Si-Cr-Mn 鋼のオーステンパーによる相変化について*

岡本正三** 田中良平** 鈴木信一**

Masazô Okamoto, Ryôhei Tanaka and Nobukazu Suzuki: On Phase Changes During Austempering of Si-Cr-Mn Steels (Metallographic Study on Austempering, 1st Report). Phase changes during austempering of Si-Cr-Mn steels at 300° or 400° have been studied by means of dilatometric, microscopic and X-ray diffraction methods. The austempering was found to proceed in the following three stages. 1st stage: Supercooled austenite begins to transform into ferrite supersaturated with carbon, causing the enrichment of the rejected carbon atoms in the remaining austenite. 2nd stage: Carbide precipitates out within the ferrite and begins to coagulate. 3rd stage: The remaining austenite rich in carbon begins to transform into an aggregate of ferrite and carbide. However, in the austempering of about one hour, the isothermal transformation is interrupted prior to its completion. Due to the stoppage of the transformation in the process of its progression, the remaining austenite containing 1.0~1.2%C and of up to 5~20% in the amount is retained without transforming into other structural constituents. In such austempering, silicon in steels delays the progression of the transformation and results in retaining more amount of austenite in the austempered product.

(Received December 1, 1960)

I. 緒 言

ある種の低合金鋼にオーステンパー処理を施すと、通常の焼入焼戻処理に比して同一の硬度でも、靱性のより高い状態を得ることはかなり以前から知られている⁽¹⁾⁽²⁾が、その原因については今日なお明らかではない。Si-Cr-Mn 鋼はオーステンパー処理にもつとも適する代表的鋼種である⁽³⁾⁽⁴⁾が、その機械的性質におよぼすオーステンパーの影響を調べた Theis の論文⁽⁵⁾の討論において、Rose はこの鋼種のオーステンパー時に少量残留するオーステナイトが、鋼の靱性と密接な関係をもつのではないかと示唆している。しかしこの考えの直接的な証拠もまだ見出されていない。本研究はオーステンパーを金属組織学的に解明する目

的で Si-Cr-Mn 鋼のベイナイト変態過程を調べ、見掛上変態が終了したと思われる時期にもなお相当量のオーステナイトが残留することを確認し、その残留オーステナイトの本性および Si 添加の意義について究明せんとした。

II. 試 料 お よ び 実 験 方 法

試料は C 0.5%, Mn 1.2%, Cr 0.6% で Si を 0.2, 0.6, 1.0 および 1.5% とした 4 種類の Si-Cr-Mn 鋼で、それぞれの記号を Si% に応じて 2S, 6S, 10S, 15S とする。各試料はいずれも電解鉄、高純度の Fe-C, 電解 Cr, 電解 Mn, 単体 Si などを原料として、タンマン炉で急速熔解し、シエル型に铸造後 800° で 20% の熱間圧延を施し、さらに 850° に 20 分間加熱焼鈍を行って以下の実験に供した。オーステナイト化温度は Table 1 に示した各鋼それぞれの Ac₃ 点以上 30° とし、その各温度に 15 分間真空中で加熱した。

恒温変態は主に熱膨張測定と検鏡とによつて追求した。膨張計による場合は各試料を真空中でオーステナイト化してから、所定の温度の熱浴(300° は塩浴, 400° は鉛浴)中に焼入れし、その浴中に 20 秒保つて同温度に加熱してあ

** 東京工業大学金属工学科

* 1960 年 10 月本会札幌大会に発表; 鋼のオーステンパーの金属組織学的研究 (第 1 報)

(1) E.S.Davenport: Heat Treating and Forging, **23**(1937), 170.

(2) 阿部: 鉄と鋼, **25**(1939), 1065.

(3) 門間: 本誌, **15-A**(1951), 98.

(4) 浅田, 保田: 電気製鋼, **23**(1952), 247.

(5) E.Theis: Stahl u. Eisen, **73**(1953), 347.

る膨張計にす早く取りつけ、引続きその温度に保持しながら膨張収縮の変化を追跡した。この方法ではオーステンパ

Table 1 Ac_3 , Ar' , Ms and austenitizing temperature.

Alloy marks	Temperature ($^{\circ}C$)			
	Ac_3	Ar' *	Ms by G.T. method	Austenitizing temperature
2S	780	640	284	810
6S	790	645	283	820
10S	800	650	283	830
15S	820	655	282	850

* Ar' on air cooling from the austenitizing temperature.

一初期の変化を知ることが出来ないが、焼入後 90 秒以降の変態の進行は十分追跡でき、別に熱処理した小試片の顕微鏡組織変化と比較考察した。さらに恒温変態途中の残留オーステナイトの性質を明らかにするため、変態途中から加熱あるいは冷却を行って示差膨張を測定し、また小試片をベイナイト変態途中から水冷して残留オーステナイトの格子定数を X 線回折によって求め、その恒温変態進行に伴う変化を調べた。

III. 実験結果とその考察

1. 3 段階の恒温変態について

各鋼の 300° での恒温変態示差膨張曲線を Fig. 1 に示す。すなわち Si% の増加とともに膨張速度は遅くなり、2S では 300° 焼入後 20 分間ですでに膨張が停止してそれ以後はむしろ少しく収縮しているが、Si% の増すほどこの膨張停止時期は長時間側にずれ、15S に至つては変態開始 6 時間後もなお膨張し続けている。 400° では Fig. 2 にみるように、いずれも 300° より変態の進行が速く、2S では焼入後 100 秒ですでに膨張が停止する。その後かなり顕著な収縮を示して、約 8 分で曲線は水平になる。Si% の増すとともに、膨張停止点は長時間側にずれ、またその後の収縮量は少くなり、これらの傾向は 300° の場合とほぼ一致する。しかし 0.6% 以上 Si を含むものは 400° 焼入後約 8 分から再び徐々に膨張し始め、その膨張の程度は Si の多いものほど著しい。 Fig. 1, Fig. 2 を通じて恒温保持中の初期の膨張を変態の第 1 段階、この膨張に続く収縮を変態

階の本性については後にさらに考察する。

2. 顕微鏡組織の変化

Fig. 1 Differential dilatation curves for isothermal transformation of Si-Cr-Mn steels at 300° .

Fig. 2 Differential dilatation curves for isothermal transformation of Si-Cr-Mn steels at 400° .

Photo. 1 は各試料の 300° 恒温変態途中の組織で、Si 量の多い鋼ほど同一処理における生成ベイナイト量が少く、これは前記の変態の第 1 段階とした恒温膨張速度の小さくなることに対応する。 400° では Photo. 2 にみるように 300° の組織とはかなり相違して変態生成物が幾分粒状化している。しかし、変態初期は Photo. 3(a), (b) を比較して明らかに 400° でも

300° のベイナイトと類似の針状晶が現われる。また 300° でも 2S では変態がかなり進行すると組織が粒状化して 400° のそれに似てくる。これらの結果から 300° と 400° とで変態の第 1 段階の生成機構はほぼ同じとみてよく、いずれの場合も過冷オーステナイトからまず針状晶が析出し、時間とと

もにその量を増す。かくして生成せられる針状晶内部において炭化物の析出凝集が起るが、この第 2 段階の収縮をみ

Photo. 1 Microstructures of Si-Cr-Mn steels isothermally transformed at 300° for 4.5 min, followed by water quenching. ($\times 400$)

の第 2 段階、さらに Fig. 2 で明らかな恒温保持の延長による膨張を変態の第 3 段階とみることができる。これら各段

る変化は 300° の恒温変態では長時間側に現われ、 400° の変態では第 1 段階の変態と殆んど同時に起る。この第 2 段

階が終了した後もPhoto.4 (a) にみられるようになおかなりのオーステナイトが残存し、第3段階の変化としてこの

Photo.2 Microstructures of Si-Cr-Mn steels isothermally transformed at 400° for 2 min, followed by water quenching. ($\times 400$)

Photo.3 Microstructures of 15S isothermally transformed at 300° for 1 min (a), and at 400° for 40 sec (b). ($\times 400$)

Photo.4 Microstructures of 15S isothermally transformed at 400° for 5 min (a), and for 30 min (b). ($\times 400$)

オーステナイトはPhoto.4(b) にみるような粒状組織のものに膨張をとめないながら徐々に変わって行く。

3. 恒温変態により生成された残留オーステナイトの再加熱による変態挙動

オーステナイトの残留している恒温変態保持の途中から再加熱した場合の相変化を示差膨張測定で追求しよう。

Fig.3は300°, 30分間恒温変態後の各試料の再加熱曲線で、2Sでは初めから収縮を示し、また6S~15Sの各試料ではFig.1の第1段階の継続である膨張が約350°まで続いて後、前述の第2段階に相当する著しい収縮を示す。さらに加熱を続けると500°附近で小さな膨張が認められ

る。この膨張の程度や現われる温度範囲はSi濃度によってあまり変らない。また6Sと15Sとについて300°での

Fig.3 Differential dilatation curves of Si-Cr-Mn steels isothermally transformed at 300° for 30 min during subsequent reheating.

Fig.4 Differential dilatation curves of Si-Cr-Mn steels isothermally transformed at 400° for 30 min during subsequent reheating.

4. 恒温変態による残留オーステナイトの量およびその格子定数ならびにMs点の変化

300°および400°の恒温変態に際し残留するオーステナイト中にCが富化されることはすでに他の報告⁽⁶⁾⁽⁷⁾にも推論されたところであるが、本試験に供したような実用鋼のオーステンパーに際してその実験的確認をつかむために、ここではX線回折による残留オーステナイトの量およびそ

(6) J.A.Cameron: J.Iron Steel Inst., **170** (1952), 313; **183** (1956), 260.

(7) R.F.Hehemann and A.R.Troiano: Trans. AIME, **200** (1954), 1272.

の格子定数変化を測定し、また膨張計を用いて恒温保持時間による残留オーステナイトの Ms 点の変化をしらべた。

Fig.5 は 6S と 15S とについて残留オーステナイトの

Fig.5 Change in the lattice constant of retained austenite for the steels 6S and 15S due to isothermal transformation at 300° or 400°.

格子定数の変化を示す。300°では6Sも15Sも時間とともに一緒に格子定数を増加してオーステナイト中のC原子の富化を立証している。400°では300°の場合より格子定数の増加が早く、保持時間約5分位の所で最大になり以後減少する。すなわち恒温変態の進行とともに残留オーステナイト中のC濃度は一旦増加するが、保持時間の延長とともに再び減少する。そして、変態初期における残留オーステナイトへのC富化は前述のベイナイトの発生する第1段階中に起り、そのときのC濃度はFig.5の格子定数の値から1.0~1.2% C程度に増加しているものと推定される⁽⁸⁾。またそれに続くC濃度の減少は第3段階の膨張に対応

Fig.6 Change of Ms temperature of retained austenite for the steels 6S and 15S due to isothermal transformation at 300° or 400° after various holding times.

しており、第3段階のそれは炭化物を変態核としていると考えられる。

(8) W.B.Pearson: *A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys*, (1958), 920, London, Pergamon Press.

Fig.6 は 6S と 15S とについて残留オーステナイトの Ms 点変化を求めたもので、いずれも保持時間とともに Ms 点は明らかに降下し、とくに 400°では 300°におけるより

Fig.7 Change in the amount of retained austenite for the water quenched steels 6S and 15S after the isothermal transformation at 300° or 400° for various holding times.

降下が急で、このことは Fig.5の格子定数変化とよく対応する。Fig.7 は X 線回折によって求めた残留オーステナイト量の変化を示す。いずれの場合も保持時間の短いところで残留オーステナイト量が少くみえるのは、水冷によりその一部がマルテン化したためである。恒温変態の進むにつれて Ms 点が降下し、残留オーステナイト量を増すが、Ms 点が常温以下に降下すれば、以後は恒温変態の進行とともに残留オーステナイト量は減少する。このことは Fig.6 の Ms 点変化とほぼ対応する。15S は 6S より常に残留オーステナイト量が多く、Si% の高いもののほど変態進行の遅いことを示し、また 300°より 400°の方が残留オーステナイト量が多いのは、400°では第1段階の変態速度は早いが、残留オーステナイトへのCの富化も早く、多量のオーステナイトを残して、その分解が容易に起らないためである。

5. オーステンパーの際の変態機構

以上の結果から、本鋼種の 300°および 400°での恒温変態はいずれも本質的に同様の機構によつて進行するものと考えられ、その変態過程において残留するオーステナイト中にCが富化されて行く。その恒温変態機構は次のように考えられる。すなわち、まず初期において母相オーステナイト中にCに過飽和なフェライトの変態核を生じ、ベイナイトの発生をみるとともにオーステナイト中をC原子はベイナイトの外側に排出される。次いでその過飽和フェライト中で炭化物が析出し凝集成長する。Cに富化された未変態のオーステナイトは 300°のような比較的低い温度では長時間保持後も容易に分解しないで未変態のまま残留する。しかし 400°ではこのCに富むオーステナイトは時間とともに徐々に炭化物を析出して粒状組織に変態する。300~400°の恒温変態の過程は次のように表わすことができる。

第1段階：過冷オーステナイトはC原子に過飽和なフェライトに変態しつつ未変態オーステナイト中にC原子が排出される。

第2段階：過飽和フェライト中で炭化物が析出凝集してベイナイトを生ずる。

第3段階：Cに富化されたオーステナイトが炭化物を析出しフェライトと炭化物との集合体を生ずる

しかして 300° では過冷オーステナイトの大部分が第1段階で変態し、第2段階は極めて徐々に進行するが、第3段階は長時間後も起らず相当量のオーステナイトが残留する。一方、 400° ではC原子の拡散が比較的容易であり、恒温保持中に第1、第2両段階に続いて徐々に第3段階が進行し、長時間恒温保持すれば、オーステナイトは全部分解する。実用されるオーステンパーの時間は約1時間程度であるからこの処理後の鋼中に残留するオーステナイトの多いのは明らかである。いいかえれば、いわゆるオーステンパー処理は過冷オーステナイトの恒温変態の未完結のところで操作をやめているのである。また鋼中にSi濃度を高めるときはオーステンパーによる変態の未完結の度を一層大ならしめるものである。

IV. 総 括

実用される Si-Cr-Mn 鋼を試料としてそのオーステン

パー時の相変化を熱膨張測定、顕微鏡試験およびX線回折によつて追求し、次の点を明らかにした。オーステンパーの過程は次の三つの段階よりなるとみられる。

第1段階は過冷オーステナイトがCに過飽和なフェライトに変態し始め、それによつて排除されたC原子が残留するオーステナイト中に富化される。次の第2段階では炭化物がフェライト中に析出して凝集成長する。最後の第3段階ではCに富化された残留オーステナイトがフェライトと炭化物との集合物に変態し始める。

しかし、約1時間程度のオーステンパーにおいては恒温変態がその完了に先だつて中断せられる。その進行の途上において変態が停止するため、1.0~1.2% Cを含みかつその量が5~20%まで残っているオーステナイトは他の組織成分に変態することなしに室温に保たれるようになる。このようなオーステンパーにおいて、鋼中のSiは変態の進行を遅滞させ、オーステンパーしたものに多量のオーステナイトを残留させる結果となる。