する優秀な性能を示す合金組成は何れも従来の高力輕合金としての實用合金の基本組成に合致してゐることは極めて興味あるところである。

Al 合金押出材の強力性は押出加工に依つて生ずる纖維組織に基づくものであり、而も加工条件により、再結晶温度が加工後の焼入温度以上となった場合にのみ強力性を示すことが明かにされてゐる⁽²⁾。また加工速度が遅い場合には加工時再結晶が起り、加工速度が著しく速くなると加工時再結晶が起り難くなって加工後の冷却途中に再結晶を起すことが報ぜられてゐる⁽³⁾。押出加工はコンテナ内にて於ける圧縮加工と、ダイス通過による強度の押出加工とが連続的に行はれ、従つてコンテナ内の圧縮中及びダイス通過後の放冷中に於ける再結晶が考えられる。押出最大壓力の増加する前記(a)及び(b)の範圍ではコンテナ内での第一次の再結晶は起らず、押出最大壓力の減少する(c)の範圍ではこの第一次再結晶が行はれたものと想像される。また抗張力、伸共に増加する(b)の範圍では加工度が十分大なるため纖維組織の生成は略々満足に行はれ、而も押出後の放冷中には再結晶は起つてゐないものと考えられる。(c)では第一次再結晶及びダイス通過後の放冷の際

に結晶粒の粗大化を來してゐると考へられる。これを要するに合金の組成及び加工条件によってコンテナ内での壓縮加工及びダイス通過の際に生じた内部歪がその時の温度に對して再結晶の條件を満足する場合に前述の如く第一次及び第二次再結晶を生じ、更に加工によって生じた纖維組織の殘留する程度によって高温加工後の材料の性能が左右されるものと考えられる。これ等の現象に關しては更に後報に於て述べることにする。

V. 結 論

本報告は加工法として押出法を、合金系としては純Al、Al-Mg、Al-Cu、Mg-Alの二元系につき、合金組成、押出温度、平均押出速度等を変化して押出後の機械的性質及び押出最大壓力を測定した。その結果純Alでは固溶處理をして低速低温で押出したものは抗張力、伸共に優秀である。Al-Mg合金ではMg 6%迄は最大壓力、抗張力共に増加し、伸もMg 4%で極小を作つて減少より増加に轉じ、6%を超すと三者共減少の傾向を辿る。即ちMg 6%附近で抗張力、伸共に最も優秀な性質を示す。更にAl-Cu合金ではCu 4%で、Mg-Al合金ではAl 4%で同様の現象を見出した。當興味あることは、抗張力、伸共に優秀な合金成分は何れも實用合金の組成に相當することである。

終りに臨み赤須英夫、平井健、磯村良藏、久保匡護、岩元盛雄、仲光佐直の諸氏に深甚の謝意を表す。

(2) 山田、本誌、8 (1944)、649.

(3) 伊勢、本誌、8 (1944)、522.

鋼における下ベイナイトとツルースタイトの生成機構について*

西山善次** 土居通安**

Zenji Nishiyama and Michiyasu Doi : On the Mechanism of Formation of Lower Bainite and Troostite in Steels.

On the basis of our views concerning the precipitation and the 'Umklappen' in the phase change, some discussions have been given to the mechanism of formation of the austempering products in carbon steels, and the following conclusions have been obtained :

i) The lower bainite is formed in the following course :

γ = Austenite, α' = Martensite, α = Ferrite.

The lower bainite is, therefore, obtained by the austempering in the region of A' R' R'₀ in Fig. 2. It is also obtainable in the case of lower-carbon than R'. When they are cooled from a temperature above Ar',

ii) The troostite~pearlite is formed by two-phase (α and Fe₃C) precipitation and thus for this formation there is no need of such an intermediate stage as the martensite.

iii) When α' is tempered, one-phase precipitation of Fe₃C (or its cluster) takes place, the decomposition products being Fe₃C and residual α .

(Received December 12, 1948)

I. 緒 言

抑々炭素鋼の熱処理中の基礎現象はUmklapp変態 [Austenite(γ) $\rightarrow$ Martensite(α')] と Ferrite(α) の析出並び

に Cementite (Fe₃C) の析出の三つである。これらに關する根本見解については既に前報 (1)(2) において述べた。炭

(1) 西山、本誌、11 (1947)、No. 9 P. 8.

(2) 西山、下村、本誌、12 (1948) No. 2-3 P. 9 ; No. 5 P. 1.

** 大阪大學産業科學研究所

* 昭和21年10月本會秋季大會(高岡)において講演

素鋼の過飽和 γ は終局においては α と Fe_3C とに分解すべきであるのは勿論であるが、その途中は条件によつて異なる過程を経るため種々の組織のものを生ずる。その組織を支配するものは主として上記三つの基礎現象の何れが先に起るかである。若し温度が A'' 点 ($\gamma \rightarrow \alpha'$ の開始点) に下つて居れば、擴散を必要としない Umkl. が先ず起り α' を生ずるのであるが、然らざれば擴散を必要とする α 或は Fe_3C の析出が起るより外ない。その中でもそれらの何れか一つの析出或は兩者同時析出という三つの場合がある。本報告においては主としてこれらの組合せによつて現れる Lower Bainite*及び Troostite の成因等について説明を試み、聊か鋼の熱處理論の確立に寄與したいと思うものである。

II. Austenite (γ) より Cementite の析出と Lower Bainite の生成機構

先ず Fe_3C の析出が先に起る場合を考える。これは、前報で述べた自由エネルギー圖示法 (Fig. 1) で言い換えると、 Fe_3C と γ の兩曲線への共通接線の接点 e 点より炭素 (C) 濃度の高い γ (p 点) と Fe_3C との擬平衡で 1 相析出の可能な場合である。この場合は Fe_3C の析出の進行に伴い γ の C 濃度は低下する。その模様は Fe_3C 析出物の近くで C の濃度が著しく下つている。その低下が進んで A'' 点⁽³⁾ 即ち Fig. 2 について言えば R'/A' 線上の m 点 (恒温變態の温度 T_b における) に達すると、その低下した部分より段階的ではあるが逐次 Umkl. ($\gamma \rightarrow \alpha'$) を起す筈である。その時の温度が比較的高く (100° 以上), α' として不安定な状態であれば、 α' は直ちに焼戻効果を受けて第 V 節に述べる如く Fe_3C の 1 相析出により遂には α となり、Martensite を焼戻したものと同様の組織となる。

Fig. 1 Free Energy Curves of α , γ and Fe_3C at Temperature T_b or T_p in Fig. 2. (Schematically shown)

* Upper Bainite については別報で述べる。

(3) A'' 点の決定に際し従来用いられているものは大體

(i) 2 段焼入試料の顯微鏡検査による方法。

(ii) 急冷の途中の性質の變化による方法。

に大別出来るが、(i) が稍々高温を示している。これに關しては次の機会に吟味する積りであるが、今の場合はその (i) のものが關係が深いから、その一つとして次の文献を採用した。

岩瀬、竹内、本誌、8 (1944), 490.

こゝに同様とは言わず相似たと言つたのは、このものは最初の p と同一成分の Martensite を焼戻したものと同様ではなく、恒温變態の温度と A'' 線との交點の示す濃度の鋼を焼入焼戻せるものに寧ろ近い組織を示すことを意味す

Fig. 2 Diagram of Fe-C Alloy.

る。上の様な過程を経て生じたものが Lower Bainite であると考えるのである。即ち

この様な過程は R'/R_0 の温度以下でなければ考えられない。即ち Lower Bainite 生成の温度の上限は R'/R_0 でなければならない。成分も亦 R' より高いものでなければならない。(R' 点 は Acm 線の延長⁽⁴⁾ と前記 A'' 線⁽³⁾ との交點 $420^\circ, 0.30\% \text{C}$) 尤もこれは恒温變化をさせる場合であつて、 R' 点より C 濃度の少いものを P'/R'' 以上の温度より上げるときにも、 P'/R'' 線に當つて Umkl. を起し得る。而かもその温度が高いから Umkl. 後の冷却中に焼戻効果を受けて組織上 Lower Bainite と全く同様のものが得られる筈である。

Lower Bainite の Pearlite 説、即ち Pearlite 及び Troostite と同じ機構によつて生ずるとの説をなす者は、Lower Bainite が針狀晶に現われるのは、變態温度が低いために γ の結晶の格子面の支配を受けるからである、と説明しているがそれだけでは不十分である。というのは、そ

(4) 西山、土居、本誌、12 (1948), No. 7-12, p. 11.

* 低温 (約 300° 以下) ならば、 Fe_3C 結晶析出の代りにその Cluster を生ずる。

** この場合は脚註 (3) に述べた (ii) の場合のものを採るべきであらう。

の説に従えば Bainite を生ずる A_1 変態と Martensite を生ずる A_2 変態とは全くその機構を異にするのに、Bainite と α' の針状晶の外形が極めてよく似ている、という點が不思議に思われるからである。

著者等の見解においては、温度 R/R_0 以下では Austempering 中の所謂 Incubation period 即ち S 曲線の變態開始點に達する迄の期間*に Fe_3C の析出が行われると考ふるのである。Lower Bainite に関するこの様な見解が正しいならば、恒温度變態の S 曲線において Lower Bainite の部分の位置及び形がこの見解によつて説明出来なければならない。即ち變態開始の S 曲線に達する迄、即ち所謂 Incubation period の間は Fe_3C の析出による 1 相析出があり、開始點附近において Umklappung を起し始めたとして數量的にも矛盾のないことを示す必要がある。それには C 原子は幾何の活性化エネルギーによつて擴散すればその様な現象が起り得るかを計算して見ればよい。若しその値が妥當であれば Lower Bainite の成因に関する見解の誤りでないことを示すことになるからである。然し Umkl. は缺陷の存否並びに界面及び歪エネルギーの量に支配されることが著しい⁽²⁾ために、Bainite 生成の際の事情も著しく複雑であつて、それを厳密に解くことは極めて困難である。それで唯 order を當つて見てその可能性を考慮するという意味から、大雑把ではあるが次の様な模型的な計算をして見た。

Fe_3C の析出に際しては最初急速に極めて薄い小さい板状の析出を生じ、地の γ より C 原子が擴散して來ることによつてこれが次第に厚くなるとの見解によることは前報⁽¹⁾において述べた如くである。地の γ 中の擴散に對しては Fick の擴散式 $\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$ が成立するものとする。ここで x は析出板に垂直の方向である。擴散係數 D に對しては著者等の預ての見解に従い過飽和の場合とも固溶体内では常に正とする。

この様な析出は γ 結晶内に散在して行われるのであるが二つの析出板の間隔が近いほどそれは挟まれた部分が濃度の低下著しい。従つてその様な部分から先ず Umklappen するであらう。また析出のない所は濃度の低下がなく殆ど元と變りない状態にあるであらう。特に最初の C の分布が均一でなければ、格子缺陷なく濃度の多い部分ほど Ar^{γ} 變態に對しては安定度よく、後期に變態するであらう。

次に Umklappen するマルテンサイトの大きさであるが、それは析出物並びに不純物の分布状態によつて種々様々であるが、その中或る間隔にある二つの析出板の間に挟まれた部分が 1 葉となるものについて考えると、間隔の狭いものほど單位質量當りの界面エネルギー**が大きく、そのためマルテン化の温度は低いであらう。尤も多くの析出板を含む廣い範囲で Umklappen することも考えられるが、

それは内部に位置する析出板が Umklappen を邪魔することのためまたマルテン化の温度が低いであらう。このことと、前述せる所の、間隔の廣いものは炭素濃度の低下が少いということ*とを考え合せると、丁度適當の間隔を持つたものが先ず Umklappen して一つのマルテン葉となると考えることも無理ではあるまい。勿論かく考えるからといって、最初常にその様な模型的なもののそのまゝのものが生ずるというのではなく、Bainite 變態のスタートをきめる規準の order を示すものであらうというのである。次にはその様な場合について計算して見ることにしよう。

γ 内における炭素濃度 C は最初焼入状態では C_s であつたとし、Austempering の温度 T における溶解度を C_{cm} (A_{cm} 線の延長で規定される) とする。而して Fe_3C の板状の析出物 2 枚が b なる距離をへだて、同時に平行に生ずる場合を考える。即ち時刻 $t = 0$ のときは凡ての場所で $C = C_s$ 、**任意の時刻においては場所 $x = 0$ 及び b での $C = C_{cm}$ であるとして Fick の式を解けば、場所 x と時刻 t における炭素の濃度は

$$C = C_{cm} + \frac{4(C_s - C_{cm})}{\pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{2n+1} e^{-\frac{D(2n+1)^2 \pi^2 t}{b^2}} \sin \frac{(2n+1)\pi x}{b} \quad (1)$$

として表わされる。ここで D は温度 T における擴散係數、 n は 0 又は正の整数である。

Fig. 3 は (1) 式によつて求めた或る時刻 t における濃

Fig. 3 Distribution of Carbon Concentration Just Before α' Formation.

*尤も析出板に極めて近い部分のみは濃度が低下しているが、この部分のみが變化を起すことも範囲が狭く界面エネルギーを多く要することになつて變化は起りにくい。

**凡ての核が $t = 0$ において發生することの假定を入れて計算するが、厳密にはその後發生するものもあるであらう。

***析出が進行するにつれて析出物と固溶體との境界の位置は移動するのであるから、この點を常に $x = 0$ とすることは厳密を缺くが、數學的取扱の簡單なように、その點を規準にして x を表わし近似計算をする。

*尤も實際の變態開始點と稱するものは觀測に現われる程度 (例えば 19%) に變態が進行した點であるから、この點までにそれだけの Lower Bainite が既に生じて居るのであるのは勿論である。

** $\gamma \rightarrow \alpha'$ 變化により界面エネルギーは増すと考えられるから。

度分布を説明的に示せるものである。兩析出物間の濃度の平均値が T における Ar'' の濃度 C_a' になったときに變態が起ると假定する。即ち $C_a' = \frac{1}{b} \int_0^b C dx$ とする。この式に(1)を入れると

$$\frac{C_a' - C_{cm}}{C_s - C_{cm}} = \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} e^{-\frac{D(2n+1)^2 \pi^2 t}{b^2}} \quad (2)$$

今の場合近似的には(2)式の右邊の第1項のみをとればよいから、(2)式は

$$\frac{C_a' - C_{cm}}{C_s - C_{cm}} = \frac{8}{\pi^2} e^{-\frac{D \pi^2 t}{b^2}} \quad (3)$$

次に數値を入れて當てて見よう。Davenport-Bainによる0.78%C鋼のS曲⁽⁵⁾線におけるBainiteの生成開始の2點(343°C, 35sec)及び(400°C, 6.5sec)について計算する。 b の値は、顯微鏡組織より見積られるものであり、温度によって異なるであらうが正確には分り難いから、假りに兩温度とも $b = (1 \sim 3) \times 10^{-6}$ cmとすると、擴散恒數 D の値はTable 1第5欄の如くなる。

Table 1

$T - 273^\circ$ (°C)	t (sec)	C_{cm}	C_a'	D ($\text{cm}^2 \text{sec}^{-1}$)	Q (cal/gr-atom)
343	35	0.21	0.47	$(0.2 \sim 2) \times 10^{-12}$	33,000~30,000
400	6.5	0.27	0.32	$(0.3 \sim 3) \times 10^{-11}$	33,000~30,000

この數値が妥當であるか、吾々の問題とする所である。よって高温度における過飽和ならざる γ について實測⁽⁶⁾して得た式

$$D = A e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad A = 0.12 \text{ cm}^2/\text{sec}.$$

に今求めた D の値を代入して Q を求めると、最終欄に示す如く兩温度共に $Q = 33000 \sim 30000$ cal/gr-atomとなりorderは實測値32000 cal/gr-atomと略一致する。^{*}

この數量的一致はLower Bainiteの生成には最初 Fe_3C の析出があるとの見解を裏書きするものである。尤もその最初析出することに関しては直接實驗的證明を行つて始めて斷定を下し得るものであつて、著者等の見解も説明の一つの試みの域を脱し得ないのは勿論である。

恒温變態のS曲線を見ると、低炭素鋼では明瞭でないが高炭素鋼では、Fig. 4の曲線CD部の示す如く、400°附

近以下で範圍ABCの延長 CD' とは異り別の曲線に移った様になっているのに氣がつく。これは特殊鋼に於ける2段鼻が2種の炭化物によるとして説明されているのと同様に、今の場合も何か不純物のために下の鼻が現われたのであるとして説明されないこともないが、上述の見解に従いBainiteの成因がTricostiteのそれと異なるために別の曲線に移っているとして説明することも可能である。^{*}

Fig. 4

III. Austenite
(γ)より Ferrite
(α)の1相析出

前節では γ の變化において Fe_3C の析出が先にかかる場合を論じたのであるが、 α の析出が先行する場合はどうで

^{*}最近今井博士⁽⁷⁾は、Bainite變態の途中から焼入れて、その焼入の前に残つていたAustenite(γ_R)の Ar'' 點を測定し、その點がBainite變態進行の程度によって多少の差異があるという興味ある實驗結果を示して居られる。而してこれに對してBainiteもPearliteと同様にして説明されると言つて居られる。即ち第一に炭素鋼或はSi鋼の如く α_m (Cに過飽和な α)の析出が先行するものでは、その α_m が出る間に γ_R が炭素を受けてそれに富むものとなるために Ar'' が低く現われ、第二にCr或はMnを含むものでは、炭化物の析出が先行するからこれに反すると。この説明は一應妥當の様に思われるが、第一の所に少し難點が一つある。それは、温度が低いと、たとひ α_m が生じたとしても別に Fe_3C の析出も可能であつてCの遠距離擴散も困難であるから、高々次節で述べる2相析出となつてしまう筈で、 γ_R にC濃度の變化を與えるようなことは考えられないからである。

著者等の見解によつても γ_R の Ar'' 點の解釋には多少困難を感じるが、次の程度には説明出来る。即ちマルテン化にはその生成に難易がある(降溫測定るときは變態の温度範圍を生ずる)から、變態し難くて後に残る γ_R は Ar'' の低いもの(たとひ炭素濃度は増していなくとも)であるし、炭化物の析出の容易なCr或はMnを含むものはその析出によるC濃度(γ_R)の減少による Ar'' の上昇の方が打勝つて γ_R の Ar'' 點が高くなるのである。

(7) 今井勇之進, 日本金屬學會分科會報告, I第7分科會(1947), 9.

(5) E. S. Davenport, Metal Progress, 36 (1939), 374.

(6) C. Wells, R. F. Mehl, Metals Techn., 7 (1940), T. P. No. 1180.

^{*}過飽和狀態の Q は少し小さいかも知れないとも考えられるが、これに關しては確かな資料が未だない

あらうか、これは亜共析鋼の A_1 点以上において生ずる一相 Ferrite に外ならない。これに関する見解は既に前報において述べた通りで、Fig. 2 及び Fig. 5 に温度 T_f の a 点で示す如きもの、1 相析出である。従来この場合の α の析

Fig. 5 Free Energy Curves of α , γ and Fe_3C at Temperature T_f in Fig. 2.

(Schematically shown)

出に對して、最初 γ の中に C 濃度の低い部分を生じそれが格子變態を起したものと解する者を見受けたが、著者等はその様な特異な考えは必要でないと思っている。即ち普通に考えられる如く、この析出は矢張り、元の γ より 1 原子づつ離れて α (a 点) の格子の方に移る所の成長變態であつて、その際過剰になる C は残留せる γ の中に溶入するのである。

γ より α の 1 相析出は、温度が A_1 点より下でもその降下が著しくない限り過冷現象として起り得るであらう。但しその場合の α は GP 線の延長で規定される α 即ち α_m でなければならない。その場合は後で Fe_3C の析出をすること實際顯微鏡下で見られる通りである。

α の析出は原子の擴散を必要とするから、C 濃度の低い場合に容易であるのは勿論で、この點は Fe_3C の析出が C 濃度の高いときに起き易いこと、同様である。

IV. Austenite (γ) より Ferrite (α) 及び Cementite (Fe_3C) の析出と Troostite の生成機構

次に α の析出と Fe_3C の析出とが同時に起る場合、即ち 2 相析出の場合を考える。この場合は 2 相析出の特性より最初兩者が交互析出或は隣接同時析出をすることは前報告で述べた如くである。即ち Fig. 2 において、温度 T_p の p の状態より出發して恒温變態せしむるとすれば、最初 Fe_3C の析出がある部分では、その近くの地は炭素濃度低下し α の析出を容易ならしめ、最初 α の析出がある部分では、その反對に近くの地をして Fe_3C の析出を容易ならしめる。この際析出する α は岩瀬博士も言われる如く成分 (q) のものではなく、GP の延長上の成分 (a) のもの即ち炭素に過飽和な α でなければならぬ。 γ と α との平衡は成分 (a) のものが關係するからであることは Fig. 1 を見れば容易に理解される。然しこの成分 (a) のものは擬安定であるから直ちに Fe_3C の 1 相析出をして残部は (q) 點に

おける α となる。かくて遂には變化せる部分は安定な α と Fe_3C の混合となり 2 相析出と云う結果を來す。以上の様な現象の起り得る範圍は、 α の析出のためには SB 線の左下、 Fe_3C の析出のためには SR' 線の右下、Umklappung を起さないためには R'/A' 線の右上でなければならない。即ち領域 BSR'/A' のものにおいて考えられる。領域 $SPP''R'$ のものも、最初必ず擬安定 α の析出が起るという差異だけで、他は全く上と同様な現象が起り得る。領域 KSB のものも最初 Fe_3C の析出があるだけでこれまた同様である。結局この 2 相析出の可能な領域は $KPP''A'$ である。^{*}

唯こゝで重要な問題は α 及び Fe_3C の析出の可能性の強弱の程度である。それを支配するものは一に温度であるが、實驗的事實より推測すれば α の析出は温度が高くなければ起き難い様である。仍つて實際上この 2 相析出が比較的短時間に起るのは主として A_1 點近くで R'/R'' 附近以上であらう。この様な 2 相析出たる成長變態によって生じたものが Troostite 乃至 Pearlite と著者等は考えるのである。これは勿論従來の考へを言葉を改めて言ったことになる。また生成温度が高ければ lamellae が大きく發達した Pearlite 組織となるとするものも従來考えられていたのと同様である。

V. 正方晶 Martensite の焼戻における Cementite の析出

正方晶 Martensite (α') の焼戻の機構に關聯する實驗的結果 (8)(9)(10) 及び理論的考察 (11) は著者等の一人が既に發表して來た所で、こゝに新に言うことはないが、この焼戻の時の變化は 1 相析出なるか 2 相析出なるかの表現法で再び説明することは、析出に關する著者等の見解を明確にすることになるので一應附言しよう。

この焼戻において温度が低ければ、 Fe_3C の析出粒子の微細なためこれが析出したかどうかを實驗的に檢出することは困難であるが、地の α' がその格子常数を漸次變化し

* 領域 GPP'/P''' へ持來たせば、 $\gamma \rightarrow \alpha$ の 1 成分系的成長變態が可能であり、領域 PP'/P'' へ持來たせば、最初は同様に $\gamma \rightarrow \alpha$ (過飽和) の 1 成分系的成長變態をし、その過飽和 α は直ちに Fe_3C を 1 相析出して α となるべきである。

しかし、 $P'/P''/P'''$ 線の部分は實驗の延長線のため不確實であり、 PP'' 線は近似計算による推論に基づくものであるから、 PP'/P'' の部分は圖に示す如き領域を有するものなるか、從つてまた實驗事實にひびく程のものであるかは頗る疑問である。仍つて今はこれ以上立入るのを避けることにしよう。

- 8) 本多, 西山, 金屬の研究, 10 (1933), 1; 東北理科報告, 21 (1932), 229.
- 9) 西山, 金屬の研究, 11 (1834), 57; 東北理科報告, 22 (1933), 565.
- 10) 西山, 金屬の研究, 13 (1936), 83; 本多記念號, (1936), 840.
- 11) 西山, 本誌, 5 (1941), 423.

同時に廻折線が散大することは確かに認められる。この現象は Al-Cu 系 Al 側固溶体の時効の時と全く同様である。この様な実験的根據よりして α' の焼戻の時は Fe_3C の 1 相析出が行われていると推測することは妥當であらう。而してその初期には炭素原子に富む cluster を生ずることが考えられる。その状態が所謂 β martensite である。

このことを自由エネルギー曲線で言い換えると、Fig. 6 の K の状態にあるものは、焼戻により θ を 1 相析出し、地

Fig. 6 Free Energy Curves of α , α' and Fe_3C .
(Schematically shown)

の濃度は漸次低下する。その濃度低下は、一般の 1 相析出と同じく、析出物の近くが最も著しく、その α' は α に近いものになっているであらう。

VI. 結 論

前報に述べた著者の析出並びに Umkl. に関する見解を基にして、Austempering の時に生ずる生成物に関して考察して得た結論は

(1) Lower Bainite は、最初 Fe_3C の 1 相析出をし、そのために地の C 濃度が低下して Ar' 點に達した部分より Umkl. を起して α' となり、次に焼戻効果により Fe_3C の 1 相析出をして終に $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ となったものである。故に Lower Bainite は Acm 線の延長と Ar' 線との交点 R' より低温高濃度で恒温変化せしめた時に生ずる。尤も R' 點より低濃度でも Ar' 線以上より冷却変化せしめた場合には生じ得る。

即ち Lower Bainite は簡単に言えば焼戻された Martensite に外ならないのである。尤も最初 Fe_3C の析出のため炭素濃度の低い Martensite が焼戻されたのと類似せる組織になっている。また焼入焼戻したものとは熱處理経過を異にするため機械的性質も異なるであらう。

(2) Troostite~Pearlite は α と Fe_3C の 2 相析出によって生じたものであり、かくして A_1 變態は正方晶 Martensite α' を経て生じたものと考えする必要がない。

(3) 正方晶 Martensite α' を焼戻す際は Cementite (或は Cluster) の 1 相析出をする。

タングステン-クロム磁石鋼の熱處理と磁氣的性質について

小 柴 定 雄* 稻 垣 伍 三 郎* 西 沼 輝 美*

Sadao Koshiba, Gosaburo Inagaki and Terumi Nishinuma : On the Heat Treatment and Magnetic Properties of W-Cr Magnet Steel. The authors carried out experiments on the relations between heat treatment and magnetic properties of tungsten-chromium magnet-steel containing C 0.60, Si 0.19, Mn 0.35, Cr 0.89, W 6.01 %, and then comparison of the austemper and martemper was made.

The results of this investigation may be summerised as follows :

(1) The most suitable normalizing temperature and annealing temperature of this steel are 975° and 730° respectively. (2) For the austemper treatment, the material was kept for 10~15 min in the quenching temperature of 880° , and quenching in the hot bath of 200° , and then kept for 15 min in it, and aging was done in boiling water. (3) The austemper method is superior to the quenched tempered method.

*(Received December 15, 1948)

I. 緒 言

W 約 6 % を含む W 磁石鋼は普通水焼入をするが、これに約 1 % の Cr を添加すると油焼入が出来る。然し形状によつては焼割れの危険が多分にある。その焼割防止の爲、且つ磁氣的性質の改善の見地から恒温浴焼入の研究を行い普通の焼入焼戻との比較をなした。

II. 實驗試料及び實驗方法

(1) 實驗試料 實驗に供した試料は 2 ton 弧光式電氣炉にて熔製し、250 kg 鋼塊を造り、鍛伸後壓延し更に $5\phi \times 120\text{mm}$ の丸棒試料及び $5 \times 15 \times 85\text{mm}$ の平板試料を作製した。その化學成分を Table 1 に示す。尙試料は仕上の都合上 730° にて軟化焼鈍を行ひ、測定の際には丸棒試料は熱處理後表面を研磨し、平板試料はそのまゝで實驗を行つた。

(2) 實驗方法 丸棒試料を用い彈動電流計法により消磁曲線を求め、それより殘留磁氣(Br)及び抗磁力(Hc)を求めた。又平板試料を用い磁束計によりその全磁束を測定した。尙彈動電流計法による最大外部磁場の強さは 618 Qe

* 日立製作所安來工場

** 昭和 23 年 10 月本會福島大會に發表