

ることは、マルテンサイトの生成によつてベイナイトの核生成の site が増加したためと考えられる。

オーステナイトに応力を加えた場合にも、マルテンサイト生成の場合と同様な効果が期待される。実際、BHATTACHARYYA, KEHL⁹⁾ は Ni-Cr-Mo 鋼で応力を加えることによつてベイナイト変態が促進され、しかもその応力がオーステナイトの降伏応力を越えるとその効果は急激に増加することを報告している。また、低温のベイナイトによつて高温のベイナイト変態が促進されるという結果も同様な原因に帰せられるであろう。

比較的低温ではマルテンサイト量の多い方がかえつて促進効果が減少するのは、つぎのように考えられる。生成マルテンサイト量が増加すれば、オーステナイト中に導入される転位密度も増加し、より多くの核生成 site が提供される。しかし、ベイナイトの成長には炭素の拡散のほかに、過飽和フェライトの過飽和度の減少によるオーステナイト中の応力の除去が大きな役割を果たすと考えられるので、マルテンサイト量の増加につれてベイナイトの成長を抑制する力も大きくなる。このようにマルテンサイトの生成によつて、ベイナイト変態を促進する効果と遅滞させる効果とが現われ、マルテンサイト量の増加とともに後者の抑制効果の方が大きくなると考えられる。このような抑制力はマルテンサイトの過飽和度の緩和によつて減少するので、変態温度が低いほど大きい。そこで比較的低温では、マルテンサイト量の多い方がかえつて促進効果が小さくなる。Ms 直下ではベイナイト変態が著しく促進されるけれども、Ms よりかなり低温になつてマルテンサイト量が多くなると促進効果が次第に消えていくという結果もこのためと考えられる。

変態温度が高くなるほどマルテンサイトの過飽和度の低下が進行し、ベイナイト成長の抑制力は減少する。また、転位の易動度が増加すればこの効果はさらに助長されるであろう。このようになれば、より多くのベイナイトの核生成 site を提供する高マルテンサイト量の場合が、変態は早く進行するようになると考えられる。

5. 結 言

Ni-Cr-Mo 鋼におけるベイナイト変態の kinetic な挙動におよぼすマルテンサイトの影響を調べた。

低温保持によつて生成したマルテンサイトは、ベイナイト変態を促進する。そして、比較的変態温度が高い場合にはマルテンサイト量の増加によつて促進効果が増大するが、変態温度が低い場合には促進効果はかえつて減少する。

オーステナイトの安定化の現われる高温のベイナイト域においては、マルテンサイトの存在によつてベイナイト生成量が著しく増加し、Bs および Bf 温度が上昇する。

低温のベイナイトもマルテンサイトと同様な効果を示し、高温のベイナイト変態を促進する。

これらの結果は、マルテンサイトの生成によつて、ベイナイト変態における核生成の促進および成長の抑制力の増加という相反する効果が生じるという考えによつて説明できる。

文 献

- 1) R. F. HEHEMANN and A. R. TROIANO: Trans.

Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 200 (1954), p. 1272

- 2) P. T. MOORE: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 177 (1954), p. 305
 3) J. S. WHITE and W. S. OWEN: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 197 (1961), p. 241
 4) R. T. HOWARD and M. COHEN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 176 (1948), p. 384
 5) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2130
 6) H. J. ELMENDORF: Trans. Amer. Soc. Metals, 33 (1944), p. 236
 7) T. KO and S. A. COTTRELL: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 172 (1952), p. 307
 8) R. I. ENTIN: Decomposition of austenite by diffusional processes, (1962), p. 295
 9) S. BHATTACHARYYA and G. L. KEHL: Trans. Amer. Soc. Metals, 47 (1955), p. 351

(251) 高炭素鋼の恒温変態生成物の磁気的性質および電気抵抗について

岩手大学, 工学部

○中 沢 一 雄

Magnetic Properties and Electrical Resistivity of High Carbon Steel Isothermally Transformed.

Kazuo NAKAZAWA.

1. 緒 言

S 曲線で表現されている鋼の恒温変態の経過については、変態温度によりパーライト変態とベーナイト変態に大別されるが、さらに各段階においてもその伏培期および変態速度が異なり変態生成物の諸性質も異なってくる。このことは基本的には炭化物の析出分散状態が異なるためであるが、たんにこれのみによるものでもない。パテンチング処理をしたものが熱圧状態のものにくらべて抗張力が1.3倍ぐらいになるとともに、絞り率が2倍ぐらいになり、延伸性が向上するということは実用的にも利用されているところである。ところでこれらの状態のものを加工変形した場合に、フェライト相中に現われる加工転位のセル構造が顕著な差異を示すという電顕観察の結果とまたその加工集合組織を示す X 線回折線強度にも明らかな差異があるということなどが報告されている。そしてこれらの差異については、フェライト相中の C 固溶量の違いによるものとされているが、このことはまた一方において、析出炭化物量の変化を伴うことにもなる。組織成分においてこのような変化があるとするれば、それは構造上の重要因子にもなるし、各温度段階の変態生成物について、それらの変化の傾向をなるべく定量的に知る必要がある。またこのことは形態学的な研究とならんで、変態の機構に関しての一知見を得ることにもなる。

当実験は2種類の高炭素鋼を試料とし、各温度において恒温変態を完了させた試片につき、最大帯磁率(χ_{max}),

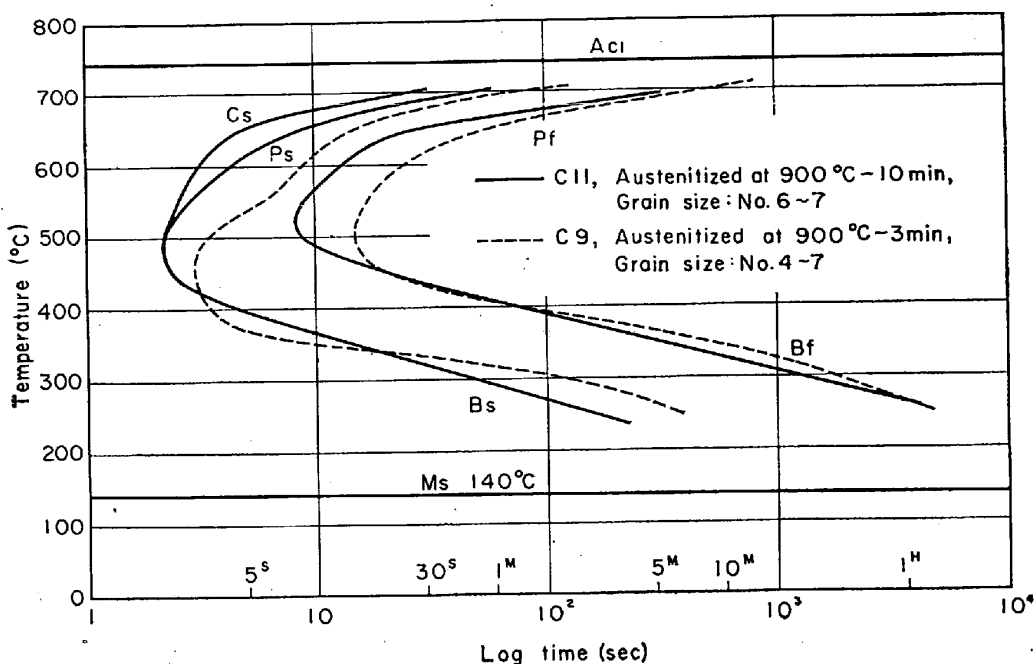


Fig. 1. Isothermal transformation diagrams of steel C11 and C9.

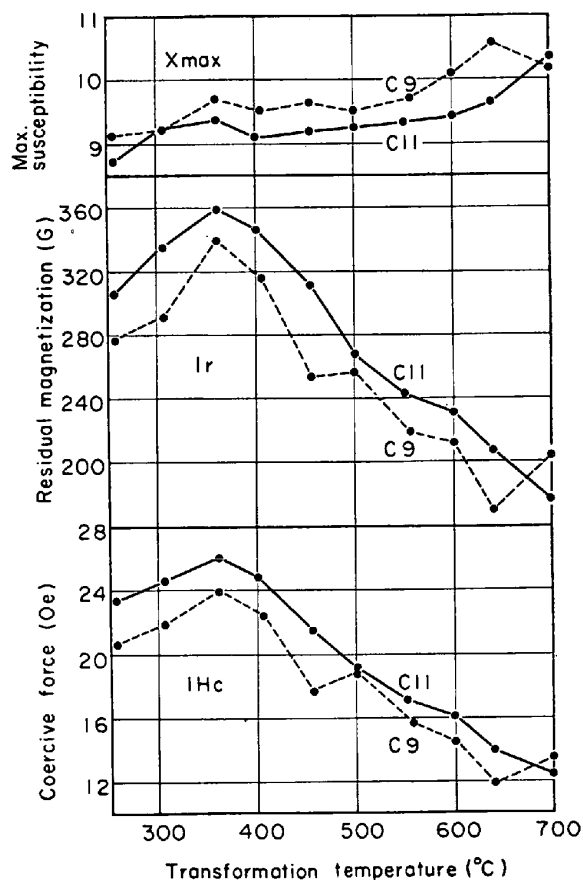


Fig. 2. Relations between the max. susceptibility, residual magnetization and coercive force and the transformation temperature for steel C11 and C9.

飽和磁気 (I_s), 残留磁気 (I_r), 保磁力 (I_{Hc}), 磁気変態点, 電気抵抗 (ρ) などを測定し, それらの変化について変態生成物中のフェライト量ならびにその C 固溶量, 炭化物の量およびその種類などについて検討するとともに変態の機構について若干の考察を試みたものである.

2. 実験方法

Table 1 は試料の化学組成である. ここで C11 は実用炭素工具鋼 (SK 3), C9 は実用高炭素鋼線材 (SWRH 6 B) で, それらの供給状態は前者は球状化焼鈍状態の 9 mm ϕ の圧延棒, 後者は 5.5 mm ϕ の熱間圧延仕

上りのものである. これらより 4 mm ϕ \times 80 mm の試片を調製し, C11 は 900°C-10 min, C9 は 900°C-3 min 木炭粉末大気中でオーステナイト化加熱後 250~700°C 間の各温度のメタルパス中に投入し恒温変態をおこなわせた. この際の保持時間はあらかじめ得られてある Fig. 1 の各鋼の S 曲線について, その変態終了時間の 1.5~2.0 倍の時間をとり保持後は空冷とした.

つぎにこれらの各試片について, 弾動検流計-引抜法により最大磁場 990 Oe までの $I-H$ 磁化曲線を常温にて測定し, それより χ_{max} , I_s (990 Oe のときの I をとつた), I_r , I_{Hc} を求めた. 電気抵抗は電位差計-標準抵抗法により 15°C にて測定された. 磁気分析は前もつて常温にて 290 Oe で磁化した後 170 Oe の一定磁場において加熱速度 2~3°C/min で 1/10~1/20 mmHg 真空中にて常温より 440°C までの間, 磁力計法により測定された.

3. 実験結果および考察

Fig. 2 は変態温度と χ_{max} , I_r , I_{Hc} の関係を示すものである. それらの 700°C の値はべつとして, 全体的な C11 と C9 の値の違いは C 含有量によるものである. ここで I_r と I_{Hc} はほとんど同様の変化を示し, それらの温度による変化は, 高温部から低温部へかけての全体の傾向として, 700~500°C 間の上昇と 350°C を中心とするより急激な増加と低下の山を示している. 700°C から 500°C 付近にかけての上昇はフェライト中の C 固溶量が増すためと考えられる. そしてこの段階の上昇

Table 1. Chemical composition of steels used. (%)

Mark	C	Si	Mn	P	S
C11	1.06	0.29	0.44	0.013	0.012
C 9	0.87	0.19	0.40	0.011	0.012

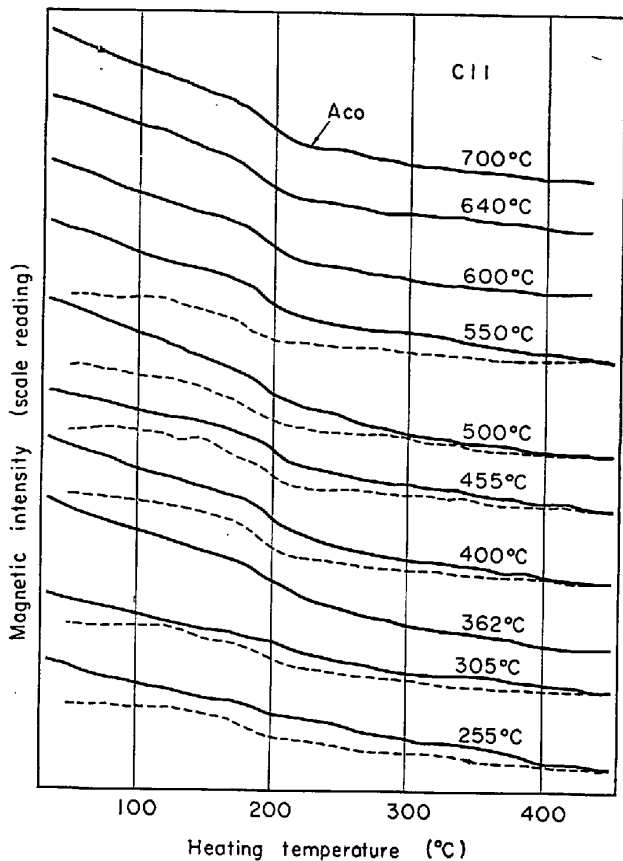


Fig. 3. Relations between the magnetic intensity and the heating temperature for steel C11 isothermally transformed at various temperatures, measured at the constant field of 170 Oe after magnetizing initially at 290 Oe. Heating rate is 2~3°C/min and furnace cooling.

変化はその延長が 255°C の値に接続するような傾向をとるとのことからして、変化全体については、フェライト中の C 固溶量の増加というほかに、これと重複して 350°C を中心とする急激な増加の山を与えるもう一つの変化が考えられる。すなわちこの温度範囲においては、その変態生成物として、1000~1200Å 程度の粒度をもつ炭化物が析出するということが考えられる。鉄の磁壁の厚みは約 1000Å といわれ²⁾、フェライト中の分散粒子が 1000~1200Å の臨界の大きさをとるときに最大の iH_c を与え、それより小さくても大きくても低下を示すといわれている³⁾。

χ_{max} は I_r , iH_c と逆対応の変化を示す。これは磁化機構上当然のことであるが、しかし完全な対応を示さないのはそこに幾らか敏感性が異なり、ここでは臨界の大きさをもつ分散粒子の影響はわずかであり、主として C 固溶量の変化を反映し全体的に温度の低下とともに減少傾向をとるものと考えられる。

Fig. 3 は各温度で恒温変態を完了させた C11 の各試片について磁気分析をおこない、その磁気強さと温度との関係を示したものである。変態温度の低下とともに A_0 変態の量が少なくなる傾向を示している。そしてとくに 305°C のものにおいて急に減少し、255°C のもの

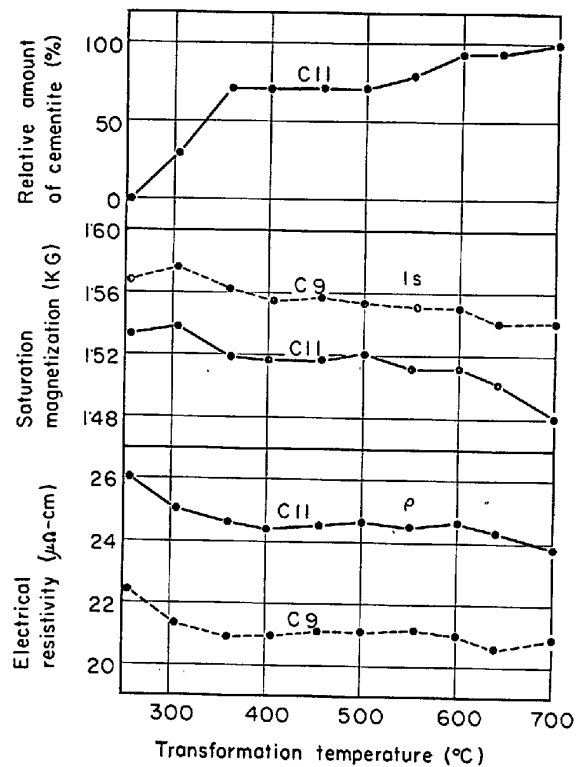


Fig. 4. Relations between the relative amount of cementite, saturation magnetization and electrical resistivity and the transformation temperature for steel C11 and C9.

においてはほとんど A_0 変態を示さず 350~400°C において低下の段を示している。変態生成物中に ϵ 炭化物が存在すると、それがより高温での加熱により一部は分解を受けつつ 380°C 付近にキューリー点を示すことになる。そしてその途中の間においても多少異なる傾斜を示すことが考えられる。また加熱により過飽和フェライトから ϵ が析出し、それがまた分解をするという場合も程度の差はあるが同じようなことがいえる。

Fig. 3 の 700°C のものにおける A_0 変態の変化量を 100 として、各温度における変化量を取り Fe_3C の量として比較すると、Fig. 4 の最上部に示すごとくである。ここで 700°C から 500°C にかけて、変態温度の低下とともに Fe_3C 量は減少する。半面このことはフェライト中の C 固溶量を増すということにもなり、前述の I_r , iH_c 変化に対応する。つぎに 500°C から 350°C にかけての上ペーナイト段階においては Fe_3C 量は変らず一定である。そして 350°C 以下においては急激に減少し 255°C においてほとんどゼロになる。

Fig. 4 の I_s および ρ についての鋼種間の値の差はもちろん C 含有量の差によるものである。そしてそれらの温度による変化は両者ほぼ同傾向を示し、それらの構造敏感性からして、 Fe_3C 量が減少するとそれだけフェライト中の C 固溶量を増すとともにその量も増すので I_s は上昇するものと考えられる。また ρ については、炭化物量の増減変化に関するよりも、電子の散乱に大きく寄与するフェライト中の固溶 C 量の影響が大きく現われるものと思われる。Fig. 4 における I_s および ρ 変化はともに 700°C から 550°C あたりにかけて増加傾向をとり、

フェライト中のC固溶量の増加を示している。そしてそこから 350°C にかけてはほとんど変化はなく、停滞傾向を示し、前述の結果と一致する。つぎに 350°C 以下においては増加傾向をとり、とくに ρ においてその増加変化が顕著である。このことは下ペーナイトにおけるフェライトの過飽和度がとくに高いということを示している。

4. 考 察

(1) 高炭素鋼の恒温変態生成物の磁氣的性質および電気抵抗を測定した結果はその変態温度との関係において、パーライト、上ペーナイト、下ペーナイトの各段階に対応する3段階的な変化を示す。

(2) パーライトにおいては、変態温度の降下とともに Fe_3C の析出量を減じ、フェライト中のC固溶量を増してくるものと考えられるが、しかしその傾向は上ペーナイト範囲に入ると止り、その範囲内においては、 Fe_3C の析出量およびフェライト中のC固溶量は一定傾向をとり、ほとんど変化はないものと考えられる。

これらのことについて考察してみると、パーライト変態においては、 Fe_3C が核生成しその析出が優先するといわれているが、変態温度の低下とともに自由エネルギーを増し、変態速度を急速に増加する一方において、拡散速度を減少するため Fe_3C の形成が時間的に遅れをとりその析出量を減ずるとともにフェライト中のC固溶量を増すものと考えられる。これに対し、上ペーナイト範囲においては、Fe の拡散は困難となるが、C はいまだにかなりの拡散能力を有するので、格子変態におけるフェライト核生成の条件として、フェライト相が一定レベルの過飽和度を保つ機会を得て核生成するということが可能なことである。そしてここで Fe_3C の方はCの濃縮したオーステナイト部分において析出するものと考えられる。

(3) 下ペーナイトにおいては、フェライト中のC固溶量がとくに多くなり、そして ϵ 炭化物が析出することが考えられる。下ペーナイト段階の上限はちょうどマルテンサイトの焼戻しにおける ϵ の分解限界である 300~350°C に対応することから、下ペーナイトの生成は格子変態により核生成した過飽和フェライトからの ϵ の析出という過程によつておこなわれるものと考えられる。

(4) 300~450°C 間の変態温度において、 I_r , I_Hc の増加をもたらすような炭化物の析出分散状態が存在し、そしてその際の炭化物粒子の大きさは磁壁の厚みとも関係し 1000~1200 Å ぐらいの大きさのものと考えられる。

文 献

- 1) 平野, 高橋, 山崎: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 946
- 2) C. KITTEL: Introduction to Solid State Physics, (1956), p. 372 (邦訳), John Wiley & Sons, Inc. 一丸善
- 3) CHALMERS: Physical Metallurgy, (1959), p. 228, John Wiley & Sons, Inc.

(252) 高炭素低クロム鋼の組織およびカタサにおよぼす加熱温度と保持時間の影響

日立製作所, 勝田工場

武市彦四郎・門瀬益雄・中川師夫

The Effect of Heating Temperature and Holding Time on Micro-Structure and Hardness of High Carbon Low Chromium Steel.

Hikoshirō TAKEICHI, Masuo KADOSE and Mitsuo NAKAGAWA.

1. 緒 言

高炭素低クロム鋼を急速加熱すると緩速加熱した場合と変態の様相が異なり、したがって焼入後の組織およびカタサが異なるため誘導加熱焼入などを行なう場合には加熱温度および保持時間を適正に選ぶことが非常に重要な問題となる。すなわち一定の温度に一定の時間保持しなければ良好な組織および高いカタサが得られず、逆に高温で長時間保持すれば結晶粒の粗大化、残留オーステナイトの増加などにより望ましくない組織となりカタサも低下する。そこで急速加熱焼入を行なった場合の組織およびカタサにおよぼす加熱温度と保持時間の影響について一連の実験を行なったので、その結果を述べる。

2. 実験装置

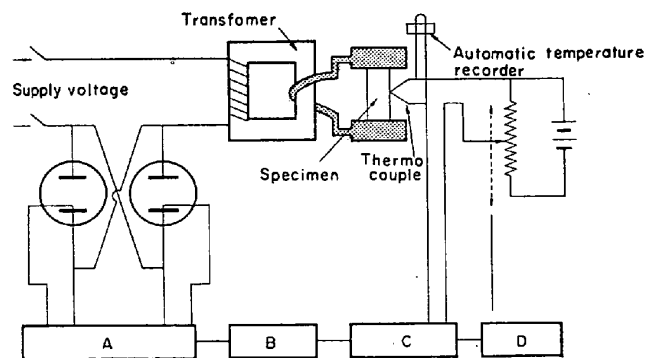
実験には電元社製の熱サイクル再現装置 CHA-160 を用いた。本装置による時間-温度サイクルを再現するためのブロック線図を Fig. 1 に示す。

すなわち自動温度調節はカム調節電位差計により与えられた信号をイグナイトロン・コンタクタによつて通電が制御されトランスによつて大電流に変換され試験片を直接通電して抵抗加熱することによつてなされる。つまりイグナイトロンの起動回路に到来する信号はカム装置から発せられる指示電圧(基準電圧)と試験片の温度をピックアップする熱電対の制御電圧(起電力)との差を増巾したものであつてその差が 0 になるように制御される。

3. 試 料

試料は 10 Φ エル式塩基性電気炉で溶製後、鍛造、焼準、球状化焼鈍を行なったのち試験片 (10 ϕ × 70 mm 平行部) を採取したもので、その化学成分を Table 1 に示す。

試験片は前処理として 850°C から油焼入し、650°C



A: Thylatron control circuit B: Control device
C: Amplifier D: Cam device

Fig. 1. Simplified schematic diagram of automatic control device.