

Fig. 2.

る。図にみると、C系の溶態化硬度および時効硬度はともに前述のA, B系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1000hでもまだ硬化的途上にある。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系試料ではいずれもCbを含まない前記A, B系試料と異なり、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。したがつ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量の増加によっ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, 1000hの結果では上記傾向は少ないが、これとて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、

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つつ細粒となる。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×1000h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。

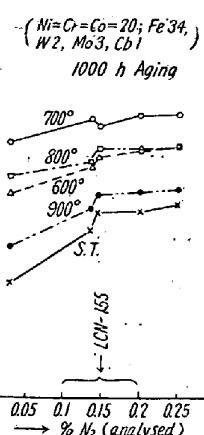


Fig. 3.

(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り扱った。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きの場合にわけられる。

- (i) 特殊炭化物を形成する場合
- (ii) 均一なオーステナイトの場合
- (iii) 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(iii)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

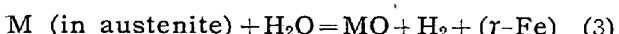
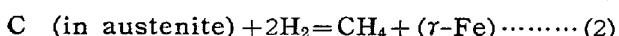
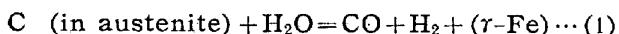
添加元素の影響

E. Houdremont, H. Schrader は渗炭実験において 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。したがつて添加元素がこの 2 者にい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, 10 h 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. $(\alpha+\gamma)$ 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

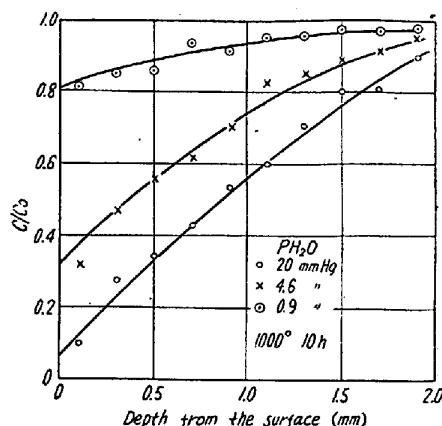


Fig. 1. Effect of water vapor on decarburization of Cr steel (1% Cr).

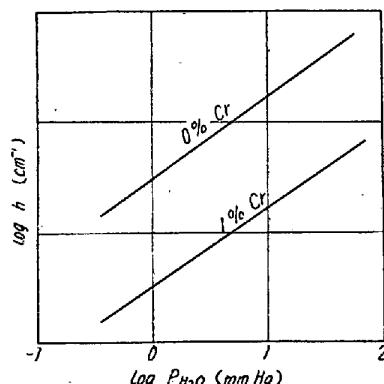


Fig. 2. Plot of reaction velocity versus press. of water vapor. Logarithmic scale.

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

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

く助長した。

(文献省略)

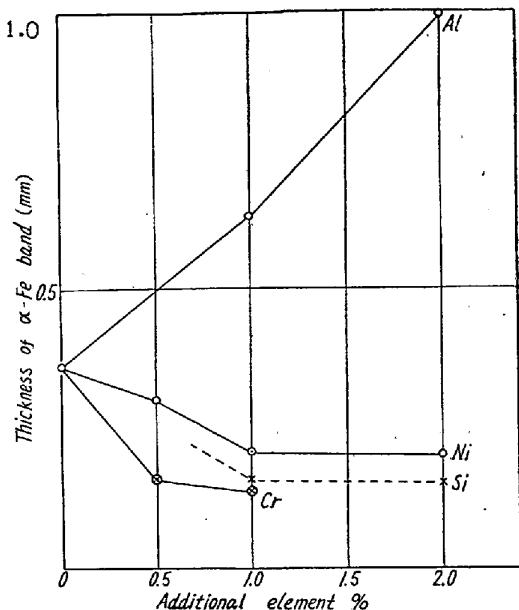


Fig. 3. Effect of alloying elements on decarburization at 820°C

(63) 低合金強靱鋼の酸素、アセチレンガス切断の研究

Studies on Oxyacetylene Gas Cutting of Low Alloy High Strength Steels

K. Niguma, et alii.

防衛庁技術研究所 斎藤利生・伊藤慶典
三菱日本重工東京製作所 荒城義郎・宮長文吾
〃 〃 ○仁熊賢次

I. 緒 言

従来自硬性の強い低合金強靱鋼の酸素、アセチレンガス切断作業は割れ感受性の強いため各現場においてとくに注意して行われる。しかし特殊鋼のガス切断に関する文献は極めて少なく、如何なる条件において適正な切断作業を行いうるかについてはほとんど現場に一任している現状と思われる。筆者等はこれらの点に着目して実験を行った結果、適正な切断条件の下で作業を行えば強靱鋼の加工に広範囲にガス切断を利用できる見通しをえたので、ここにその実験の 2, 3 について報告する。

II. 実験材料および実験方法

実験に用いた材料は JIS Ni-Cr-Mo 鋼第 2 種程度の自硬性の強い低合金鋼板を選び、板厚は 10~50 mm の約 6 種類とした。実験は自動切断機により、まず酸素、アセチレンガスによる切断条件を求め、ついで熱影響部

の組織および硬度分布、母材に対する予熱、後熱の影響、ガス切断面が母材の割れ感受性におよぼす影響、ガス切断面の溶接性等について測定を行つた。

III. 実験結果

(1) 切断条件：軟鋼板における標準ドラッグ長さを基準にとり、垂直切断および傾斜切断における切断速度、酸素圧力等を求めた。Fig. 1 にこの結果を示す。なお傾斜切断において最も大切なのは酸素圧力で、これが図示の値より低くなると必ず切断面に食込みを生じ良好な結果はえられない。

(2) 热影響部の測定：

板厚と熱影響部の深さとの関係を Fig. 2 に、また切断面の硬度分布の一例を Fig. 3 に示した。ガス切断面の最表面は 0.03 mm 程度の極めて薄い脱炭層があり、続いて針状セメンタイトの析出層さらにマルテンサイトからトルスタイトの層が続き軟化部はトルスタイトからソルバイト層となり母材本来の組織に連なつてゐる。

(3) 予熱、後熱の影響：母材の予熱は 300 °C で行い、各板厚について最高硬度と熱影響部の巾を求めて母材常温切断の場合と比較した。また後熱の影響は 25 mm の板について 200~600 °C 後熱による最高硬度の変化を測定した。

ガス切断による硬化部の最高硬度は HV 600 程度で、板厚や母材本来の硬

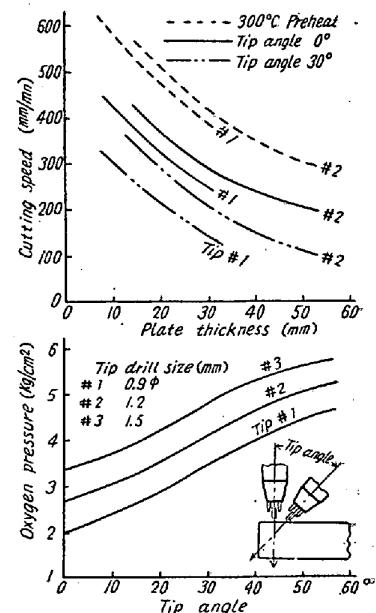


Fig. 1. Average conditions for oxy-acetylene cutting

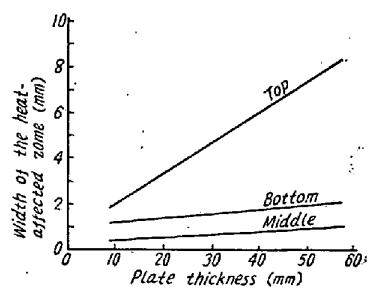


Fig. 2. Width of the heat-affected zone.

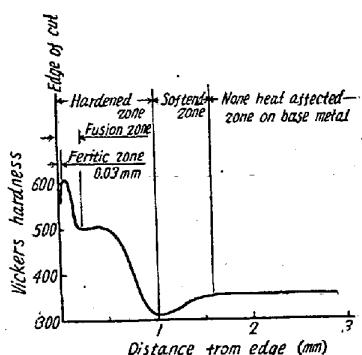


Fig. 3. Typical heat effect of oxygen cut.