例 5. SAE 6195

C %	Mn %	P %	S %	Cr %	V %
0.9~1.05	0.2~0.45	≤0.03	≤0.03	0.8~1.1	最小0.15普通0.18

此鋼在汽車構造上用途有限。但用為工具材料及不銹軸承等。普通之熱處理，先經標準化與退火後自 815~840°C 淬火油而適當回火之。若鍛造品之熱處理則用特種熱處理法即先自 900~950°C 開放爐門冷至 540°C 左右，再熱至 700~735°C，保熱 36 小時以上，使有適當組織及切削性，然後徐冷於爐中。再加切削，更熱至 815~840°C，，淬火於油中，適當回火之。

## 第六節 鉬鋼

69. 概說 - 鉬之加入非所以除去鋼中氧化物等夾雜物，完全為製成合金鋼之目的。含鉬量以 1% 以下者為最經濟。普通在 0.5% 以下。鉬鋼須熱處理以充分發揮其効力。且鉬之効果當 Cr, Ni, 或 Ni~Cr 共存時更大。實用上鉬鋼之成分如下。



種類	C %	Mn %	Mo %	Cr %	Ni %	V %
碳鉬鋼	0.20	0.41	0.68	—	—	—
碳鉻鋼	0.35	0.69	0.78	—	—	—
鉻鉬鋼	0.23	0.58	0.35	0.87	—	—
鉻鉻鋼	0.35	0.64	0.36	1.06	—	—
鉻鉻鋼	0.48	0.72	0.35	1.04	—	—
鎳鉬鋼	0.23	0.45	0.51	—	3.44	—
鎳鉻鋼	0.38	0.42	0.46	—	3.36	—
鎳鉻鋼	0.46	0.61	0.54	—	2.28	—
鎳鎳鉻鋼	0.30	0.59	0.51	0.78	2.02	—
鎳鎳鉻鋼	0.35	0.66	0.36	0.88	2.94	—
鎳鉻鉻鋼	0.28	0.70	0.74	1.19	—	0.20
鎳鉻鉻鋼	0.39	0.48	0.85	1.06	—	0.17

加適量之鉬於鋼中而施以適當之熱處理時，可回火於較高溫度而得同一之機械性質。對於一定之彈性限界時，可增大其韌度與延性。增加其切削性。與鉻共存時可增加其淬火深度、彈性限界與抗拉力之比可得增加。淬火溫度之範圍較不含鉬者為廣。

0.4% Mo 之鋼與0.2% V 之鋼經熱處理後有同一硬度時，二者之鉻質相等。但通常鉻鋼有較大之延性而鉬鋼有較高之彈性比（彈性限界與抗拉力之比）。鉻鋼之淬火硬化層較深。對於衝擊及疲勞之抵抗則鉻鋼與鉬鋼略相似。高速鋼中之鉻不能以鉬代之。熱處理之構造用鋼中含鉬量以0.2%為度，但含鉻量則雖在0.4%以上尚可增進其強度。

含鉻在1%以下時增高Ac變態溫度。含普通量之Mn與Si之鐵鋼，若其Ac<sub>1</sub>最高溫度為734~739°C，且假定每0.1% Cr將Ac增高1.7°C，每0.1%

Ni 將 Ac 低降  $1.2^{\circ}\text{C}$ ，則每  $0.1\%$  Mo 之影響，對於 Mo~Cr 鋼可將 Ac 增高  $8.3^{\circ}\text{C}$ ，對於 Mo~Ni 鋼增高  $5.6^{\circ}\text{C}$ ，對於 Mo~Cr~Ni 鋼增高  $8.7^{\circ}\text{C}$ 。但對於 C~Mo 於鋼則每  $0.1\%$  Mo 約增高  $2.2\sim 4.4^{\circ}\text{C}$ 。

70. C~Mo 鋼 此鋼用途不多。鉬之影響當與鎢共存時特着。故  $0.75\sim 1.0\%$  Mo 之 C~Mo 鋼今多以  $0.3\sim 0.4\%$  Mo 之 Cr~Mo 鋼代之。但低碳低鉬鋼因其延性較佳，故  $0.13\sim 0.17\%$  C,  $0.22\%$  Mo,  $0.45\%$  Mn 之鋼有時用以製  $\frac{3}{16}$  吋之薄板。此時其平均性質如下。

	抗拉力 lbs / in <sup>2</sup>	彈性限界 lbs / in <sup>2</sup>	伸長率%(2吋)	斷面縮率%
軋延者	68,000~62,000	56,000~46,000	30~45	37~52
870°C 退火	57,000~53,000	41,000~35,000	42~46	51~55
870°C 淬火於水 480°C 回火	95,000~93,000	87,000~86,000	14~18	36~48

此鋼之適當淬火溫度為  $910^{\circ}\text{C}$ ，，淬火於水。

71. Cr~Mo 鋼 此鋼通常含鉬在  $0.15\sim 0.25\%$  或  $0.25\sim 0.50\%$  之範圍內。此鋼用於滲碳時，中心部之微細化須甚高溫度，故對於滲上滲於碳鋼。此鋼之切性較同一彈性限界之他種合金鋼為佳。淬火溫度範圍亦頗廣。第 156 圖及第 157 圖示  $0.15\%$  C,  $0.38\%$  Mn,  $0.28\%$  Mo,  $0.73\%$  Cr 之  $1\frac{1}{4}$  吋棒當熱處理後之性質。  $0.25\%$  C,  $0.75\%$  Mn,  $0.37\%$  Mo,  $0.84\%$  Cr 鋼之適當淬火溫度如下。經此淬火後再回火於  $260^{\circ}\text{C}$

棒之直徑(吋)	水中淬火溫度 (°C)	油中淬火溫度 (°C)
1/2	815	829
7/8	829	901
1 1/4	901	901
2	849	857

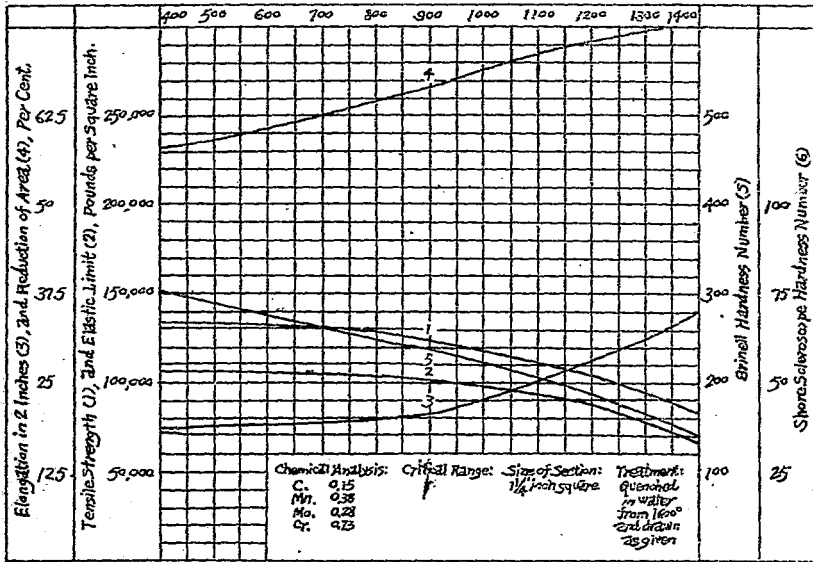


Fig. 156.—Normal Characteristics of Low-carbon, Molybdenum-Chromium Steel, Heat-Treated.

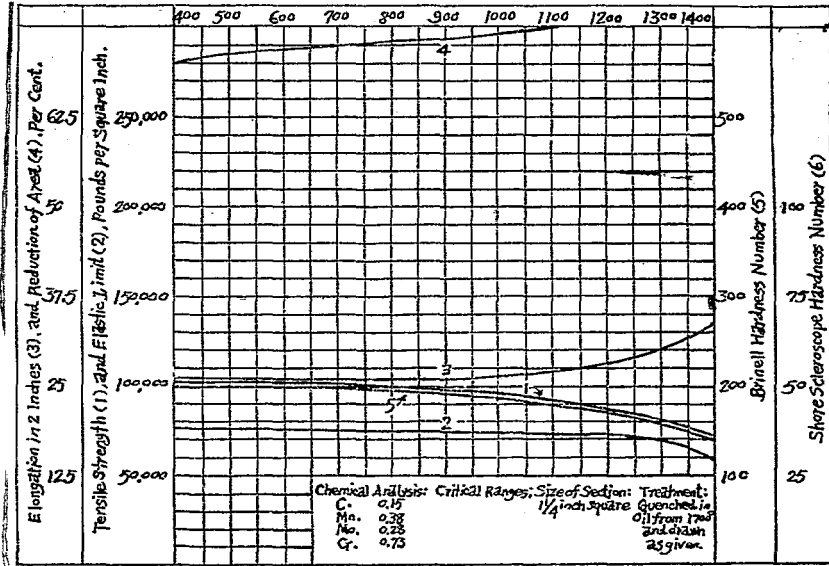


Fig. 157.—Normal Characteristics of Low-carbon, Molybdenum-Chromium Steel, Heat-Treated.

第 157 圖

以上時，彈性限界達抗拉力之 90%，伸長率在 10% 以上。又上之成分之鋼，自 853°C 放冷於空氣後，由 842°C 淬火於水，回火於 482°C，538°C，593°C，648°C 各溫度後，其 1 吋圓棒冷彎於 1 吋直徑之周圍，可達 180°C 而不裂。

第 158 圖與第 159 圖示此鋼之  $\frac{7}{8}$  吋與 2 吋圓棒之熱處理性質。第 160 圖示 0.4% C, 0.68% Mn, 0.95% Cr, 0.24% Mo 鋼之  $\frac{7}{8}$  吋圓棒當熱處理後之性質。

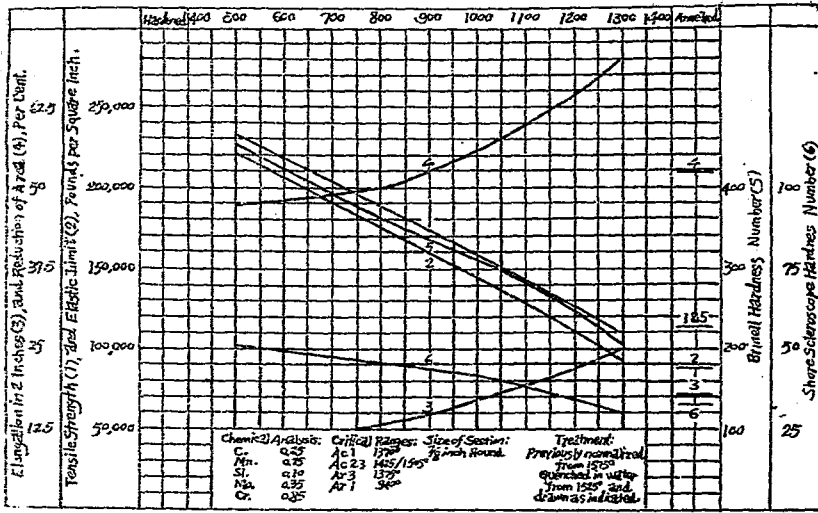


Fig. 158.—Normal Characteristics of 0.25 Carbon, Molybdenum-Chromium Steel, Heat-Treated. 3/8 in. Rounds.

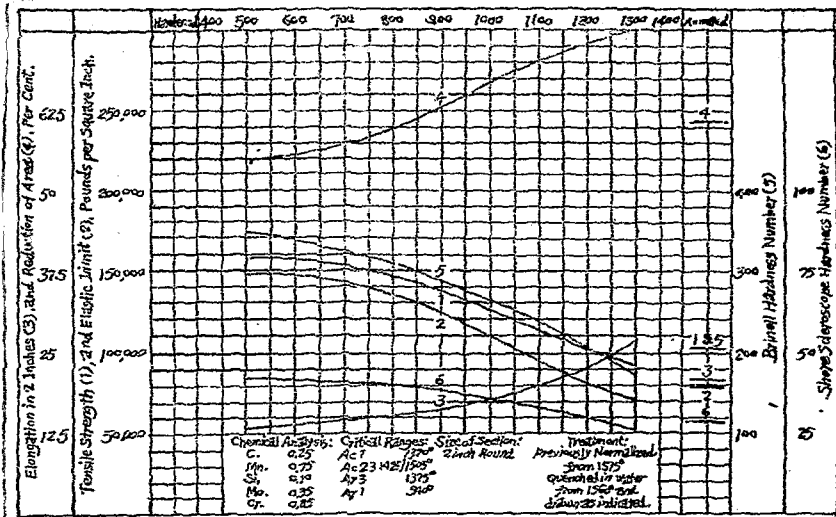


Fig 137. - Normal Characteristics of 0.25 Carbon, Molybdenum-Chromium Steel, Heat-Treated, 2-in. Rounds.

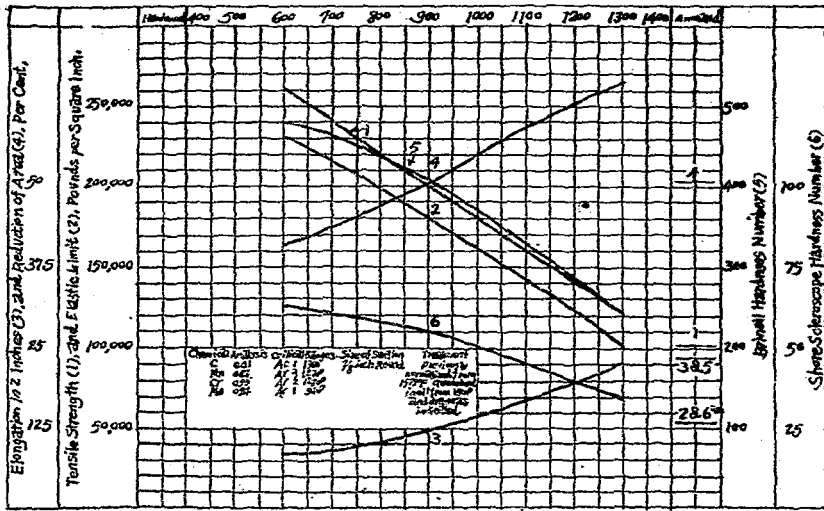


Fig. 16a.—Normal Characteristics of 0.4 Carbon, Molybdenum-Chromium Steel Heat-Treated.

第 160 圖

例 1. SAE 4130 鋼

C %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %
0.25~0.35	0.40~0.70	≤0.040	≤0.045	0.5~0.8	0.15~0.25

此鋼用於汽車鍛造品，及飛機之鋼管可代 2330，3130，3135 或 6130 等用。棒材之熱處理自 840~895°C 淬火後適當回火之。鍛造品因品質不勻，先自 895~950°C 放冷於空氣，而後施以上之熱處理。

例 2. SAE 4140

C %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %
0.35~0.45	0.4~0.7	≤0.04	≤0.045	0.8~1.1	0.15~0.25

此鋼用於汽車上鍛造部分品，可代 2340，3140 及 6140 之用。棒材之熱處理自 829~885°C 淬火於油，而適當回火之。鍛造品則自 893~953°C 放冷於空氣後，如上熱處理之。鍛造後須切削者宜先自 898~953°C 放冷於空氣後，再自 675~734°C 徐冷之。而後施以切削，再自 830~885°C 淬火於油，而適當回火之。

72. Mn~Ni 鋼 此鋼當歐戰時所發展，用以製出坦克之裝甲板 (Armor plate)，其目的乃求其能抵抗彈丸，並有較 Cr-Ni 鋼更良之切削性。且求其有高彈性界與高值之斷而縮率，其代表的成分之一例如下。0.3~0.35% C；0.6% Mo；4.5% Ni；Mn, P, S, Si 均低。自 870~900°C 淬火時有高彈性界與大延性。

此鋼可用於滲碳，淬火於油中後其表皮硬度可較他種合金滲碳鋼為大。

例. SAE 4615 鋼

C %	Mn %	P %	S %	Ni %	Mo %
0.1~0.2	0.3~0.5	≤0.04	≤0.045	1.25~1.75	0.2~0.3

此鋼用以滲碳。

(I) (表皮須最大硬度，表皮與中心須最微細化，彎曲無妨者) 滲碳於 870~900°C 冷於匣中，自 830~855°C 淬火於油，再自 745~775°C 淬火之，回火於 120~260°C。

(II) (須有硬度，表皮須微細化，須最少彎曲者) 滲碳於 870~900°C，冷於匣中，自 800~830°C 淬火後，回火於 120~260°C。



## 第七節 鑄鋼

73. 概說 本節內分鑄鋼為下之五類

- I. 含錳工具鋼
  - (a)  $W < 1\%$ ,
  - (b)  $1 \sim 2.5\% W$ , 一般優等工具
  - (c)  $2 \sim 5.7\% W$ , 硬物切削用
- II. 磁石鋼
- III. 拉模 (Drawing die) 用鋼
- IV. 空氣作用工具半高速鋼及高溫用工具鋼
- V. 高速鋼

鑄之影響如下。

(i) 使組織微細化。鑄在  $0.5\%$  以上時，經適當製造後，層狀波來鐵及網狀組織可得防止之。其斷面較他種合金網為更細。因之增加韌性及磨耗抵抗。

(ii) 生碳化錳，此可溶於沃斯田鐵中，性較遲緩。其硬度極大；成遊離狀態時更可增加切削能力與磨耗抵抗。

(iii) 不含鉻或極少鉻量者，淬火於水時不易生裂。故自  $1 \sim 2\% W$ ,  $1.0 \sim 1.3\% C$ ,  $\leq 0.5\% Cr$  鋼至  $5 \sim 6\% W$ ,  $0.65 \sim 0.75\% C$ ,  $\leq 0.2\% Cr$  磁石鋼可淬火於水。此二者淬火於水時均不若同一碳量之碳鋼之易裂也。

(iv) 上述範圍之含錳量增高  $A_c$  之變態範圍每  $1\% W$  可增高  $5.5^\circ C$ 。故  $0.68\% C$ ,  $0.28\% Mn$ ,  $5.60\% W$  之磁石鋼其  $A_{c \max}$  達  $760 \sim 765^\circ C$ ，其  $A_r \max$  為  $708^\circ C$ 。

(v) 含錳  $4\%$  以下即普通之工具鋼對於回火時沃斯田鐵之分解開始溫度，其影響甚少。然分解之溫度範圍，則因錳而增大。例如  $1.1\% C$ ,  $0.2\% Mn$  之工具碳鋼，其分解範圍為  $190 \sim 250^\circ C$ ；但  $1.4\% C$ ,  $0.5\% Cr$ ,  $4\% W$  之低溫鋼，其分解範圍為  $204 \sim 282^\circ C$ 。故回火溫度可較碳鋼增高，而增大其韌性。

(vi) 錳與鉻共含有時，鉻之影響甚著。工具鋼中含鉻達  $0.4 \sim 0.5\%$ ，磁石鋼

中含鉻達 0.2%，其鉻量當淬火加熱時可助碳化鉻之溶解，並不妨礙水中淬火；且稍增進強度。含鉻更多時則水中淬火有危險而宜淬火於油。鉻更可增表面硬度與化深度。鉻量更增時對於沃斯因鐵之分解甚有影響，即成空氣鎢，大鎢，及高溫工具與高速鋼之材料，

74. 含錫工具鋼。 含錫在 1% 以下之單純低錫鋼，其強度等性質之改進甚微，而價較他合金鋼為貴。故用途甚少。

含錫 1~2% 之錫鋼，在合金工具鋼中甚為重要。此鋼含碳有種種，應各用途而略異。水中淬火後，變形極微。其用途之例如鑿 (Chisel)，及其他銳鋒工具 (Keen edged tools)；揮發油發動機 (Gasoline motors) 之活門；拉模 (Drawing dies) 及其他耐磨耗工具；鋸片 (Hacksaw blade)；及其他 Chasers, threading dies, broaches reamers, taps, drills, milling cutters 等工具。其成分之例如下。

C %	0.5~0.65	0.9~1.3	1.~1.3	1.~1.2	1.15~1.3
W %	0.5~2.0	1.15~1.4	1.5~2.0	1.25~2.5	1.18~1.28
Mn %	≤0.35	0.3~0.4	≤0.35	≤0.35	0.25~0.30
Cr %	—	0.2~0.35	0.5	—	—
V %	—	—	0.25	—	—

此種高碳錫鋼之熱處理如下。淬火時須徐徐加熱至 790°~810°C，淬火於水或鹽水中。然後即速回火於 190~260°C。其過火溫度為 800~790°C 左右。

含錫 2.5~7% 者可適用於硬物之切削；於他種普通合金工具所不能切削之物此鋼可適用之。此鋼稱為 "Fast-finishing" 鋼。含碳量 1.1~1.3%，因複雜化合物之溶解甚緩，故淬火時常須加熱至 925°C 左右，加以 Cr，或 Cr 與 Mn，或 Cr 與 V 時，此鋼可成爲油淬火鋼。其成分之例如下。

	C %	Mn %	W%	Cr %
極硬者	1~1.3	0.2~0.35	3~5	0.75~1.0
代表的成分	1.1~1.45	0.2~0.35	3~4	0.15~0.4
特殊品	1.15~1.35	0.2~0.35	6~7	0.15~0.4

此 W-Cr 鋼之切削能力佳，硬化溫度大，且淬後變形頗少。

75. 磁石鋼 磁石鋼成分普通為5~6%W, 0.65~0.75%C; 含錳0.2%以下者成可淬火於水。水中淬火溫度為 845~860°C, 而不同火之。

此鋼適當製造而淬火時，磁性之最小限度有 Br=10,000 -10,500 及 H=60 (H=200)。但磁石鋼因價較廉故可代用之。

76. 冷拉模鋼 冷拉模鋼 (Cold-drawing diesteeel) 概含多量之碳；達 2% 左右。其含錳量在 1% 以上。其耐磨耗性頗大，蓋因其氧化錳與碳化鐵之複雜化合物故也。成分之例如下。

W%	1.25~1.50	2.85 3.15	3~3.3	3.75~4.25	11.5~12.0
Cr%	---	---	---	1.9~2.1	1.8 2.0
C %	1.9~2.00	1.9~2.0	2.0~2.20	1.85~1.95	1.85 1.95
Mn%	0.45~0.55	0.45~0.55	0.7~0.8	0.35~0.45	1.9 -2.0

上表中之前三種鋼較軟，耐磨耗性大，不易裂開。

用於軟質線之拉伸。淬火時僅須將模孔淬火之。第一種鋼之水中淬火溫度為 760~775°C；第二種較微硬，其水中淬火溫度為 790°C。其退火溫度為 760°~796°C。上表第四種鋼為中硬性，用於 1/4 吋以上之棒之拉伸。此鋼可硬化於空氣中其溫度範圍為 745~815°C，其退火溫度為 760~785°C。第五種為硬質材料。用於極細線之拉伸。油中淬火溫度為 815°C，其後再回火於 150~205°C；退火溫度為 585~590°C 而極徐冷之。

77. 空氣作用工具 (Pneumatic tools) 半高速鋼 (Semi-high speed Steel) 及高

溫工具鋼 此類之鋼為 W—Cr—V 鋼，因鎢量多少而分此三種，其含碳量均略等，約 0.3~0.5%；其成分如下。

類別	W%	Cr %	V %	Mn %	C %
I	1.~2.5	0.5~2.0	0.15~0.4	0.25~0.35	0.3~0.6
II	8~11.0	2.5~3.5	0.3~0.6	0.25~0.35	0.2~0.45
III	14.5~15.5	2.6~2.9	0.3~0.5	0.25~0.35	0.4~0.5

第 I 類與前述之錐工具鋼略同，惟 Cr 與 V 可增進其硬化深度，強度，振動抵抗；淬火溫度較高，宜淬火於油中。其熱抵抗在此三類中為最小。退火溫度為 790 ~ 815°C，油中淬火溫度為 870~925°C，回火於 266~425°C。

第 II 類鋼稱為半高速鋼 (Semi-high-speed steel)。一般用於高溫工具。退火溫度為 840~870°C；淬火於油或空氣中，其溫度為 1035~1200°C，回火於 705°C 以下。

第 III 類鋼與高速鋼極似，述於次節中。

## 第八節 高速鋼

78. 概說， 主要之高速鋼為 18—4—1 及 14—4—2 二型，美國多用之。又 15%W 之鋼英國多用之。其他尚有超高速鋼 (Super high-speed steel)，其平均成分如下表。

	A "18-1-1"	B "14-1-2"	C (英國用)	D (超高速鋼)
C %	0.65	0.65	0.65	0.80
W %	18.0	14.0	15.0	20.0
Cr %	4.0	4.0	3.5	4.5
V %	1.0	2.0	0.5	1.5
Mn %	0.3	0.3	0.4	0.4
Si %	0.3	0.3	0.2	0.2
P %	<0.025	<0.025	<0.025	<0.025
S %	<0.025	<0.025	<0.025	<0.025
				外加 Co, Mo, U

79. 諸元素之影響。(i) 錫：錫阻止沃斯田鐵變為波來鐵之分解。使麻田散鐵安田而得赤熱硬度 (Red-hardness)。又錳與鐵之複碳化物增大硬度。含 0.65% C 而錳在 6~7% 以上者自高溫冷於空氣中可硬化之。因加熱溫度及冷速之不同可得沃斯田鐵，麻田散鐵，或吐粒散鐵之組織。風中硬化時之加溫度須高。若不充分增高則雖 19.28% W, 9.63% C (無鉻) 之鋼自 1050°C 速冷於風中仍不硬。若加熱溫度增至 1350°C 而冷於空氣中可得勃林納硬度 500 左右。然此鋼仍較 6% Cr 鋼風冷時為軟。

不含鉻時，錳增高退火與回火溫度。即麻田散鐵變為吐粒散鐵或糙斑鐵之溫度可增高。例如碳鋼淬火後熱至 210~260°C 時即可生吐粒散鐵；增至 590°C 附近已極軟化而不能切削。但含充分之錳量後，不但當速冷時可增硬度，且可保持該硬度至 600°C 左右。

第 16 圖示 0.63% C, 19.28% W, (無鉻) 之鋼自 1350°C 冷於空氣而回火於各溫度時之勃林納硬度。

(ii) 鎢：鎢可增高回火時之硬度。W—Cr 鋼回火於低溫時硬度不大，或反減低。回火於較高溫度則硬度可較初時冷於空氣者為大。故鎢不但增加高速鋼之硬度，並可減低淬火時之加熱溫度。由下表可明。即最低硬度在無鎢鋼於  $1046^{\circ}\text{C}$  時可得之；但 6.24% Cr 之鋼於  $7850^{\circ}\text{C}$  時得之，此鋼若熱至  $1046^{\circ}\text{C}$ ，其硬度略二倍於  $783^{\circ}\text{C}$  時之值。

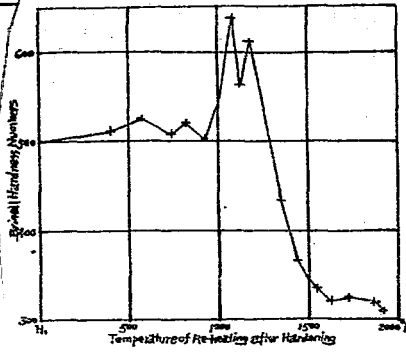


Fig. 161.—Effect of Drawing on Hardness of High Tungsten Steel.

第 16 圖

硬時	自 1350°C 放冷於空氣後再加熱時之物料納硬度															化 學 成 分				
	207	303	397	445	493	542	588	614	635	685	735	783	840	890	939	1014	1046	C	C:	W
499	512	526	512	522	503	512	535	564	511	535	435	364	333	321	325	321	313	0.63	—	19.28
700	713	688	700	700	652	688	700	708	676	573	457	402	364	351	368	382	398	0.63	1.12	19.40
719	727	700	708	700	700	700	744	727	688	622	474	406	402	330	560	643	606	0.68	3.01	19.37
727	713	638	700	700	708	719	752	700	652	611	471	382	364	543	582	611	611	0.64	4.91	19.33
708	727	700	700	688	700	700	752	700	643	578	448	382	373	530	643	643	659	0.67	5.99	18.86
694	688	659	665	652	637	613	726	727	694	592	426	385	409	535	632	643	643	0.64	6.24	17.69

(iii) 鈮：1905 年以後始加鈮於高速鋼中。添加量在 2~2.5% 以下者常有益。78 之表內 A 類中常含 0.5~1% 之鈮，B 類中含 2% 左右之鈮。若鈮在 2.5% 以上反有軟化影響。故含鈮達 3~4% 時，高速鋼全失其赤熱硬度。0.6% C, 3% Cr, 20% W, 4.5% Va 之鋼自 1260~760°C 淬火於水時不能硬化。

(iv) 鈷：鈷之加量因製造者而異。普通約 2.5~5% 左右。鈷增韌性。但熱處理時易脫炭，且易裂，故增韌性。含鈷時，其回火更屬必要。含鈷達 6~7% 時失其赤熱硬度而不能切削。但 Parker 及 DeLong 氏謂鈷量甚多時，鈷代鐵之作用，成 Co—Fe 基與 C, W, Cr, V 之合金，而反增切削效率。此時生 Fe<sub>2</sub>Co 化合物。

(v) 鉬：鉬之加入所以代鎢，鈮，且為超高速鋼之成分。鉬之影響與鎢相似，且較更有効。然此二者亦各有不同性質。鉬所以增加高速鋼之風硬性 (Ari-hardening)，其效果較他種合金鋼為甚。此性質使高速鋼易裂，而不易處理。鉬又使高速鋼不易回火軟化。但增進結晶粒之生長，與複碳化物之析出。鉬又減低炭化物之熔點。當熱處理時，鉬又有助脫碳之傾向，且鉬易成揮發性之氧化物而逸出。

(vi) 鈷：高速鋼中加鈷，創始於最近，故其影響未有詳細之研究報告。鈷與銻，鎢。鈷為同族元素，故可推知其而助赤熱硬度而可代鎢。又助成更複雜之碳化物，此含鈷之複碳化物較易溶於沃斯田鐵，故淬火回火後可增進其切削效率。含鈷之高速鋼當退火後，其顯微鏡組織更富於複碳化物。此由第 162, 163, 164, 165 諸圖可明。鈷對於熱處理之方法並無影響。



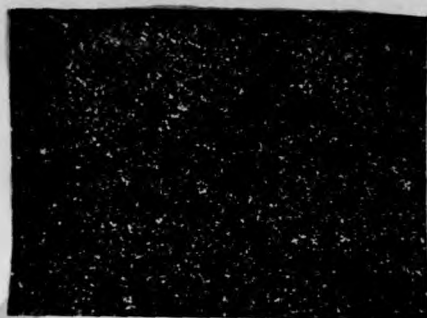


FIG. 162.—High-speed Steel. 0.75 per cent. Carbon; 14 per cent. Tungsten; No Uranium. Annealed.  $\times 100$ .

第 162 圖

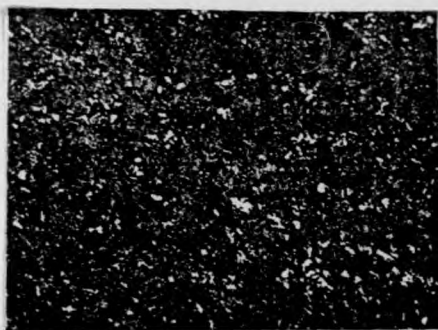


FIG. 163.—High-speed Steel. 0.75 per cent. Carbon; 14 per cent. Tungsten; 0.28 per cent. Uranium. Annealed.  $\times 100$ .

第 163 圖

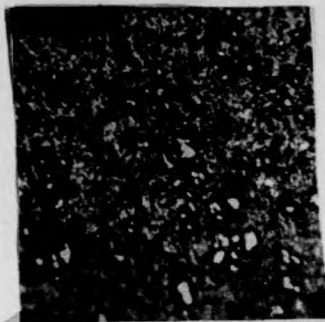


FIG. 164—Annealed Uranium-free High-speed Steel of Fig. 273 at  $\times 500$ .

第 164 圖



FIG. 165—Annealed Uranium High-speed Steel of Fig. 274 at  $\times 500$ .

第 165 圖

80. 變態溫度 第 166 圖示 C 類高速鋼即 0.6% C, 0.08% Mn, 0.19% Si, 1.14% W, 3.85% Cr, 0.52% V 高速鋼之加熱曲線與冷卻曲線。加熱曲線上下方之 1430°F (776°C) 爲磁氣變態, 上方之 1560°F (849°C) 爲 Ac123 變態點。因加入之合金多量故 Ac 123 較炭鋼增高甚多。此鋼若自 1620°F (882°C) 淬火時, 其

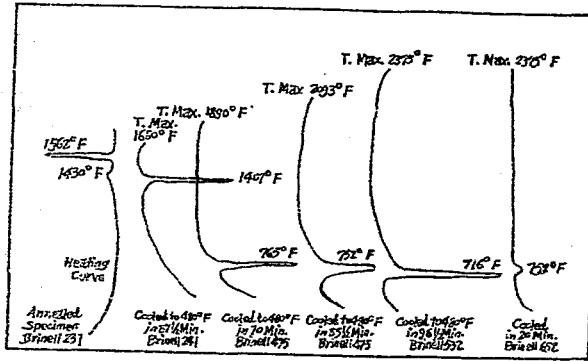


Fig. 166.—Heating and Cooling Curves of Class C High-speed Steel.

第 166 圖

勃林納硬度爲 532。若自 1675°F (912°C) 冷卻時, 於 1410°F (765°C) 發生多量之熱; 此時冷卻速度雖較速, 然因變態完全, 故勃林納硬度又降爲 241。若自 1890°F (1030°C) 冷卻時則 Ar 123 降至 765°F (407°C)。加熱最高溫度更增高時, Ar 123 之降低更甚。自 2375°F (1300°C) 極徐冷時, 則 715°F (379°C) 處發生多量之熱。又由該圖可知最高溫度增高時, 冷卻後之硬度亦大增。自 2375°F (1300°C) 適當速冷時, 則少量之熱發生於 752°F (400°C)。若吹冷於空氣中時, 則曲線上無變態點可尋, 即成淬火狀態。

其他各類高速鋼之變態溫度大致相同。

81. 高速鋼鋼之鑄造與鍛造後組織。鑄造狀態時, 如第 167 圖之組織, 此爲 A 類高速鋼當鑄造後冷於空氣中鑄塊外部之組織時。第 168 圖示該鑄塊之內部組織。由圖知各碳錳化合物 (Carbide-tungstide) 逐次凝結之狀。擴大後之組織如

第 169 圖。其透次凝結之狀況更明。每品粒周圍部分有共晶組織，如第 170 圖之狀。

塊狀之鐵錳化物須消除之，以得佳良組織。固溶體外方之複碳化物不成球狀，亦有害。普通鐵鋼中遊離之  $Fe_3C$  苟熱至  $A_{cm}$  以上易溶入於固溶體。但高速鋼中塊狀之複雜碳錳化物，或成魚骨狀，或成周圍包壳狀，或成層狀，若僅加熱則雖至任何高溫皆不易溶入於固溶體。普通退火之幾無影響，此鐵錳化物之溶解惟賴高溫加工即鍛造或軋延時，方可促成之。蓋高溫加工可將塊狀之鐵錳化物破碎而使均勻分布於母體 (Matrix) 中。如是經退火後，如第 171 圖之組織。即鐵錳化物成細微球粒而均勻佈散。當淬火加熱時易溶入於固溶體內而得均質之固溶體。

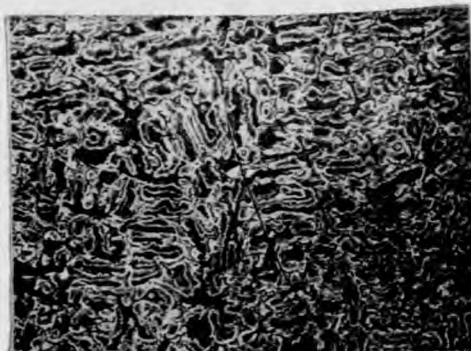


Fig. 169.—High-speed Steel Ingot as Cast and Air Cooled. Cellular Structure near Outside of Ingot, 4 per cent. Nitric Acid-Etch.  $\times 175$ . (MacFarland).

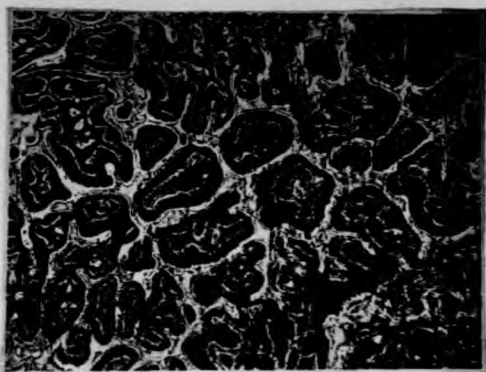


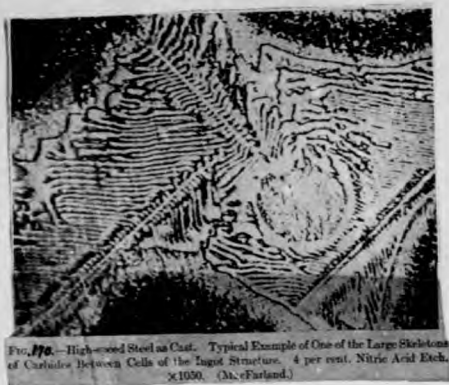
FIG. 168—High-speed Steel Ingot as Cast and Air Cooled; Envelope Structure at Inner Part of Ingot. 4 per cent. Nitric Acid Etch.  $\times 175$ . (MacFarland.)

第 168 圖



FIG. 169—High-speed Steel as Cast. 4 per cent. Nitric Acid Etch.  $\times 1050$ . (MacFarland.)

第 169 圖



第 170 圖

當鍛造與軋延時鑄塊之斷面減小程度，及加工對於鋼塊心部之影響程度甚為重要。其程度小時，鑄造組織不能完全消滅。如第 172 及 173 圖。第 174 圖之線狀碳化物分布亦有害於工具性質。且一旦形成後甚難消滅之。

凡鑄塊，棒材，或已用之工具當鍛造前先宜退火。鑄塊內晶羸弱組織易於裂開。棒材當高溫軋延後急冷時亦受內力。已用工具當淬火及使用時亦生內力。故此等鍛造前宜徐徐加熱。常溫之棒不宜直接置入於高溫爐中。蓋高速鋼之導熱度不佳，驟熱之易變形或彎裂也。加熱前宜先溫熱，然後置於低溫爐中預熱之。若置於冷爐



FIG. 171.—High-speed Steel, Annealed.  $\times 200$ . (MacFarland.)

第 171 圖

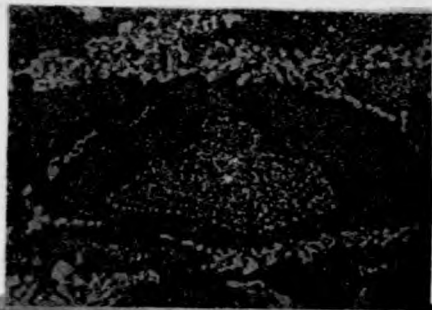


FIG. 172.—High-speed Steel Billet, Slightly Hammered and Annealed, Showing Remains of Cell. Longitudinal Section.  $\times 500$ . (MacFarland.)

第 172 圖

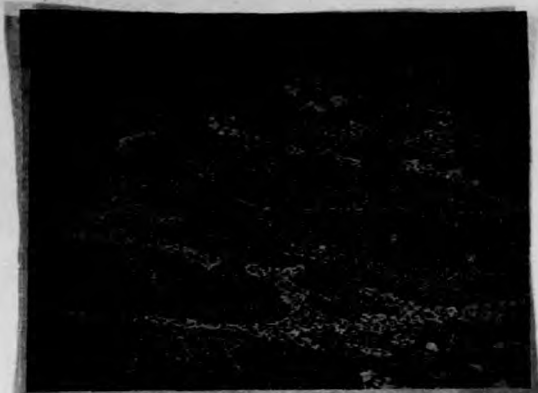


FIG. 173.—4-in. High-speed Steel Billet Reduced from 7-in. Ingot and Annealed. Massive Carbide-tungstides in "Hook" Form.  $\times 275$ . (MacFarland.)

第 173 圖



FIG. 174.—2-in. High-speed Steel Hand-Brand from 7 $\times$ 8-in. Ingot Stock; Carbide Lines Still Remaining.  $\times 275$ . (MacFarland.)

第 174 圖



內與爐同時增高其溫度則最適宜。如是徐徐均勻加熱至  $815\sim 870^{\circ}\text{C}$ ，而後再增高至鍛造溫度。此時或將原爐迅速增高其溫度，或取出而急移入於他高溫之爐。

同一溫度時高速鋼較碳鋼不易鍛延。故加熱溫度更高，且途中宜多加熱。普通鍛造溫度為  $980\sim 1090^{\circ}\text{C}$ ，但  $900^{\circ}\text{C}$  以下不宜再錘擊之。

82. 熱處理方法， (i) 退火：高速鋼之退火溫度宜在  $\text{Ac}1$  以上，起自硬 (Self-hardening) 溫度以下。起自硬時之最高溫度由第 166 圖之曲線可明，即冷卻時在  $750^{\circ}\text{F}$  ( $399^{\circ}\text{C}$ ) 左右發生熱量者。故退火溫度宜在於  $853\sim 953^{\circ}\text{C}$  之間，其冷卻在  $\text{Ar}_1$  以上宜極徐緩，但通過  $\text{Ar}_1$  (即  $735^{\circ}\text{C}\sim 760^{\circ}\text{C}$ ) 以下則冷卻之遲速與硬度無關。普通退火自  $870\sim 900^{\circ}\text{C}$  極徐冷至  $675^{\circ}\text{C}$ ，然後必要時可自爐取出。退火後之勃林納硬度為  $220\sim 260$ 。如是適當退火後之顯微鏡組織如第 171 圖。高速鋼之退火宜置於鐵管或鐵匣內，填以雲母，碳，砂，灰等物而後加熱之，以避脫碳。

(ii) 淬火：欲得最良之切削效率時，淬火時之加熱溫度與時間須適當，以使最大量之複碳物與鑄化物可溶入於固溶體內，且同時有最小之結晶粒。第 175 圖為其適當淬火後之組織，成多角形之沃斯田鐵，中含麻田散鐵；且複碳鑄化物之大部分已溶入吸收於其內。

普通淬火溫度為  $1260^{\circ}\text{C}$  ( $1245\sim 1285^{\circ}\text{C}$ )，因退火後碳鑄化物之分布狀況，大小與形狀而異。時間在可飽和溶解範圍內務宜減短。適當加熱後宜退火於油，俟油在鋼面上不着火後即冷於風中。又或淬火於  $590^{\circ}\text{C}$  之融鉛槽中，通常多淬火於油。切削效率不能以勃林納硬度或銼刀試驗而檢驗之。

淬火之加熱溫度過高時，晶粒極粗且呈焚燒 (Overheating) 現象。第 176 圖示大粒沃斯田鐵周圍有碳化物與黑色物之包圍。第 177 圖示碳化物鎔化後之共晶部份。

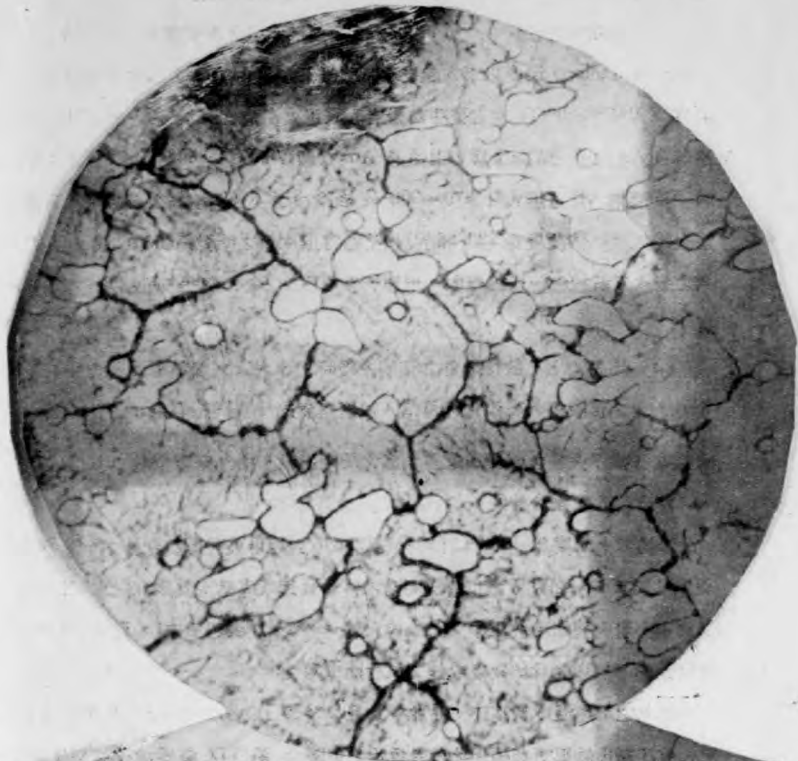


Fig. 175—“Class A” High-speed Steel, Hardened. 500X

第 175 圖

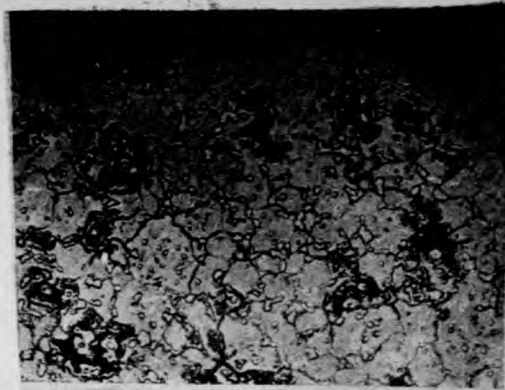


Fig. 176—High-speed Steel Overheated.  $\times 275$ . (MacFarland.)

第 176 圖

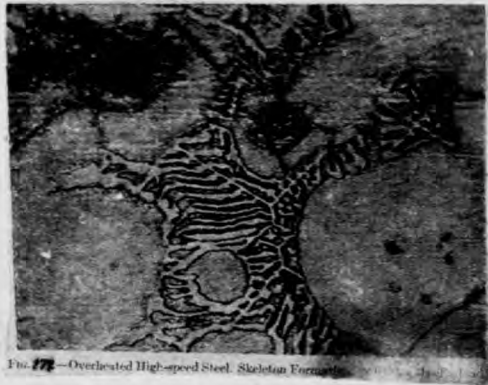


Fig. 177—Overheated High-speed Steel. Skeleton Formation.

第 177 圖

淬火後即宜回火至  $250\sim 650^{\circ}$ ，因各鋼種而異其溫度。普通多為  $595^{\circ}$  左右。回火可於爐中或鹽類融體或融鉛槽中。回火後宜冷於空氣中。

1