

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。图中、現用合金の N₂ 組成範囲を示してあるが、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。

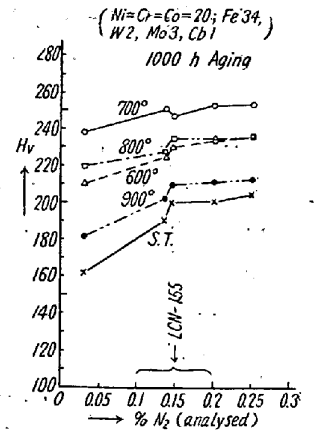


Fig. 3.

検鏡によると、N₂ 添加量の増加により铸造状態で晶出物が増し、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。

- (イ) 特殊炭化物を形成する場合
- (ロ) 均一なオーステナイトの場合
- (ハ) オーステナイトとフェライトが共存する場合

この各々の処理温度は同一でも脱炭の状況は全く異なることは当然であるから、添加元素の脱炭速度におよぼす影響は別々に検討する必要がある。Cr, Mo, Tiなどは特殊炭化物を作り、かかる炭化物の存在は脱炭をいちじるしく困難にするから添加量が少く炭化物の形成のない(ロ)の場合についてここに論ずる。

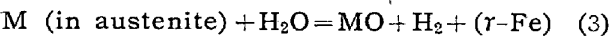
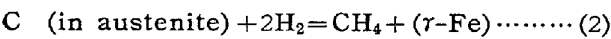
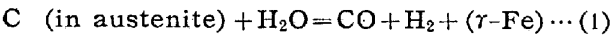
III. オーステナイト領域よりの脱炭におよぼす添加元素の影響

E. Houdremont, H. Schrader は滲炭実験においてCr, Mo, Tiなどのような特殊炭化物を作る元素は炭素の拡散をおそくしSi, Al, Niなどは逆の作用を有すとしている。また結晶粒度と脱炭速度、添加元素の炭素親和力と脱炭の関係を論じた論文もある。

脱炭速度は表面反応速度と鋼中炭素の拡散速度により支配される。したがって添加元素がこの2者にかなる影響を有するかを考えてみる。

i) R. F. Mehlによればオーステナイト中の炭素の拡散係数におよぼす不純物の影響はほとんど認められずまた20% Ni, 16% Mnの添加による拡散係数の増加はわずかに50%にすぎない。しかるに4% Coの添加はこの値を2倍にしMo, Wは低下せしめるという報告がある。

ii) 添加元素の表面反応におよぼす影響



(1), (2) 式は脱炭反応であり添加元素の種類によりこの反応速度に影響をおよぼす。(3)式は添加元素の酸化反応であり有効脱炭速度を低下せしめるという報告がある

Fig. 1 は脱炭速度におよぼす水蒸気の影響をしらべたものであり、試料は1% Cr 鋼を用いそれぞれの水蒸気を含む水素流中で1000°C, 10h加熱後炭素分布をしらべたものである。脱炭速度は水蒸気圧の減少につれて急速に減少している。Fig. 2 はこれより求めた表面反応速度係数 h (cm⁻¹) を普通炭素鋼のそれと比較したものであり表面反応速度はCrの添加により小になり、かつ水蒸気圧に比例することを示している。

III. (α+γ)共存相よりの脱炭におよぼす添加元素の影響

この場合にはフェライト層の生ずることが知られている。表面反応速度を考慮して t 時間後に l cm の脱炭層を生じた場合を考えれば

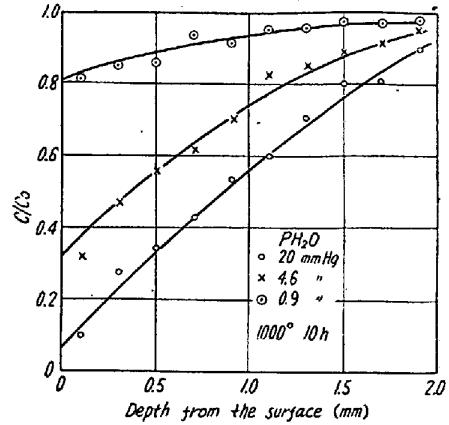


Fig. 1. Effect of water vapor on decarburization of Cr steel (1% Cr).

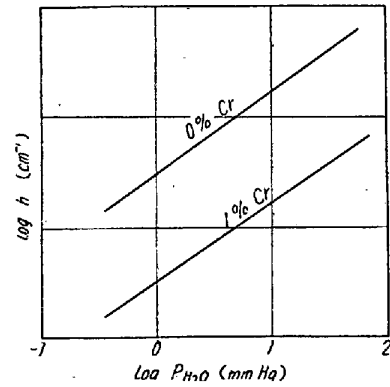


Fig. 2. Plot of reaction velocity versus press. of water vapor. Logarithmic scale.

$$[t] = \frac{[C_m] - [C_1]}{[C_1]} \left\{ \frac{l^2}{2D_\alpha} + \frac{Nl}{k} \right\}$$

$$= \frac{[C_m] - [C_1]}{2[C_1]D_\alpha} \left(l^2 + \frac{2l}{k} \right) \dots \dots (1)$$

これより脱炭速度は2つの要素により支配されることがわかる。第1項はフェライト中の炭素の拡散係数 D_α に関する項であり、第2項は表面反応速度 k に関する項である。また上式の誘導には結晶粒度に関しては考慮しなかつたゆえ、これを考慮すれば脱炭速度におよぼす影響としてつぎの諸項を考慮せねばならぬ。

- i) 結晶粒度と炭素拡散係数 D_α
- ii) 表面反応速度
- iii) フェライト炭素溶解度

添加元素の影響はこれらにおよぼす影響のうち最も大きな効果をもつものの影響が強く現われ、さらに複雑になる。

Fig. 3 は添加元素を0~2%まで加えた場合の820°Cにおける脱炭層の変化をしらべたものでありNi, Cr, Siともに脱炭層を減少せしめるに反しAlはいちじるし

