

標準 Jominy 試片による焼入硬度曲線を求めこれより Jominy 試片上における 90% M 點及 50% M 點の水冷端よりの距離を測り Ideal diameter に換算した。之より Multiplying factor を算出した結果は 1.75~2.0 となり B 添加により焼入性は著しく改良される。

2) 變態點

熱膨脹計により加熱(5°C/min)及空冷時(700°C に於て 3.4°C/sec, 540°C に於て 1.8°C/sec)の變態點を測定した。B 添加は A_{c1} には變化を與えず, A_{c3} 點は同時添加の Al, Ti により僅か上昇する。 A_r 變態は鋼種により差はあるが何れも B 添加により降下する。即 Ni 肌焼鋼では A_{r1} の降下は僅かであるが Cr-Mo 肌焼鋼に於ては A_{r1} 變態は完全に阻止されて A_r' 變態のみが現われる。

3) 結晶粒度

B はオーステナイト粒度粗大化溫度を低める傾向があると言われているので, 1000°C, 1100°C における粒度を滲炭法により測定したが B 添加による粗大化は認められなかつた。これは同時添加の Al, Ti の作用によるものと思われる。

4) 滲炭層硬化能

滲炭層組織及滲炭深さには B 添加による差異は別に認められなかつた。次に高炭素組織に於ては B の効果が消失することが知られているので豫め Jominy 試片の棒面兩側を平行に 0.35mm 研磨して滲炭爐冷後 Cr-, Cr-Mo 肌焼鋼は 820°C, 炭素-, Ni 肌焼鋼は 780°C に加熱して一端焼入した。

先づ滲炭層表面の硬度分布を求め、逐次研磨して各々の場合について硬度を測定した。滲炭層表面に於ては B の効果は Cr-Mo 系に僅かに認められる他は、殆ど消失する。0.3mm 研磨面に於ては B の効果が現われ、Cr-Mo, Cr, Ni 肌焼鋼の順に硬化能の増加が減つている。

5) 機械的性質

熱処理後の芯部の機械的性質に及ぼす B の影響をみるために A_{c3} 以上より一次焼入後 A_{c1} 以上より二次焼入を行つて低温焼戻後引張試験、衝撃試験を実施した。試験片は 16φを用いた。この結果について抗張力—衝撃値の關係を求めると Ni, Cr, Cr-Mo 肌焼鋼は何れも抗張力、衝撃値共に上昇し芯部の強度が向上することがわかつた。

(B) 強靱鋼に及ぼす B の影響

1) 焼入硬化能

肌焼鋼の場合と同様に試験した結果 M.F は 1.5~1.7 となり B 添加により硬化能が大となる。

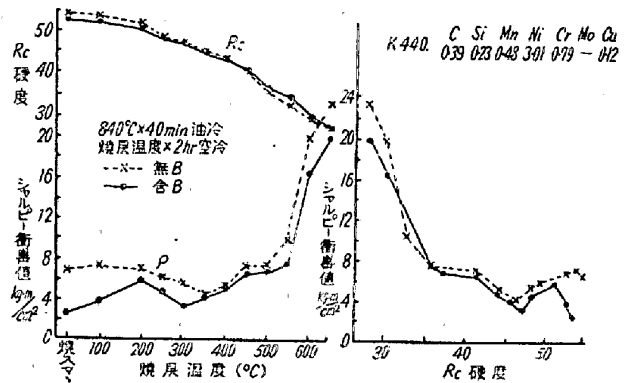
2) 變態點及結晶粒度

肌焼鋼の場合と同様に含 B 鋼は A_{c1} には變化はないが

A_{c3} は約 5°C 上昇する。これは Al, Ti 含有のためと思われる。 A_r 變態は鋼種により差はあるが、何れも B 添加により降下する。

3) 機械的性質

16φ 試験棒を焼入焼戻(500~650°C)して引張、衝撃試験を実施した結果、無 B, 含 B 鋼の間に大差は認められなかつた。次に豫め仕上げ加工を施したシャルピー試験片を焼入後 100~650°C に焼戻して硬度並に衝撃値相互の變化を求めた結果、低温焼戻では B 処理により靱性が向上し且 300~350°C の低温脆性が小となる。高温焼戻状態に於ても B 添加による靱性の低下は殆ど認められなかつた。一例として Ni-Cr 鋼 3 種の結果を第 2 図に示す。



第2圖 焼戻性能曲線

(C) 高炭素鋼に對する B の影響

1) C 0.64% の高炭素鋼に於ても B 添加による焼入性の向上はかなり顯著で Multiplying factor は 1.5 となつた。

2) 16φ 試験棒を 840°C より油冷して 400~700°C に焼戻して引張、衝撃試験を行つた。焼入硬度は無 B が H_B 321 であるのに対して含 B では H_B 569 となり焼入性の向上を示している。この結果として焼戻後の靱性は B 添加により向上した。

(55) 耐熱鋼 Timken に及ぼす窒素の影響 (III)

時効硬化に及ぼす常温加工の影響

東北大學教授 工博 今井勇之進

東北大學特別研究生 工 田野崎和夫

I. 緒言

前報に於て、Timken の溶體化處理せるもの、時効硬化に就て述べたが、本材料の如くホットコールド・ワーク或は、コールドワーク等が行われ、更に高温高壓力下

で、作動させる材料に於ては、その基となる常温加工の影響を知る必要がある。従つて本報に於ては、溶體化處理せる試料に常温加工を行つて、高温時効に及ぼす影響を検討し、更に窒素による變化、溶體化處理温度の影響を調べた結果に就て述べる。

II. 試料及び實驗方法

試料の成分は、前報同様約 C0.1%, Mn1.3%, Cr16%, Ni 25%, Mo 6%, Si0.54% に窒素の量を夫々、A: 0.048% (Ti, Al 添加), B: 0.042% (Ti 添加), C: 0.055%, D: 0.073%, E: 0.16% に變化させたものである。溶體化處理として、1200°C 及び 1250°C に 1 時間保持して、水焼入した後、10% の常温加工を行い、次で 600°C, 700°C, 800°C で、各々 100 時間間時効せしめ、その間の硬度及び顯微鏡組織を調べた。φ10×15mm の圓筒狀試料を用い、0~120 kg/mm² の荷重で、兩端面を壓縮し、その端面について硬度測定等を行つた。加工度は、高さの壓化率を以て表わした。更に實用材料、試料 E の 1200°C 溶體化處理せるものに就ては、加工度 0, 3, 5, 10, 20, 30% と變化させ同様の實驗を行つた。

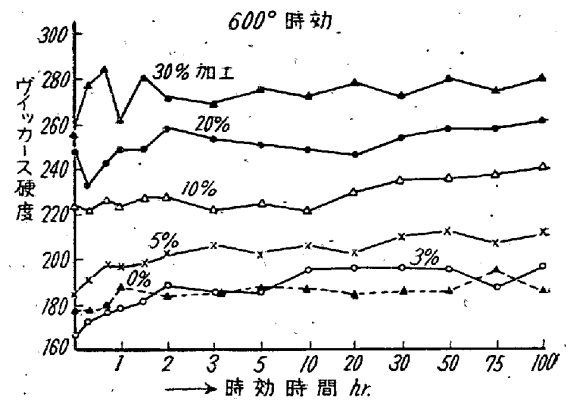
III. 實驗結果

1) 常温加工による硬度變化

1200°C 溶體化試料を 27% 附近迄加工した結果、硬度は加工前試料 A~E の H_V 166~177 から H_V 240~260 迄殆ど直線的に増加する。窒素による著しい差は認められないが、窒素の多い試料 D, E に於て、3% 附近の低加工度で、多少硬度の減少即ち加工軟化の傾向が認められる。(Δ H_V = 3~7) 此の關係は、1250°C 溶體化の場合も殆ど同様である。加工したまゝの組織は、溶體化處理と殆ど同様であり、析出物は全然認められず、唯加工度大なるものは、處々に波狀の迂り線が認められる。

2) 600°C 時効

1200°C 固溶、5% 加工せる場合は、加工しない場合に比し硬化は稍々大であり、その他の場合は大差ない。又窒素による變化も餘り認められない。加工度による變化は第 1 圖の如くである。(試料 E, 1200°C 固溶) 圖より明かな如く、硬度自身は勿論加工度の大きなる程高いが、硬化量は、加工度 3~5% 附近が max で (Δ H_V ≒ 30) 加工度を増すと小になるが、20% 以上で再び大になつてゐる。顯微鏡組織は結晶粒界や、双晶境界に析出し、又地にも薄く析出物が認められる。但し加工しない時の様に劈開面に鉛つて析出すると云う如き方向性は認められない。加工度大なる程結晶粒界や迂り線に濃く析出し、加



第 1 圖

工が析出を析出している事は明かである。加工度小なる内は硬化の一途をたどるのみであるが、加工度大なるに従い、短時間で硬度のばらつきが大となる傾向はあるが、一旦硬度上昇の山を通つて低下した後、低加工度の場合と同様硬度増加傾向に移る。この場合、加工の影響としては、1) 加工歪による析出促進の爲の硬化と、2) 加熱の爲、歪の除去による硬度減少との相反する二つの因子が考えられ、實際の硬度は、その合成結果と考えられる。加工度大になつても、硬化量が割合に小なる理由として、高加工度の方は、1) の析出促進の傾向は大であるが、一方 2) による硬度減少も大であり、又この外に加工度大なるものでは、加工硬化の爲に、元々かなり硬度が高いから、更に低加工度と同じ量だけ硬化するには、はるかに多量の析出を必要とする爲であると云う事も考えられる。

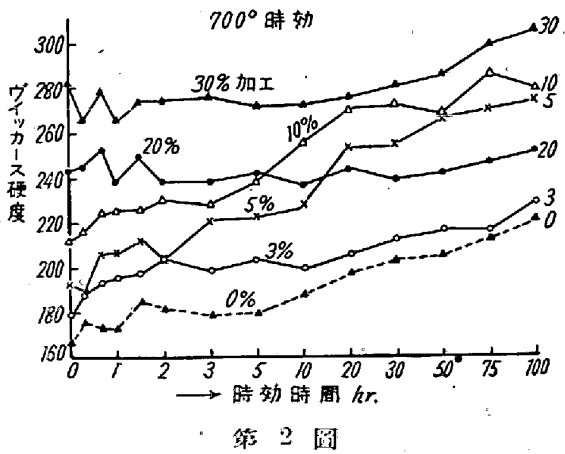
3) 700°C 時効

1200°C 固溶の場合は、5, 10% 加工共窒素の少い A~C 試料は、加工しない場合と硬化量は殆ど大差ないが、窒素の多い D は僅かに大となり、E は明かに硬化量が大きくなつてゐる。又逆に 1250°C 固溶の場合は、5, 10% 加工共、A~D は加工しない時より硬化量及び硬化速度は、著しく大となるが、窒素の多い試料 E のみは、却つて小となり、又この試料は 20 時間位で硬度一定となり、それ以上は、餘り硬化しないと云う傾向が認められる。硬化量 (Δ H_V) に及ぼす窒素の影響、溶體化處理温度の影響加工度 (5, 10%) の影響は次表の如くである。

加工度	試料	1200°C 溶體化					1250°C 溶體化				
		A	B	C	D	E	A	B	C	D	E
5%		82	92	75	74	60	119	138	127	117	76
10%		77	79	84	73	73	110	133	123	114	58

之によれば、溶體化處理温度の影響が著しく、1250°C

の方が硬化量が、はるかに大であり、硬度値それ自身も大になつてゐる。但し窒素の多い試料Eのみは、その差は少く、又10%加工では、溶體化處理温度の高い方が逆に小になつてゐる。加工度の影響は、それに比べれば非常に小さく1200°C固溶の試料C、E以外は5%の方が、僅かに大になつてゐる。又窒素の影響は1200°C固溶、10%加工の場合は大差ないが、その外は何れも試料Bがmaxであり、窒素が大になるに従つて、硬化量は減少する。顯微鏡組織は一般に、加工により析出が進行し、方向性がくづれて析出物の分布が均一になり、結晶粒界等が不明瞭になり、粒も細かく、従つて腐蝕され易く、焼戻鋼と類似の觀を呈する。析出の進行の程度は加工しない場合よりも5、10%と加工度を増すに従い、進行大となり790°C×500時間時効の場合に近づくが750°C×70時間の場合には及ばない。又村上試薬で腐蝕すれば、窒素の多い試料E以外は、殆ど着色されない。又試料Eでは、1200°C固溶5、10%加工で結晶粒界が、かすかに着色される程度であり、1250°C固溶5%加工の場合では、結晶粒界は、かなり明瞭になる。即ち村上試薬の着色の具合から見ると加工すれば、 μ 相(Cr_7C_3)が殆ど全部劈開面に析出して、結晶粒界には餘り出ず、結晶粒界には主として ϵ 相(Cr_4C)が析出するものと思われる。長時間腐蝕すれば、結晶粒界が着色して来る。次に試料E、1200°C固溶に就て0~30%加工度による變化を第2圖に示す。



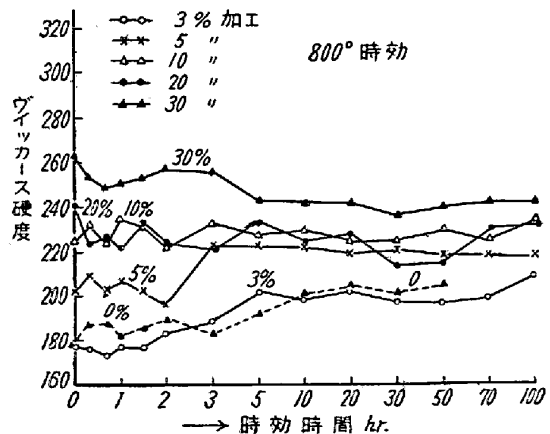
第2圖

3%は加工しない場合と大差ないが、5%から急に硬化している。之迄は硬度上昇の一途をたどるが、20%では、丁度600°C時効の30%加工の場合の如く短時間で異常硬化後却つて減少し、50時間位から僅かに硬化している。30%加工では初め歪の除去による軟化を來し10時間位から硬化している。硬化量は、5~10%でmaxとなり20%で、急に減少し30%で再び僅かに増している。

4) 800°C時効

一般に硬化量に及ぼす窒素、加工、固溶温度の影響は、700°C時効の場合の様に著しい變化は認められず、又變化もかなり不規則である。強いて云えば硬化量は、試料Bがmaxで、窒素が多くなるに従い小になる。但し、1250°C固溶5%加工の場合のみは、試料Cがmaxである。加工度の影響は1200°C、1250°C共何れも加工した方が硬化量は少ない。然し5、10%加工の差は少い。固溶處理温度の影響は、加工しない場合は1250°Cの方が硬化量大であるが、加工したものは窒素の少いA、B等で逆に1200°Cより硬化が少い傾向にある。然し一般に700°Cの場合に比べると影響は小さい。即ち歪の除去、析出物の凝集等の速度が大きく加工の影響が短時間に消失して行くと思われる。組織について云えば、析出物は球狀化し所々大きく凝集しているのも見られる。試料Aは、結晶粒界が見えないが、試料Cでは結晶粒界や双晶境界が明瞭である。Cの方がAよりも、凝集粒子の量が多い。

窒素の多い試料Eでは、結晶粒界に太く析出しているのが明瞭であり、地の析出粒子の大きさ、分布は均一で他試料の如き大きい凝集粒子は認められない。5%と、10%の加工を比較すると、一般に殆ど同様であるが10%の方が、析出粒子の分布が幾分均一になる傾向がある。固溶處理の影響は一般に1250°Cの方が析出物の量が多くなつてゐる。次に試料Eの1200°C固溶に就て0~30%加工度の影響を見るに第3圖の如くである。硬化量は、加工度を増すに従つて減少し、20%以上では明かに軟化



第3圖

が認められる。組織は低加工度では、析出粒子が少くあつさりしているが、加工度大になるにつれ、その量が多くなり分布均一となる。又結晶粒界は不明瞭になる。之によつて見れば800°Cでは、1)加工歪の除去による軟化が著しく、一方2)加工による析出促進の爲の硬化は少い

ものと考えられる。尤も加工により析出物の量が多くなっている事は事實であるが、同時に析出物が球状化に凝集して、軟化も進行する様な析出の仕方である爲と思われる。

(56) ガスタービン用 Ni-Cr 系耐熱鋼の時効に及ぼす各種元素の影響について

日立製作所安來工場 工博○小 柴 定 雄
九重 常 男

I. 緒 言

現在歐米殊に米國に於てはガスタービン用或はジェットエンジン用耐熱材料として極めて高度のものが研究され又實用されている。一方我が國に於ても近時ガスタービン用耐熱鋼に関する研究が盛になつてきたが未だ十分でない。

著者等は先ず豫備的に Ni 15-Cr 20 系耐熱鋼に關し C, Si, Mn, Ni, Cr, W 及び Mo 各元素の溶體化處理の溫度及びその後の高温時効に及ぼす影響を硬度及び顯微鏡組織の點から調べ、以て各元素の多寡の影響を究明した。即ち Ni-Cr 系耐熱鋼の基準成分として C 0.35, Si 1.5, Mn 1.5, Ni 15, Cr 20% を選び、各元素を種々の範圍に變化しその影響を調べた。本報告はその第 1 報として C, Si, Mn 及び Ni に就ての結果である。

II. 實 驗 方 法

熔解原料としては金屬 Ni, 金屬 Cr, 金屬 Mn, フェロシリコン, 白紙二號及び電磁軟鋼を用い、これをタンマン電氣爐にて 150 gr 熔解し、10×10×100mm の金型に鑄込んだ。實驗としては之を 1150°C, 1200°C 及び 1250°C の 3 種の溶體化處理の溫度を選び、硬度の變化を求め、之を常溫から遂次溫度を上昇し 950°C までの高温時効による硬度の變化を求めた。又 700~850°C の溫度に於ける時効時間の影響をも調べた。又適當に顯微鏡組織をも觀察した。

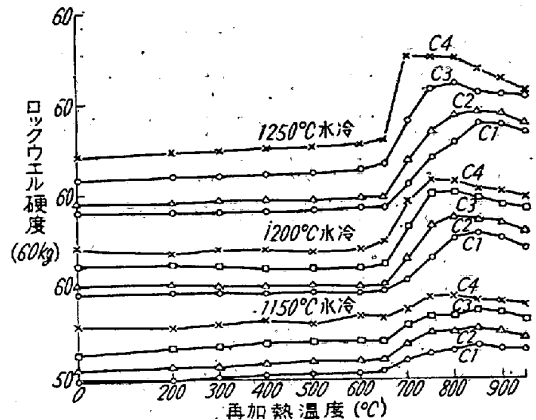
III. 實 驗 結 果

(1) C の影響

C 0.1~0.5% の影響を見る爲第 1 表に示す如き試料を調整した。これらの試料について 1150~1250°C の溶體化處理溫度に 30 分保持水中冷却して硬度の變化を調べた。その結果各 C 量の試料共溶體化處理溫度を上昇す

第 1 表

試料	C	Si	Mn	Ni	Cr
C 1	0.14	1.55	1.41	15.18	20.90
C 2	0.22	1.60	1.44	15.04	20.05
C 3	0.37	1.49	1.49	15.13	20.50
C 4	0.53	1.68	1.50	15.92	20.10



第 1 圖. 再加熱溫度と硬度との關係 (C の影響)

る程硬度を減少する。第 1 圖は各溶體化處理溫度の試料の時効溫度による硬度の變化を示す。尙各時効溫度に於ける保持時間は 1 時間とした。明らかに各溶體化處理溫度共 C 量の高い試料程時効による硬度は高い。これは溶體化處理溫度による炭化物のより多く固溶したオーステナイトからの炭化物の析出が多い爲と思われる。

又 C 量の高い試料程最高硬度の得られる時効溫度は低溫度側に移動する。即ち 1250°C の場合は 650°C より析出硬化が最も著しく、C 0.53% の如きは R₆₀ にて 65 を示す。

次に 1250°C より水冷した試料を 700, 750, 800 及び 850°C の 4 種の溫度に約 50 時間時効して硬度を測定した。700°C の時効に於ては C 0.14% の場合は時効時間の長くなるに従つて次第に硬度は高くなり、48 時間に於てもなお上昇の傾向にある。C 0.22~0.53% の各試料は時効時間 6 時間迄硬度は高くなるが、6 時間以後時効時間が長くなつても硬度に大差なく、かえつて時間の長くなるに従つて硬度は下る傾向にある。800 及び 850°C 時効の場合は C 0.14~0.37% 試料は時効時間により硬度に大差ないが、C 0.53% の場合は時効時間約 12 時間迄は硬度にかなりの變化が認められる。

(2) 珪素の影響

前述と同様の方法で C 0.35, Mn 1.5, Ni 15, Cr 20% に對し Si 0.5, 1.5 及び 2.5% の影響を調べた。溶體化處理溫度を上昇する程硬度を低下する。而して最高硬