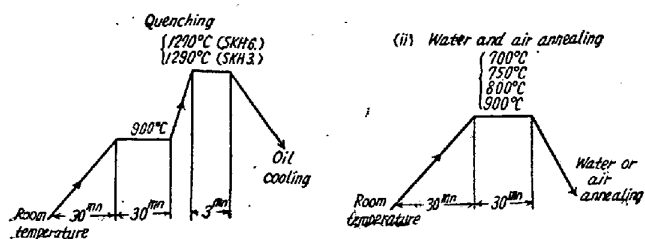


水中急冷(水鈍法)および空冷(空気鈍法)を採用した。



- a) 水鈍, 空気鈍温度および冷却方法の影響
- b) 繰返し水鈍および空気鈍の影響
- c) 保熱時間の影響

III. 試験の経過ならびに成績

(1) 変態点の測定

本多式全膨脹計による高速度鋼 SKH 3 および SKH 6 の加熱変態開始温度はそれぞれ 840°C および 835°C で、これが加熱変態終了温度はいずれも 870°C である。

(2) 硬度試験

a) 水鈍, 空気鈍温度および冷却方法の影響

試片寸法 10φ×15 mm の SKH 3 および SKH 6 の油焼入の儘ならびにこれを 700°, 800° および 900°C に各加熱後水鈍および空気鈍のロックウエル C スケール硬度およびピッカース硬度を測定した結果、何れも一般に各焼鈍温度の硬度は焼入の儘よりも低い、焼鈍温度 700°, 750° および 800°C の順に軟化の程度大で 800°C より水鈍および空気鈍のものが最も軟かい。また 900°C となると却て硬度が上昇する。これは 900°C では変態点をこすために水冷、空冷により焼きが入るようになり硬度が上昇するものと考えられる。

b) 繰返し水鈍および空気鈍の影響

SKH 3 および SKH 6 の繰返し水鈍および空気鈍の温度を各 800°C とし 5 分間(短時間)保熱を 10 回繰返した場合と、連続 30 分(長時間)保熱のものにつき、その都度ロックウエル C スケール硬度およびピッカース硬度を測定した結果、SKH 3 は水鈍回数 2~3 回で軟化する傾向があり、これ以上水鈍を繰返しても差程軟化は認められないが、SKH 6 は 2~4 回で軟化し、6 回までは繰返回数が増すほどさらにやや軟化する。

c) 保熱時間の影響

SKH 3 および SKH 6 の水鈍温度を各 800°C とし

Relation between the holding time and hardness (H_{RC}) by water annealing at 800°C.

	Holding time (mn)	30	60	120	240	300	360	420	480	540	as Quenched
SKH 3	H _{RC}	39.5	33.5	30.7	31.0	29.5	28.0	29.5	30.7	29.3	61.7
SKH 6	H _{RC}	36.5	36.6	35.8	29.5	29.3	28.5	26.2	26.0	27.0	63.1

保熱時間を 30mn, 60mn, 120mn, 240mn, 300mn, 360mn, 420mn, 480mn および 540mn まで種々変化した場合のロックウエル C スケール硬度およびピッカース硬度の変化を測定した。その結果は下表のとおりで、SKH 3 では保熱時間 120mn までは保熱時間の増大とともに軟化し、それ以上保熱時間を増してもさして軟化しないが、SKH 6 では保熱時間 120mn までは保熱時間の増大とともに概ね軟化し、それ以上では軟化の程度に変化が認められない。

(3) 顕微鏡試験

上記の各硬度試験片につき、顕微鏡組織を調査した結果、両鋼種とも油焼入の儘のものは一般に martensite と複炭化物が存在し、これを水鈍および空気鈍したものはおおむね sorbitic pearlite と複炭化物等が認められる。

IV. 結 言

(1) 焼入した高速度鋼第 3 種および第 6 種を迅速簡易に軟化するために、変態点直下の 800°C から水鈍、空気鈍すると完全焼鈍法に比較すれば軟化は少いが、機械加工の可能な程度の硬さとなる。また変態点以上の 900°C から水鈍、空気鈍するとかえって硬化する。

(2) 800°C で短時間(5分)保熱し、10 回繰返し水鈍の場合、SKH 第 3 種は水鈍回数 2~3 回でおおむね軟化し、SKH 鋼第 6 種は水鈍回数 2~4 回で軟化し、6 回までは繰返回数が増すほどさらにやや軟化する。

(3) 水鈍加熱温度を 800°C とし、保熱時間の影響を検するに SKH 鋼第 4 種では 120mn で、また第 6 種では 360mn でそれぞれおおむね軟化の目的を達する。

(61) ガス・タービン用超耐熱合金の研究 (VI)

LCN-155 合金の時効硬化におよぼす Fe および N₂ の影響

Investigation on Super Heat-Resisting Alloys for Gas Turbine (VI)

Effect of Fe and N₂ upon the Age-Hardning of LCN-155 Alloy.

N. Yukawa, et alius.

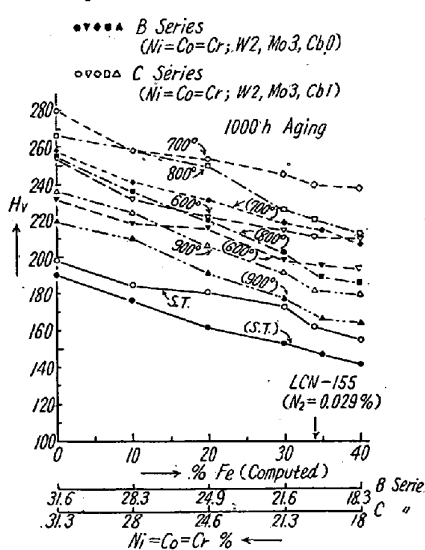


Fig. 2.

る。図にみるごとく、C系列の溶態化硬度および時効硬度はともに前述のA、B 2系列に比し相当増大しているかつその時効硬度は 700°C, 800°C, 600°C および 900°C の順である。しかし、ここで 800°C の過時効による軟化が遅く（とくに低 Fe 側で顕著）て 800°C と 700°C の位置は接近し、かつ 700°C における時効硬化は Fe 量の減少、すなわち基質の貴金属化に伴い緩徐となり 1000 h でもまだ硬化の途上にある。さらに硬度一時効時間曲線とも照し合せ、Fe 量の減少により過時効温度が上昇することが明瞭に知られる。

なお検鏡によると、1% Cb を添加した C 系列試料ではいずれも Cb を含まない前記 A、B 2 系列試料と異なり、溶態化状態でも不均一組織で γ の他に白色の炭化物らしい相（おそらく CbC）が僅少存在し、かつ時効によりその析出を増加する。したがって本系列合金の時効硬化は炭化物（主として CbC）の析出によると考えられる。ただしこの他に ϵ -相および σ -相も析出するか否かは明瞭でない。この場合も γ -相基質における CbC の溶解度はやはり Fe 量の増加によつて増大するといえる。

結局、時効硬化におよぼす Fe の影響を要約すると、その含量が少ないほど γ 基質の硬度を増し、溶質原子の拡散移動を鈍らせ、かつ析出物の量を増す結果として、かなりいちじるしく溶態化ならびに時効硬度を増大し、かつ過時効温度をも上昇させるということになる。

III - b. N₂ の影響

Fig. 3 は現用合金組成における N₂ の影響を示したもので、N₂ の添加によりやはり溶態化硬度および時効硬度の増大が認められる。しかし、その変化は約 0.15% N₂ までではほぼ直線的に急増するが、それ以上の増加は

わずかである。なお 700°C × 1000 h の結果では上記傾向は少ないが、これとともさらに長時間時効して過時効させた状態では他と同様になると考えられる。またこれら N₂ を添加せる合金の硬度一時効時間曲線上ではいずれも時効硬化は緩かで少なく、かつ過時効による軟化速度も遅くなっている。図中、現用合金の N₂ 組成範囲を示してあるが、

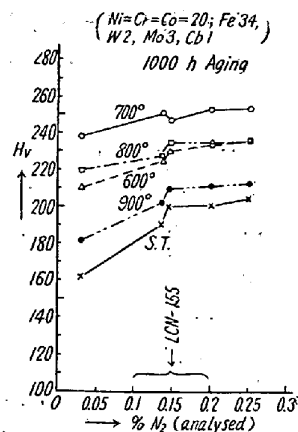


Fig. 3.

時効結果からみて添加量としては約 0.15% N₂ が好適で、それ以上は余り効果がなさそうである。

検鏡によると、N₂ 添加量の増加により铸造状態で晶析物が増し、また溶態化状態での析出相もいちじるしく増加しかつ細粒となる。また時効の進むにつれ粒界について粒内よりも微細に析出物が認められることは III - a と同様であるが 800°C × 1000 h 時効でも粒界および劈開面における凝集は前者より遅い。結局、硬度一時効時間曲線をも併せ考え、窒素添加の効果は析出に対して直接的な影響を持つ Cb および Cr（主として前者）などを安定な窒化物としてとらえるために時効によるその析出量は多少減少するが、他方 γ 基質に対して N₂ の固溶により格子歪を高めてその硬度を増大し、かつ溶質原子の拡散を遅らせるために析出硬化速度および軟化速度を減少することにある。

(62) 鋼の脱炭に関する一考察

On the Decarburization of Steels

M. Someno, et alius.

東京工業大学 理博 河上 益夫

〃 工〇染 野 檀

I. 緒 言

鋼の脱炭に関しては多数の報告があり、筆者らもまた表面反応速度を考慮してこの問題を取扱つた。そのさい添加元素の影響に関してはふれなかつたので本報告ではこれに関する一考察について報告する。

II. 脱炭におよぼす添加元素の影響

添加元素の脱炭速度におよぼす影響を一括してのべることは困難であるが、添加量が比較的少量の場合には脱炭処理温度において関係する相はつぎの場合にわけられる。