

で、試料は Timken 16-25-6 合金の標準成分のものであり、冷間加工による歪が加熱によつて失われてゆく程度を、硬度によつて示したものである。

(15) 再び Timken 16-25-6 耐熱合金の析出現象に就いて

東都製鋼K.K.技術部 工 淺野 榮 一 郎

Timken 16-25-6 合金に於ける析出硬化現象に及ぼす C, Mo 等の添加元素及び時効温度、時間等の影響については、既に本誌：耐熱鋼の研究(第1報)に報告した。その場合に於いては、析出硬化現象を硬度及び顕微鏡組織によつて調査し、析出硬化の硬度の山には二段の山があることを知つた。著者は、此等のデータより、第一段の山はCにより多く影響され、第二の山はMnにより多く影響されるものであると推定した。しかしながら、その原因の詳細については既に報告した以上のことは判つていなかった。

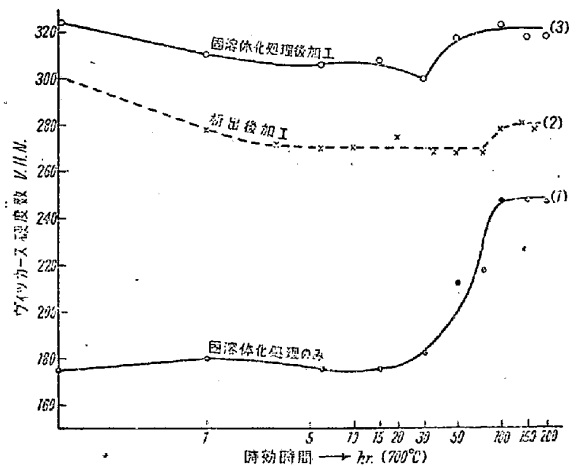
本報では、新に試料を熔製して前回の試料に加えて、実験した。即ち、Nを含む標準成分のもの、Nを特に添加しないもので低Cと高Cのもの、Moの半量たる3% MoのものとMoを特に加えなかつたもの、NをTiにより脱窒したもので低Cと高Cのもの等を用いている。試料の処理は第1報と殆ど同じで、たゞX線撮影の爲に、加熱後の冷却はすべて空冷とした。その第1の目的は、先に報告した2つの硬度の山の原因を確めることであり、この爲にX線による格子常数の測定も行つた。第1報に於いて時効時間を50hr.として実験したことはその後の実験より不充分であつたことが判つたので、今回は200~300hrの時効時間とした。これが第2の目的である。第1報では、成分の影響としてC, Mo等について調べたが、今回はこれに加うるにC, Nについても調査し第3の目的とした。亦、本合金鋼の熱処理、及び鍛造の組合せとして、ホット・コールド・ワーク、及びコールド・ワーク等が、固溶体化処理と共に行われていることは、既に第3報に於いて報告した通りである。しかし、析出硬化の実験では、固溶体化処理したものとみ対象となつて来たのが今迄の實情であつた。従つて、本報に於ける第4の目的として、固溶体化処理した試料の析出現象と比較する爲に、析出前に冷間加工を行つた試料も用い、一方、加工の影響のみを考える爲に、析出完了処理後に冷間加工を施して、再び加熱せるデータ(第4報より)も上掲して、3者の比較對照を行つた。

さて、700°Cに於ける時効について、Timken 16-25

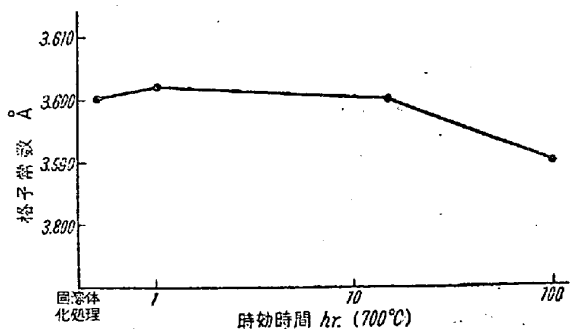
-6 合金の標準成分の試料の析出硬化過程は第1圖の如くである。1150°Cにて1hr.加熱して固溶体化処理を行つた材料を700°Cで時効させても、15hr.迄は殆ど硬化は認められない。これを30hr.迄加熱すると、硬化の開始の前兆が見られ、50hr, 75hr.で硬化が進行し、100hr.にて大體安定した硬度となり、その値は、245V. H. N. 程度である。これを顕微鏡組織の點よりみると、先づ固溶体化処理したまゝのものでは析出物は殆どなく、粒内には双晶、ノイマンバンド、辻り線等が見えることは既に第1報に述べた通りである。700°C 1hr.に時効させても、組織にも大した變化は見られない。15hr.時効させたものでは、硬度に變化は餘り認められないが粒内一面に微細な析出物が見える。15hr.以上の加熱では硬化が始り、100hr.に於いて、硬度が245V. H. N. 程度に到達した時には、粒内一面に著しい析出が認められる。この場合となると腐蝕液による蝕刻が析出物に於いて激しく、粒界、辻り線等は明瞭さを失つてくる。

第2圖は、同じ試料について、700°C 加熱の際の、1hr, 15hr, 100hr 及び固溶体化処理直後の4者の格子常数の測定結果である。

さて、第1圖の曲線(3)は、固溶体化処理後に約10%の冷間加工をなし、これを700°Cにて時効させた



第 1 圖



第 2 圖

ものである。この場合、加熱による歪の除去と、歪と温度による所出硬化との合成結果としての硬度が示されてくるのは第3報の場合と同じである。曲線(2)は固溶體化處理後に續いて析出完了處理を施してから、約10%の冷間加工を加えたものであり、従つて、種々の問題はあるにせよ、一應析出硬化というものを除いて、加工歪の状態のみ變化の傾向を曲線(2)より推定することが出來よう。かように、曲線(3)と曲線(2)との相異は、(加工+析出)と(加工)との差と考え得るし、曲線(3)と曲線(1)との相異は、(加工+析出)と(析出)との差であり、曲線(2)と曲線(1)との相異は(加工)と(析出)との差と考えることが出來よう。

以上概要として、含素素 Timken 16-25-6 合金の標準成分のデータの一部分のみの提示に留つたが、ほぼ同様の考察を他の成分に就いても比較し、併わせてその對照を報告する豫定である。

(16) 共晶黒鉛鑄鐵に関する研究 (III)

(特に C, Si, Mn, Al 等添加元素の影響について)

東京都立工業奨励館

工博 小川喜代一・工〇柴田 孝夫

前回までの報告においては共晶黒鉛鑄鐵の鑄造に關し、先づ高温熔解を行う爲めの熔解爐の選定について實驗を行い、次に一定の鑄造條件の下に C-Si 系のほか Ni, Co, Cu, Al, Cr, Ti, Mn, P, V, W, Mo, S, Sn 等の各元素を添加したものであるについて吟味した。これによると共晶黒鉛鑄鐵の性質は、素材となる鑄鐵の組成、添加元素の影響並びに添加量、添加時期、加熱上昇時間、最高加熱温度及び保持時間、或いは鑄造温度に至る過冷状況、冷却速度、焼鈍温度等により左右せられ、然もこれを焼鈍する際の素地パーライトの分解性が問題となつた。

即ちこれらの實驗においては一般に生成される片状黒鉛の發生を阻止し、その黒鉛核を擴散消失せしめる目的で 1500°C 以上の高温熔解を行うため、これに伴う酸化、過冷現象、焼鈍等によるパーライトの分解性及び酸素、水素、窒素等の瓦斯反應によつて生ずる現象を検討することが重要であることを認めた。

前報における實驗結果はタンマン爐を使用することにより一定組成 (C%3.25, Si%2.71, Mn%0.28, P%0.21, S%0.036, Cr%0.073) の鉄鐵を加熱熔解し、適

當の加炭を行つた後各種元素を添加して 1520°C₁及び 1570°C に保持した。次にこれをほぼ一定に過冷を効かせた後 1350°C より生型に鑄造したものを更に 700°C 前後において1時間焼鈍處理を施し、その各々について檢鏡及び硬度試験その他により各種元素の影響を定性的に検討した。

これらの結果によると as cast の状態においては何れも實驗試料が少量であるため過冷の影響大きく、また組織の上からもその硬度は一般に HB 200~220 程度の高目に示された。今添加元素の影響についてその概要を述べると、Si の場合は共晶黒鉛生成界域を考慮してその添加量を 0.2~1.0% まで變化せしめたが、Si 量の増大とともに硬度は稍低下の傾向を示し、HB 200 程度、組織的には次第に片状黒鉛を増し添加量 0.3% 前後においては共晶黒鉛組織を示し、焼鈍後 HB 150 程度で素地の Cementite は殆んど分解した。即ち高温熔解による Si の影響は分解性並びに脱酸等の關係から本研究の條件内においては、共晶黒鉛組織を得るに適切であることを認めた。Al の添加も同様であつて、添加量の増加とともに硬度は幾分低下し鑄造後の硬度は HB 200~220 であり、0.2% 前後において共晶黒鉛組織を示すが、鑄造性その他の面より適量が自ら定められた。Mn に關しては衆知のように、このものは炭化物の安定元素であり、本研究についてはパーライトの分解を妨げ一般に不適當と考えられる元素である。従つて真空熔解又は適當なる氣流中で熔解鑄造するような場合は極力避くべきものである。然しながら多くの場合に鉄鐵自體は酸素含有量が多く、なお高温熔解による酸化又は脱硫等の點を考慮に入れ、Mn を加えた結果によると、添加量 1.0% 前後までにおいては共晶黒鉛鑄鐵が得られ組織的にも變化のないことを確認した。然しながら Mn は適量範圍を超過すると、前述のようにパーライトの分解性等の理由から悪影響を及ぼし 2% を越えると焼鈍効果が著しく低下し、素地組織の分解は極めて困難となる。その他 Cu, P についても微量の場合は異常が示されなかつた。然し S に關しては分解性の面より極力回避すべきことを知つた。

本報告は以上の結果を一層吟味することより、多量生産的な方式を確立するための一段階として前回に検討した高周波熔解爐によつて Fe-C-Mn, Fe-C-Si, Fe-C-Mn-Si, Fe-C-Mn-Al 系について検討した。

高周波爐による場合においても脱炭作用を考慮に入れ今回は高炭素鉄鐵(釜石 1 號鉄)を採用した。

先づ初めに Fe-C-Mn, Fe-C-Si 系について熔解量を 100g とし Mn 及び Si の添加時期を變化してその影響