

Cr-Mo 浸炭鋼の変態特性に関する研究*

中島 宏興**・荒木 透***

Study on Transformation Features of Carburizing Cr-Mo Steels.

Hirooki NAKAJIMA and Toru ARAKI

Synopsis:

Isothermal transformation and continuous cooling transformation diagrams were plotted for a 0.2% C-Cr-Mo steel and the steels carburized to 0.5, 0.7 and 1.0% C respectively.

In order to investigate the effect of carbon content on the transformation behaviour, hardenability, hardness, etc., a carburizing method was employed to increase the carbon content without any change of other alloying elements.

Acicular ferrite forms in the upper range of bainite transformation for steels containing carbide forming elements, such as chromium and molybdenum, and it accelerates pearlite transformation. Thus, the mechanism of these transformations was discussed from the viewpoint of kinetic theory.

Steels having the same carbon content were prepared by both carburizing and melting methods. Differences between both steels were studied on the transformation behaviour and mechanical properties.

The results are summarized as follows:

(1) In general, pearlite transformation is accelerated by an increasing carbon content. It is markedly affected by the formation of proeutectoid products. Proeutectoid cementite has a much greater effect on the acceleration of pearlite transformation than proeutectoid ferrite.

(2) In the upper bainite range, initiation of pearlite reaction is markedly accelerated. It is considered that the main factor of acceleration is the increasing carbon content, caused by the formation of bainitic ferrite, and kinetic data of pearlite reaction conform to the equation of nucleation and growth.

(3) Hardness of the structures formed isothermally is increased with an increasing carbon content in pearlite range. But it is less affected by the carbon content in the bainite range. On the other hand, hardness of steels which were transformed under continuous cooling conditions is much more affected by the cooling velocity and carbon content in the range of bainite formation than in that of pearlite formation.

(4) Effect of carburization treatment on the transformation behaviour is primarily the annealing effect, with exception of increasing carbon content. Homogenizing effect of carburizing process narrows an interval between beginning and end of transformation. No difference could be found between mechanical properties of carburized steels and melted steels under isothermal transformation.

(Received 10 Feb. 1966)

1. 緒 言

鋼の恒温変態および連続冷却変態については1930年頃から研究が行なわれ、今日まで数多くの研究結果が発表されている。

JISのSCM 22に相当するCr-Mo肌焼鋼は浸炭硬化して自動車用部品などに多く使用されている。Cr-Mo鋼はCr鋼と同様に浸炭性がすぐれ、過剰浸炭になり易い欠点をもっている。

本報告ではCr-Mo肌焼鋼の浸炭処理および熱処理に利用する目的で、0.2% CのCr-Mo肌焼鋼をガス浸炭法によつて0.5, 0.7, 1.0% Cに浸炭した鋼を作製し、これらの各鋼について恒温変態図および連続冷却変態図

を作成し、変態曲線および組織におよぼす浸炭炭素濃度の影響について研究を行なつた。0.2, 0.5% Cは亜共析鋼、0.7% Cはほぼ共析鋼、1.0% Cは過共析鋼で、後者は実用的にはむしろ過剰浸炭に相当する。

変態曲線におよぼす合金元素の影響については多くの研究がなされているが、炭素含有量のパーライト変態におよぼす影響についてはいろいろな意見が出されている。そこで、浸炭処理は炭素以外の成分を変化させない

* 昭和37年10月、昭和38年10月、昭和40年4月本会講演大会にて発表

昭和41年2月10日受付

** 金属材料技術研究所

*** 東京大学工学部 工博

で炭素量を増加させるのに適切な方法であるので、本研究の Cr-Mo 鋼についてパーライト変態におよぼす炭素量の影響を検討した。

さらに、Cr や Mo などの炭化物生成元素を含む鋼においては、上部ベイナイト域で針状のフェライトが生成し、その変態はかなり複雑である。そこでこの問題についての従来の報告および本研究における結果を基にして上部ベイナイト域におけるベイナイト変態およびそれに続くパーライト変態について、主として kinetic な立場から考察を加えた。

また、浸炭部品で浸炭によつて炭素濃度の高くなった部分は、その鋼質が炭素濃度の増加ということ以外に変化しないかどうかという問題がある。そこで、ガス浸炭によつて炭素量を高めた鋼およびこれと同一炭素濃度に溶製した鋼を作製し、両者の変態挙動および機械的性質を比較検討した。

2. 試料および実験方法

2.1 供試材

用いた試料は SCM22 に相当する Cr-Mo 肌焼鋼で、その化学組成は Table 1 に示すとおりである。

1 t の角型鋼塊を 110 mm 角に分塊圧延し 36 mm ϕ の丸棒に圧延した。この丸棒をさらに鍛造によつて 15 mm ϕ にし、900°C で焼ならしを行ない供試材とした。

オーステナイト結晶粒度は、925°C で 6hr 保持の浸炭法によると 8.1 であり、880°C で 10 min 保持した時の瞬間酸化法によると 10.0 である。

2.2 浸炭処理

浸炭処理は、炭素濃度の調節が容易なためにガス浸炭によつて行なつた。すなわち、プロパンの變成ガスである R X ガスを用いて 930°C で 8hr 浸炭した。浸炭の前半には目的のカーボンポテンシャルよりも 2~3°C 低い露点で浸炭し、後半には目的の露点にして、できるだけ短時間に均一な浸炭層がえられるようにした。そして浸炭終了後試験片を段削りして炭素量の分析を行ない、試験片の内外が均一な炭素濃度を有することを確認した。試験片寸法は後述のように熱膨張計用では外径 3.0 mm、

内径 1.6 mm の円筒状、組織観察用では厚さ 1 mm の円板である。このようにして恒温変態の場合は 0.50, 0.65, 1.05% C, 連続冷却変態の場合は 0.50, 0.70, 1.05% C の各浸炭試料を作製した。

2.3 変態図の作成

各変態曲線の作成はおもに熱膨張計(差動変圧器方式)による測定によつたが、さらに顕微鏡組織観察によつてこれを確認した。熱膨張計用試験片は外径 3.0 mm, 内径 1.6 mm の円筒状で、長さは恒温変態の場合が 30 mm, 連続冷却変態の場合が 20 mm である。組織観察用試験片は厚さ 1~1.5 mm である。

オーステナイト化の加熱温度は、無浸炭の 0.2% C 鋼では 880°C, 浸炭鋼では 850°C とし、2~3 min で昇温してその温度に達してから 10 min 保持した。いずれの場合も窒素ガスを流しながら加熱したが、多少の酸化脱炭現象がみられた。さらに、1.0% C 鋼については 950°C で 15 min 保持して炭化物を完全に固溶させた場合についても調べた。

熱膨張計による測定は恒温変態の場合には塩浴炉で行なつたが、試験片が目的の温度に達するには 10~20 sec かかるために、変態の早い 0.2% C 鋼では熱膨張測定の結果を信用できない場合があつた。また組織観察用試験片の場合に目的の温度に達するのに、塩浴では 2~3 sec かかるが、鉛浴ならば 1~2 sec であるので、0.2% C 鋼の変態開始の測定には鉛浴を用いた。

連続冷却変態の場合の冷却は、油冷、ガス吹付け、空冷、炉冷など主として自然冷却に近い方法を用いた。耐火物が左右に開閉できる構造の電気炉を用いたので、この炉で耐火物の開閉距離および冷却用窒素ガスの流量を変えることによつて 850~500°C の平均冷却速度を約 10~300°C/min の範囲内で任意に変えることができる。そして、300°C/min よりも早い冷却は空冷、ガス吹付け、油冷によつて行ない、10°C/min 以下の遅い冷却の場合にはプログラム制御によつて一定速度で冷却した。なお、オーステナイト化温度が 950°C の場合には、試験片の脱炭および酸化を防ぐために真空中または Ar 雰囲気中で熱処理した。

後掲の連続冷却変態図においては、これらいろいろな冷却の中の代表的な冷却曲線を記入してある。Ac₁, Ac₂ は 3°C/min の加熱速度で測定した。また変態終了後のビッカース硬さを冷却曲線の下の中丸の中に示した。

変態図の表現方法は作成者によつていろいろ異なる。本報告では開始線は 1% 変態、終了線は 99% 変態で示した。点線はやや不正確な部分を示す。各曲線で境された領域内における表示は、その範囲で生成する変態生成

Table 1. Chemical composition of sample (%).

C	Si	Mn	P	S
0.20	0.22	0.71	0.010	0.006
Cr	Mo	Ni	Cu	V
1.01	0.22	0.13	0.15	<0.02

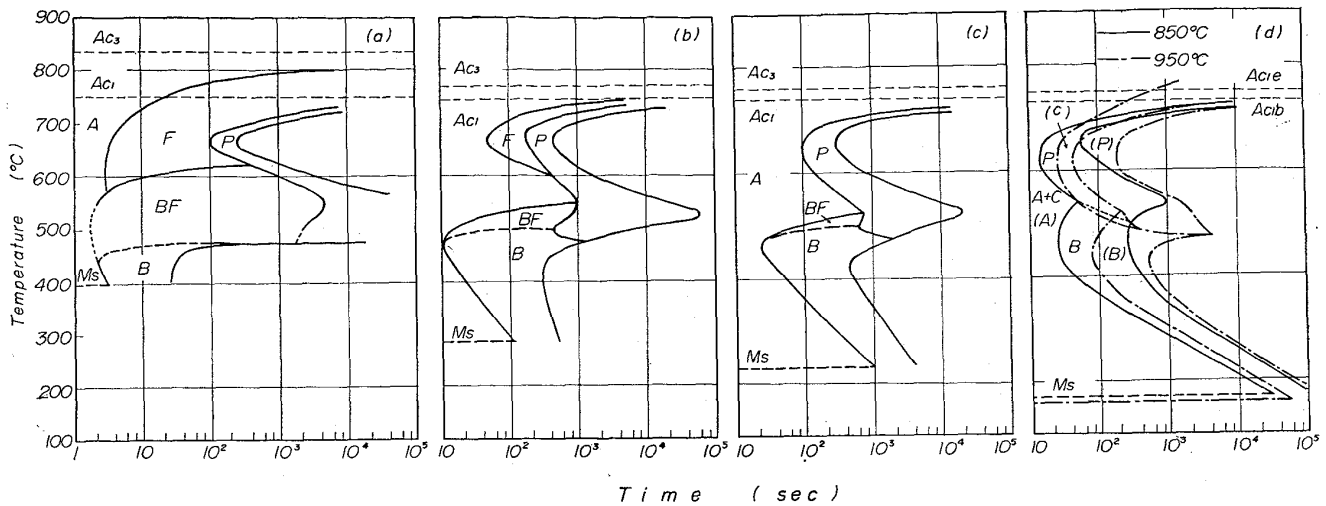
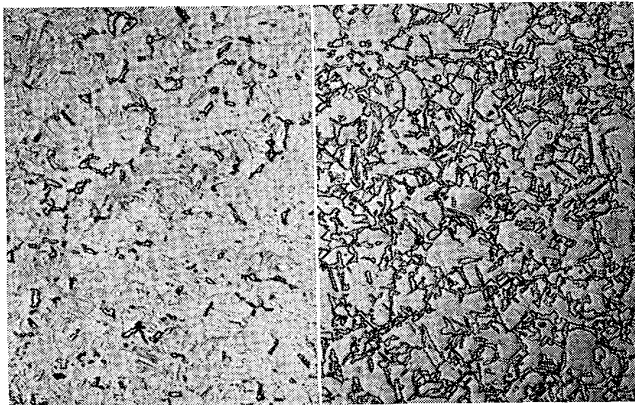


Fig. 1. Isothermal transformation diagrams of carburized Cr-Mo steels.

(a) 0.2% C, (b) 0.5% C, (c) 0.7% C, (d) 1.0% C, — austenitized at 850°C, — — — austenitized at 950°C.



(a) 600°C, 5 sec (b) 600°C, 30 sec

Photo. 1. Proeutectoid ferrite and bainitic ferrite precipitated at 600°C (0.2% C-Cr-Mo steel). $\times 500$ (2/3)

物を示している。Aはオーステナイトを表わし、Cは炭化物、Fはフェライト、Pはパーライト、Bはベイナイト、Mはマルテンサイトの生成範囲をそれぞれ示している。さらにベイナイトの生成域では、炭化物の析出を伴わない針状のフェライト (bainitic ferrite) の生成領域をBFで示し、炭化物の析出を伴うベイナイトとの境界を測定できる限り破線で示した。

3. 恒温変態

3.1 0.2% C 鋼

浸炭前の 0.2% C 鋼の恒温変態図を Fig. 1(a) に示す。フェライト域およびベイナイト域の「nose」はそれぞれ約 650°C, 3 sec および約 500°C, 1.5 sec である。恒温変態温度への到達をできるだけ早くするために試験片の厚さを 1 mm とし鉛浴を用いたが、500°C では約

1 sec かかりベイナイト nose の時間はやや不正確であると考えられる。

変態温度の低下とともにフェライトの開始線は短時間側に移行し、組織は微細になる。そして約 600°C では、粒状の初析フェライト (proeutectoid ferrite) の外に針状のフェライト (bainitic ferrite) が現われる。Photo. 1 (a) は 600°C \times 5 sec の恒温変態で析出した初析フェライトを示す。保持時間が 20 sec になると proeutectoid ferrite の外に針状の bainitic ferrite が生成する (Photo. 1 (b))。

初析フェライト域では、変態温度の低下とともにフェライト量は減少しパーライトが増加する。さらに温度が低下しベイナイト変態が起こるようになると、フェライト量の比率はふたたび高くなる。

ベイナイト域の高温 (約 600~500°C) では bainitic ferrite に続いてパーライトが生成する。500°C になると針状の bainitic ferrite の間にとり囲まれたオーステナイトから炭化物が析出するようになるが、その量はわずかである。そしてパーライトの生成量は減少する。約 450°C 以下ではベイナイト変態は非常に短時間で終了する。そして炭化物は短時間で析出しその量も多くなる。パーライト変態は起こらなくなる。

3.2 0.5% C 鋼

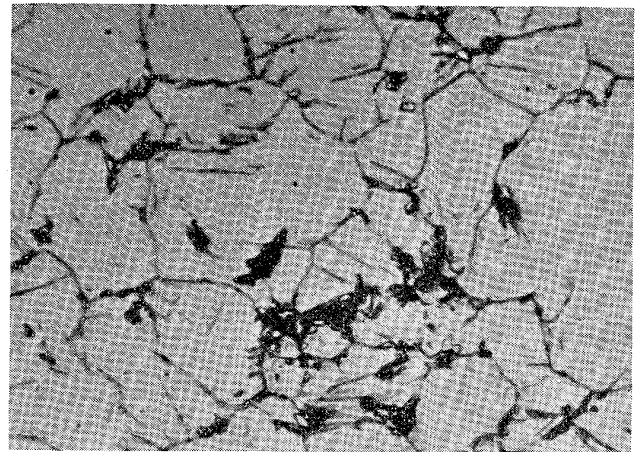
炭素濃度が 0.5% になるとフェライト、ベイナイトの両 nose ともかなり長時間側に移行する。そして Cr や Mo を含む鋼の特徴であるパーライト域とベイナイト域の分離がはつきり起こる。その恒温変態図を Fig. 1(b) に示す。

675°C では約 10% の初析フェライトが生成するが、



500°C, 840 sec

Photo. 2. Formation of pearlite following bainitic ferrite precipitation. (0.5% C-Cr-Mo steel) $\times 800$



500°C, 350 sec

Photo. 3. Isothermal transformation structure of 1.0% C-Cr-Mo steel. (austenitized at 950°C). $\times 1000$

温度の低下とともにその量は減少する。そして 600°C 以下では微量のフェライトが析出するのみでパーライトが生成し始める。したがって 600~550°C では変態終了後の組織は 100% パーライトになる。

550°C からふたたびフェライトが生成するが、これは bainitic ferrite である。550~500°C では bainitic ferrite に続いてパーライトが生成する。そしてパーライト変態は bainitic ferrite の生成によって著しく促進される (Fig. 1(b)). Photo. 2 に 500°C $\times 840$ sec の組織を示す。500°C では bainitic ferrite の生成に続いて少量の炭化物が析出する。約 475°C 以下になると、ベイナイトは短時間の変態で大量の炭化物の析出を伴うようになる。この温度以下ではパーライト変態は起こらなくなる。

3.3 0.7% C 鋼

ほぼ共析組成の 0.65% C 鋼の恒温変態図を Fig. 1(c) に示す。パーライト域では初析フェライトを析出しないで直接にパーライトが生成する。そこでパーライト域の nose は 0.5% C 鋼よりもさらに長時間側に移行する。

bainitic ferrite の最高生成温度は 0.5% C 鋼よりもさらに低温になり約 525°C である。そして炭素量の増加のために bainitic ferrite の生成量が減少するので、ベイナイト域におけるパーライト量は相対的に増加することになる。たとえば 500°C におけるパーライト量は 0.5% C 鋼では約 40% であるが、0.7% C 鋼では約 60% になる。0.7% C 鋼でも bainitic ferrite の生成によるパーライト変態の促進現象がみられる。

3.4 1.0% C 鋼

1.05% C 鋼の恒温変態図を Fig. 1(d) に示す。実線

はオーステナイト化温度が 850°C、一点鎖線は 950°C の場合である。0.2~0.7% C 鋼に比べると、パーライト変態が著しく促進されベイナイト変態よりもむしろ短時間側にある。オーステナイト化温度が 850°C の場合の変態生成物は、パーライト、ベイナイトともに非常に微細であり、しかもパーライトは球状化の傾向がかなり著しい。これは未溶解炭化物が残存し、変態の核の働きをするためと考えられる。

オーステナイト化温度を 950°C にすると、炭化物は完全に固溶しオーステナイトの炭素濃度は 1.05% になる。パーライト域ではパーライトの生成する前に初析のセメンタイトがオーステナイト結晶粒界に網目状に析出する。炭化物の生成量の測定は困難なので、顕微鏡視野で析出が認められた時を初析セメンタイトの開始線として示した。炭化物は温度の低下とともに微細になり、525°C 以下では Widmannstätten 状にも析出する。

525°C 以下では bainitic ferrite が小さな粒状に生成し、0.5% C 鋼などの場合と同様にパーライト変態は促進される。この場合、パーライトは bainitic ferrite にすぐ接近して生成する (Photo. 3)。しかもその変態はベイナイト変態が全体的に終了した後に行なわれるのではなく、局部的にすぐ続いて起こる。すなわち、両変態は局部的に行なわれ、全体としては重複して進行するのである。

3.5 各変態におよぼす炭素量の影響

各鋼におけるフェライト、パーライト、ベイナイト変態の nose の温度および時間を Fig. 2 に示す。各記号のそばに記した数字は炭素濃度を示す。この図からこれら各変態におよぼす炭素量の影響がわかる。

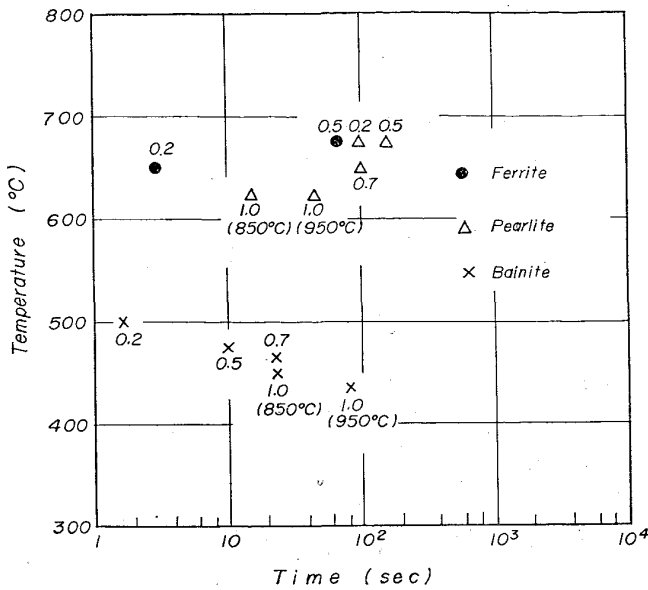


Fig. 2. Nose-temperature and -time of ferrite, pearlite and bainite for isothermal transformation. Figures indicated show carbon content.

予想どおりフェライト変態は炭素量の増加とともに著しく遅れる。パーライト変態は共析組成以下では著しい変化はないが、共析組成以上ではかなり促進され、とくに未溶解炭化物が存在するときには著しく促進される。

ベイナイト変態は炭素量の増加とともに遅れ、しかも低温側に移行する。850°Cでオーステナイト化した1.0% C鋼のオーステナイト炭素濃度は0.7% C鋼よりも高いにもかかわらず、両鋼のベイナイト変態の開始はほぼ同一である。このことは、実質的にはベイナイト変態も未溶解炭化物によつて促進されることを示している。ただし、パーライト変態の場合ほど著しくはない。

本研究でも確認されたように、フェライトおよびベイナイト変態が炭素量の増加によつて著しく遅らされることは多くの研究者の一致して認めているところであるがパーライト変態におよぼす炭素量の影響についてははっきりした結論がでていない。

炭素鋼に関しては、DAVENPORT¹⁾は0.54, 0.89, 1.13% Cの炭素鋼について、パーライト変態の開始は過共析鋼がもつとも早く、そして亜共析鋼、共析鋼の順になるとしている。村上、今井²⁾は0.28, 0.40, 0.68, 0.95, 1.10% Cの炭素鋼について、パーライト変態におよぼす炭素量の影響は明確でなく、過共析鋼になつても共析鋼とほとんど変わらないという結論をえている。NICHOLSON³⁾は高純度 Fe-C 合金による DIGGES のデータ⁴⁾および0.2, 0.4, 0.6, 1.2% Cに浸炭した1.88% Mn鋼のデータ⁵⁾で、共析以上かなりの炭素量まで炭素量の増加とともにパーライト変態が遅れるという結果について、パ

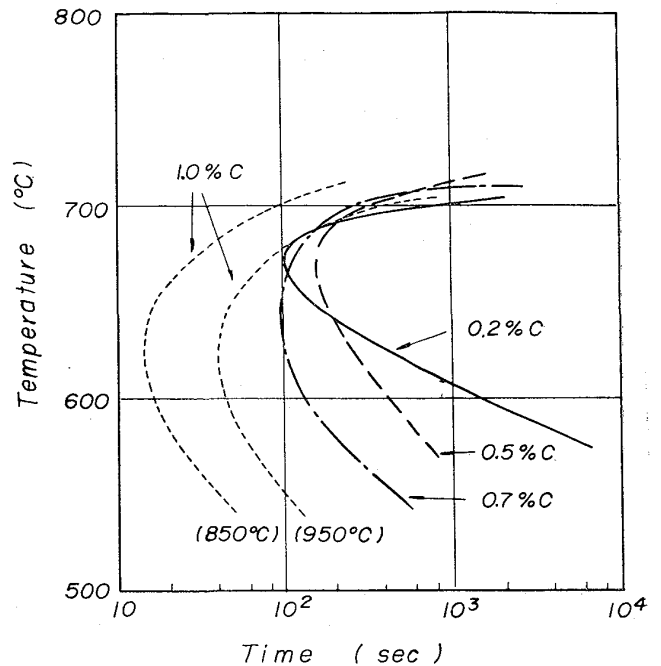


Fig. 3. Beginning curves of pearlite transformation in carburized Cr-Mo steel s.

ーライトはフェライトによつてもまたセメンタイトによつても核生成するという考えをもとにして、kineticな立場から説明している。

このように結果が一致していないのは、炭素鋼では変態が非常に早くしかもベイナイト変態と接近しているために、パーライト変態の正確な測定が困難なことがおもな原因と考えられる。これに対して Cr などの合金元素によつてパーライト変態が遅くしかもベイナイト変態と分離している鋼では、炭素鋼よりも測定が正確になる。

合金鋼については、LYMAN, TROIANO⁶⁾が3% Cr鋼で炭素量を0.08%から1.28%まで変えて、恒温変態におよぼす炭素量の影響をくわしく研究している。その結果によると、パーライト変態は一般に亜共析鋼では大きな変化はなく、共析組成以上ではかなり促進されている。ただこれらの鋼では溶解が異なるので炭素量以外の成分にも変動があり、炭素量の影響を正確に求めることが困難である。その点、浸炭処理は炭素量以外の変化を最小限に止めて、炭素量のみを変化させるのにもつとも適切な方法であると考えられる。

本研究の Cr-Mo 浸炭鋼のパーライト変態の開始におよぼす炭素量の影響を Fig. 3 に示す。炭素量の増加とともに変態曲線の nose の位置は低温側に移行しているが、nose 付近およびそれ以下の温度範囲において炭素量の影響を知ることができる。後述のように浸炭処理の変態曲線におよぼすおもな影響は焼なまし効果であるから、0.2% C 鋼の場合には前もつて浸炭処理に相当する

930°C × 8hr の焼なましを行ない、前条件ができるだけ同一になるようにした。オーステナイト化温度は 850~950°C で一定していないが、熱処理オーステナイト結晶粒度は 0.2% C 鋼で 10.0, 0.5% C 鋼で 9.9, 0.7% C 鋼で 10.1, 1.0% C 鋼で 9.9 (70% が 9.9, 30% が 6.1) であるので、結晶粒度の影響はほぼ無視できるものと思われる。

一般的な傾向として、変態曲線は炭素量の増加とともに短時間側に移行している。すなわち、パーライト変態は炭素量の増加によつて促進されるのである。初析生成物がなく直接パーライトが生成するのは、0.5% C 鋼と 0.7% C 鋼の 600°C 付近である。したがつて初析生成物がない時のパーライト変態におよぼす炭素量の影響を検討できるのはこの範囲だけであるが、0.7% C 鋼の方がかなり短時間側にあるので、パーライト変態は一般に炭素量の増加によつて促進されると考えられる。したがつて、最初から炭素濃度の高い 0.5% C 鋼や 0.7% C 鋼に比べれば、0.2% C 鋼のパーライト変態の開始は遅いはずである。実際にも一般的にはそのとおりである (Fig. 3)。

しかし多くの場合には初析生成物の影響を考えなければならぬ。初析フェライトが生成する場合には、未変態オーステナイトの炭素濃度が高くなることによつてパーライト変態は次第に生成し易くなると考えられる。

ただしこの場合、フェライトの生成速度、ひいては未変態オーステナイトの炭素濃縮速度が問題になる。フェライトの生成速度は、比較的低温 (600°C 付近) では比較的遅いが、高温 (675°C 付近) ではかなり早くなる。たとえば 675°C において、0.5% C 鋼で初析フェライトの生成し始める時間 (70 sec) に、0.2% C 鋼では約 70% の初析フェライトが生成している。そこでも炭素の拡散が十分に行なわれたとすると、未変態オーステナイトの炭素濃度は約 0.65% に濃縮することになる。したがつてこの場合には、炭素濃度の点では 0.2% C 鋼は 0.5% C 鋼よりもパーライト変態を起こし易くなっている。

さらに HILLERT⁷⁾によると初析フェライトもパーライトを核生成することができるので、パーライト変態の核生成の site 提供の点では、0.2% C 鋼は初析フェライトの生成しない 0.7% C 鋼よりも有利なわけである。これらのことが、0.2% C 鋼の 675°C 付近におけるパーライト変態が著しく促進された原因と考えられる。

1.0% C 鋼はもともと炭素量が高いのでパーライト変態はかなり起こり易いが、さらに初析の炭化物が著しい影響をおよぼすと考えられる。850°C にオーステナイト化して未溶解炭化物を残存させた 1.0% C 鋼では、パー

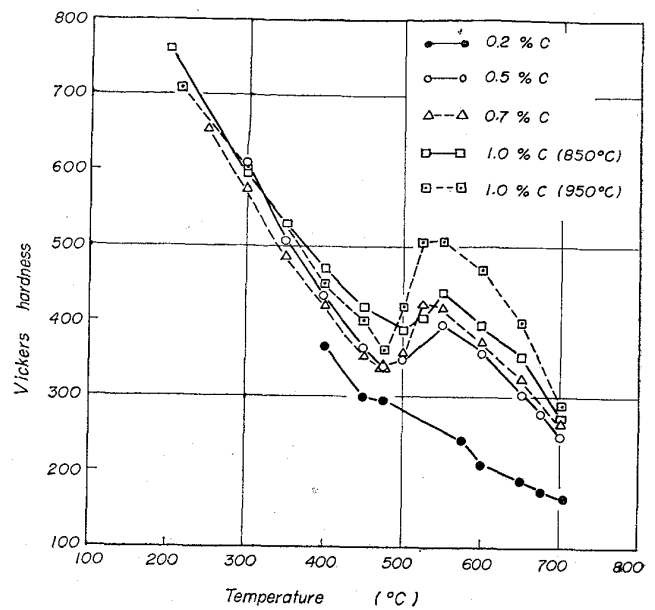


Fig. 4. Hardness of the structures after isothermal transformation.

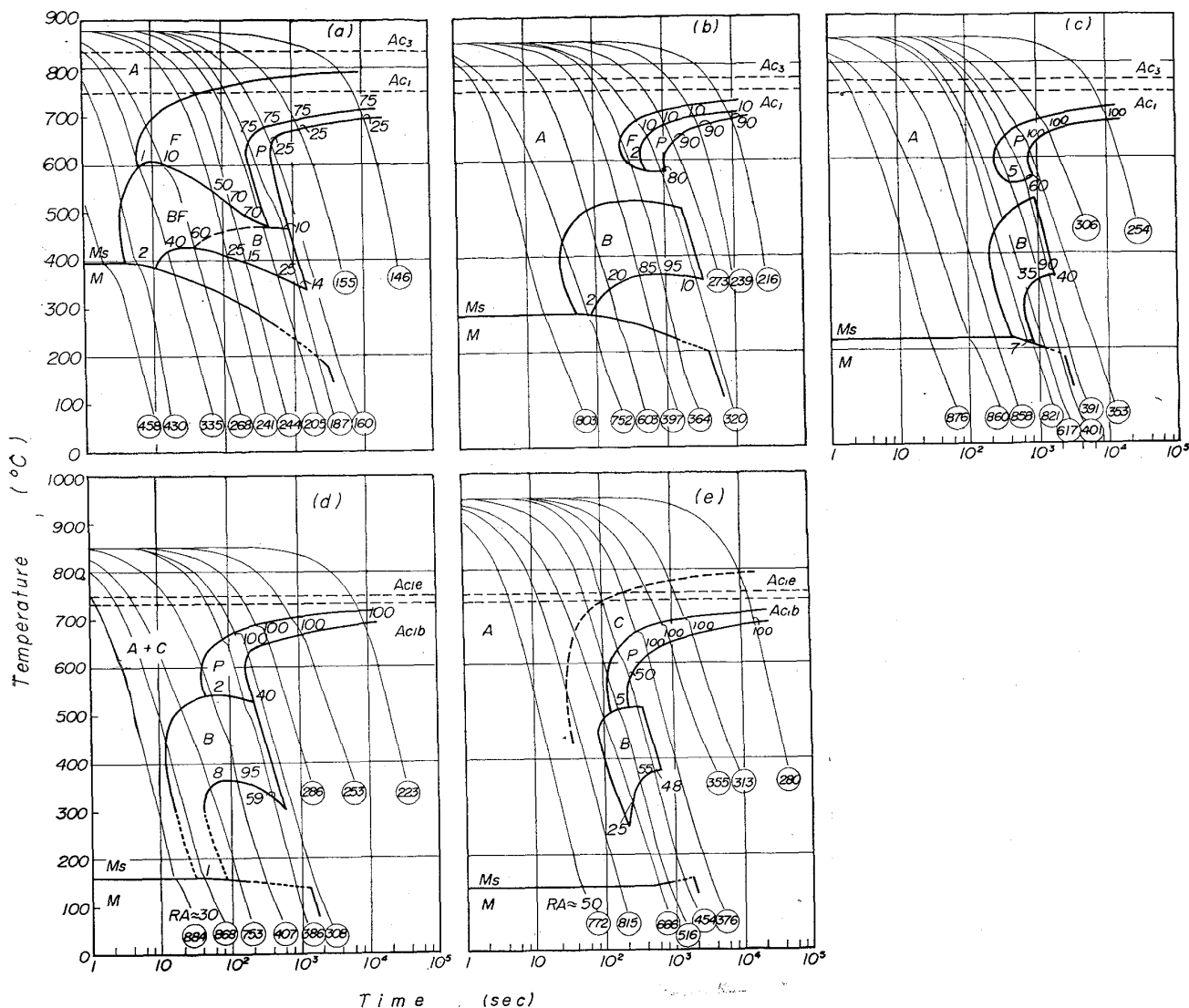
ライト変態は 950°C にオーステナイト化した 1.0% C 鋼よりも早く、そして 0.7% C 鋼よりはるかに早い。このことは従来から報告されているように、炭化物がパーライト変態を著しく促進することを示している。顕微鏡組織観察でも、1.0% C ではパーライトは、結晶粒界に析出した初析のセメンタイトから生成することが認められた。このように炭化物はパーライトの核生成の site を提供してパーライト変態を促進するが、その効果はフェライトよりもはるかに大きいと考えられる。

3.6 恒温変態組織の硬さ

各鋼の各温度における恒温変態終了後の硬さを Fig. 4 に示す。一般に温度の低下とともに硬さは増加するが、約 550~475°C では逆に一旦低下している。これは同一温度でパーライトよりも粗いベイナイト組織が生成し始めるためである。そして Cr や Mo など含有して bainitic ferrite を生成する鋼ではとくに著しい現象である。

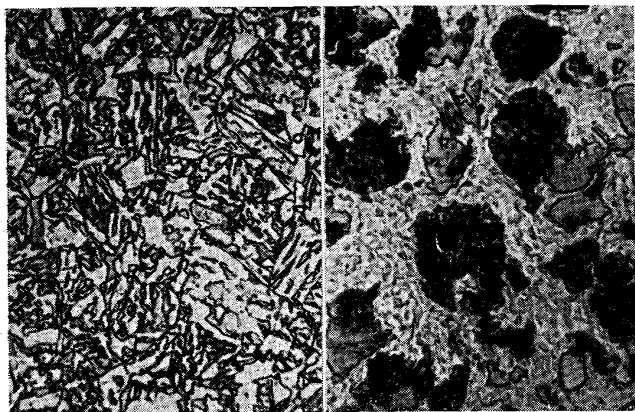
フェライト・パーライト組織では、同一の生成温度で比較した場合、硬さは炭素量の増加とともに著しく増加する。これは炭素量の増加によつて、フェライト生成量が減少しパーライト量が増加するためである。そして過共析鋼では、さらに初析のセメンタイトも硬さの増加に大きな役割を果す。つぎに同一炭素量の鋼についてみると、硬さは生成温度の低下とともに増加する。これは生成温度の低下とともに組織が微細化するためである。

ベイナイト組織では、硬さは生成温度の低下とともに著しく増加するが、炭素量の影響はあまり大きくない。



(a) 0.2% C, (b) 0.5% C, (c) 0.7% C, (d) 1.0% C, austenitized at 850°C, (e) 1.0% C, austenitized at 950°C
 1, 2, : Amount of transformation product (%). 458, : Hardness value (Hv).
 RA ≈ 30, : Amount of retained austenite (%).

Fig. 5. Continuous cooling transformation diagrams of carburized Cr-Mo steels.



(a) Hv 268

(b) Hv 205

Photo. 4. Microstructures of continuously cooled 0.2% C-Cr-Mo steel. ×1000(2/3)

4. 連続冷却変態

4.1 0.2% C鋼

Fig. 5 (a) に浸炭前の 0.2% C 鋼の連続冷却変態図を示す. 恒温変態に比べるとフェライトおよびベイナイト変態の nose は低温長時間側に移行している. このことはすべての炭素濃度の場合にあてはまる.

比較的冷却速度の早い場合に生成するベイナイトは粗い針状のフェライトを主体とする (Photo. 4 (a)). 冷却速度が遅くなるにつれて初析のフェライト生成量は増加する. そしてベイナイトの開始温度は低下し, ベイナイトは多くの炭化物の析出を伴うようになる (Photo. 4 (b)). これは初析フェライトの生成量の増加とともに未変態オーステナイトの炭素濃度が増加するためである.

炭素の拡散が十分に行なわれたと仮定すると、たとえば70%の初析フェライトが生成した後の未変態オーステナイトの炭素濃度は約0.65%に増加することになる。

先行する変態がある場合には、 M_s 温度が冷却速度とともに低下し、約 200°C にまで低下する。このおもな原因は、ベイナイト変態の場合と同様に未変態オーステナイトの炭素の濃縮と考えられる。このような B_s および M_s 温度の低下現象は高炭素鋼でもみられるが、低炭素鋼ではフェライト生成量が大きく未変態オーステナイトの炭素濃縮が著しいのでとくにこの B_s および M_s の低下がより著しく現われる。

4.2 0.5% C鋼

0.5% C鋼の連続冷却変態図を Fig. 5 (b) に示す。この鋼では恒温変態の場合と同様に、フェライトの生成は著しく遅れるがベイナイト変態の遅滞はフェライトのそれに比べると小さい。したがってこの鋼の焼入性はベイナイト変態によつて支配される。そして $850\sim 500^{\circ}\text{C}$ の冷却速度が $1400\sim 60^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の広い範囲でベイナイト変態とマルテンサイト変態のみが起こり、初析フェライトやパーライトは生成しない。

4.3 0.7% C鋼

すでに述べたように恒温変態では、炭素量の増加によつてもつとも遅滞するのはフェライト変態である。そしてベイナイト変態が中間で、パーライト変態の遅滞される程度はもつとも少ない。この傾向は連続冷却変態の場合にも同様である。0.7% C鋼の連続冷却変態図を Fig. 5 (c) に示す。0.5% C鋼に比べてベイナイト変態はかなり長時間側に移行しているがパーライト域はほとんど変わらない。そこでベイナイト+マルテンサイト組織をうるための冷却速度範囲は、0.7% C鋼では $180\sim 60^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ($850\sim 500^{\circ}\text{C}$) と狭くなる。また恒温変態の場合と同様に、初析フェライトの生成はなく直接にパーライト変態が始まる。

4.4 1.0% C鋼

オーステナイト化温度が 850°C の場合の 1.05% C鋼の連続冷却変態図を Fig. 5 (d) に示す。恒温変態の章でも述べたように、未溶解炭化物はパーライト変態のみならずベイナイト変態をも促進することが、0.7% C鋼の連続冷却変態図 (Fig. 5 (c)) と比較するとよくわかる。

950°C にオーステナイト化した時の連続冷却変態図を Fig. 5 (e) に示す。図において破線で示した初析セメントの析出線は、熱膨張曲線において炭化物の析出による収縮が認められた点をプロットしたものである。オーステナイト化温度が 950°C の場合には、 850°C の

Table 2. Effect of carbon content on hardenability of carburized Cr-Mo steels.

Carbon content (%)	Austenitizing temperature ($^{\circ}\text{C}$)	Critical cooling time from 850 to 500°C (sec)	
		99% martensite	50% martensite
0.2	880	2	20
0.5	850	15	150
0.7	850	120	300
1.0	850	6	40
1.0	950	60	100

場合よりも変態は遅れる。しかし初析のセメントが析出するために、その変態曲線は共析鋼に比べればかなり短時間側に位置する。このようにオーステナイト化のときに未溶解炭化物が存在するか、あるいは完全に固溶しても初析の炭化物として析出する場合には焼入性は悪くなる。

4.5 焼入性と硬さ

本研究の Cr-Mo 浸炭鋼の焼入性はすべてベイナイト変態によつて支配される。そしてベイナイトの生成量が増加するにつれて硬さは低下する。

.99% マルテンサイトおよび 50% マルテンサイト* を生成する時の冷却速度をそれぞれ 850°C から 500°C までの冷却に要する時間で表わすと Table 2 のようになる。本鋼では、前者は1%のベイナイトが生成する時の冷却速度である。後者はフェライト、パーライト、ベイナイトの総生成量が50%になる時の冷却速度であるが、実際にはそのほとんどはベイナイトである。Table 2 から共析鋼の焼入性が著しくすぐれていること、過共析鋼になると未溶解炭化物が著しく焼入性を害することなどがよくわかる。

つぎに、冷却速度と硬さとの関係を求めると Fig. 6 のようになる。図では各冷却後の硬さを、 850°C から 500°C までの冷却に要した時間の関数として示す。図中で \downarrow は1%のベイナイトが生成し始める冷却速度、 \uparrow はベイナイトが生成しなくなりフェライトおよびパーライト組織のみになる冷却速度を示す。

冷却速度および炭素量の変化による硬さの変化は、フェライト・パーライト生成域よりもベイナイト生成域の方がはるかに大きい。これはまず第1に、ベイナイト生成域ではマルテンサイトが共存し、両者の比率が冷却速度および炭素量によつて著しく異なるためである。第2には炭素量の増加によつて残留オーステナイトが増加し

* マルテンサイト以外の変態生成物が1%および50%生成することを意味する。したがって99%および50%マルテンサイト中には残留オーステナイトが含まれる。

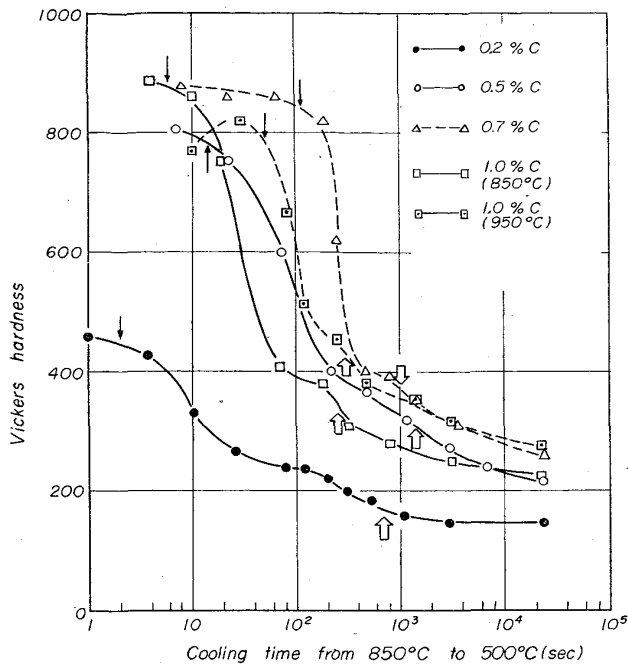


Fig. 6. Effect of cooling velocity on hardness of carburized Cr-Mo steels. (↓ : beginning of bainite, ↑ : beginning of ferrite and pearlite only range.)

て硬さを低下させるためである。1.0% C鋼の硬さ曲線が0.7% C鋼のそれよりもかなり低いのは、このことが大きな役割を果していると考えられる。さらに恒温変態の章で述べたようにベイナイトの硬さはパーライトよりも生成温度の影響を大きく受けるので、第3の理由として冷却速度および炭素量の相異によってベイナイトの生成温度が大きく変化することがあげられる。邦武、岡田⁹⁾は0.3% Cの低合金鋼の連続冷却変態において、ベイナイトの生成開始温度が高くなるほど硬さは低下することを報告している。

恒温変態の場合のパーライト生成域(初析のフェライトおよびセメントイトを含む)における硬さは、炭素量が高いほど、また生成温度が低いほど増加する(Fig. 4)。連続冷却変態の場合には、硬さは冷却速度の低下とともに低下している。そして炭素量の影響については、硬さは共析成分までは炭素量の増加とともに増加しているが過共析成分では共析鋼よりもかえって低下している。この結果は恒温変態の場合と矛盾しているように見える。そこで生成温度の影響をはつきりさせるために、パーライト変態の開始温度と硬さの関係を求めると Fig. 7 のようになる。すなわち、硬さはパーライトの生成温度が低いほど高く、直線関係をなしている。また、同一の変態開始温度について比較した場合には、硬さは炭素量の増加とともに増加している。したがって、恒温変態の場合

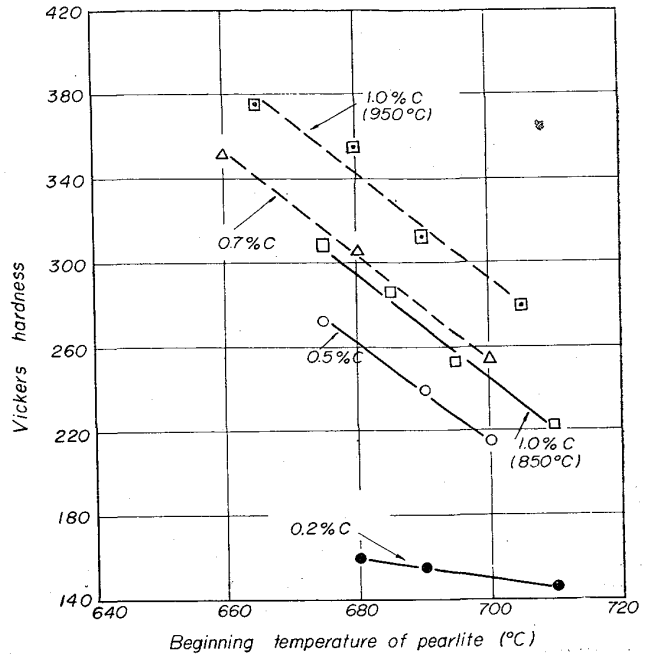
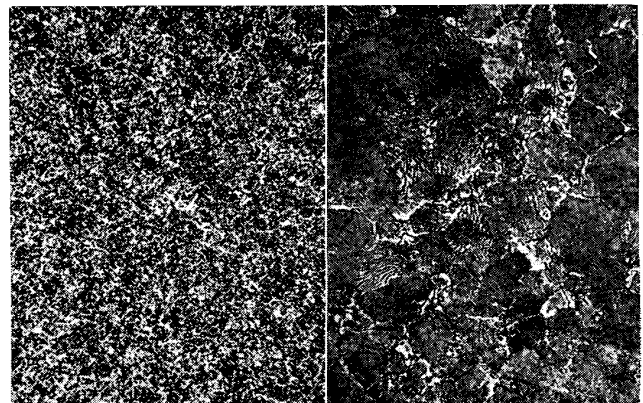


Fig. 7. Relationships between hardness and beginning temperature of pearlite transformation in continuous cooling of carburized Cr-Mo steels.



(a) Austenitized at 850°C, Hv 223
Austenitized at 950°C, Hv 280
Photo. 5. Pearlite structure of 1.0% C-Cr-Mo steels austenitized at 850°C (a) and 950°C (b). ×500 (2/3)

合と一致した結果がえられたわけである。なお、850°Cにオーステナイト化した1.0% C鋼の硬さは0.7% C鋼よりもかえって低いが、これは未溶解炭化物がパーライトの球状化を促進したためである。Photo. 5に1.0% C鋼を850°Cおよび950°Cにオーステナイト化した時のパーライト組織を示す。冷却速度はいずれも約60°C/hr(850~500°Cの冷却時間が約21,000 sec)である。前者において球状化が著しく進んでいることがわかる。0.2% C鋼ではパーライト量が少ない(25%)ので、

パーライトの生成温度の影響は小さく直線の勾配が小さい。

5. 上部ベイナイト域におけるベイナイト変態とパーライト変態について

5.1 従来の研究

Cr や Mo などの炭化物生成元素を含む鋼のベイナイト域における変態はかなり複雑で、多くの研究がなされている。通常のベイナイトはフェライトと炭化物から成る組織である。しかし、Cr や Mo を含む鋼の上部ベイナイト域では、炭素鋼などにみられない炭化物を含まない針状のフェライトが生成する。そしてこの針状フェライトには、X-constituent, acicular ferrite, probainitic ferrite, bainitic ferrite などの名称がつけられている。本報告では bainitic ferrite を用いることにする。

DAVENPORT¹¹⁾ は SAE 4140 鋼, 4340 鋼, 2% Cr 鋼などの炭化物生成元素を含む鋼において、500°C 前後の上部ベイナイト域で2つの段階の変態が起こることをみつけた。すなわち、第1の段階では針状フェライト (X-constituent と名づけた) が生成し、時間の経過とともに何らかの析出を伴ってまだら状 (speckled appearance) を呈する。そして第1段階が終つた後に第2段階の変態が始まり、残りのオーステナイトは炭素鋼のベイナイトに似た腐食され易い生成物に変態する。

RICKET, CUTTON, BERNHART, MILLIKIN⁹⁾ は中炭素の Mn-Cr-Ni-Mo 鋼および Mn-Cr-Si 鋼について、540~480°C において、恐らく炭化物と思われる微細な粒子を含む針状のフェライトが生成し、つづいて微細な黒く腐食される組織が生成することを観察した。そして後者の生成開始線を変態図に記入しているが、それは一般にパーライト変態の延長線よりも短時間側に位置している。

LORIA, SHEPHERD¹⁰⁾ によると、0.6% C-Cr-Mo-Mn 鋼のパーライト変態温度範囲の直下における変態で最初に生成するのは針状フェライトで、その間にとり囲まれた小さな粒状物は炭化物およびオーステナイトである。そして変態温度が高いほど炭化物の割合が少ない。オーステナイトには針状フェライトから拡散してきた炭素が濃縮し、最後にフェライトと炭化物の混合物に分解する。

HULTGREN¹¹⁾¹²⁾ は多くの合金鋼における恒温変態について詳細な研究を行なった結果、上部ベイナイト域では DAVENPORT¹¹⁾ が観察したように針状フェライトがまだら状になるのではなく、針状のフェライトに続いてまだら状のベイナイトが生成するとした。ベイナイトはフェライトによつて核生成し、比較的高温では、炭化物に対

する過飽和度が低いこと、炭素の拡散能が大きく周りのオーステナイトに拡散することのために針状のフェライト (probainitic ferrite と名づけた) はかなりの大きさにまで成長し、そしてその後でベイナイトが生成すると説明した。

SCHRADER, WEVER¹³⁾ は 0.48% C-Mn 鋼の中間段階変態組織を電子顕微鏡観察した結果、まず最初に針状フェライトが生成し、そこから拡散してきた炭素のためにフェライトの周囲に炭素濃度の高いオーステナイトができる。そしてこのオーステナイトは安定度が低いので、やがてフェライトおよび炭化物に分解するとした。

IRVINE, PICKERING¹⁴⁾ は低 C-Ni-Cr-Mo 鋼について、比較的高温 (600~550°C) ではまず針状のフェライトが生成し、その間にオーステナイトがとり囲まれる。この温度では炭素の拡散はかなり容易に行なわれ、フェライトの成長も容易である。少し低温 (500°C) になると、炭素の拡散がそれほど容易でないので、針状フェライトによつてとり囲まれたオーステナイトは細長い板状の炭化物を析出する。さらに低温 (450°C) になると、オーステナイト中における炭素の拡散能はさらに低下するので、フェライトに接したオーステナイトの炭素濃度が高くなりフェライトの成長は停止する。そして炭化物はフェライト中に析出するようになるとした。

このように上部ベイナイト域における第1段階のベイナイト変態についてはかなり多くの研究が行なわれているが、第2段階の変態については研究が少ない。この変態生成物を DAVENPORT¹¹⁾ はベイナイトではないかと考えたが、現在では一般にパーライトとみなされている。

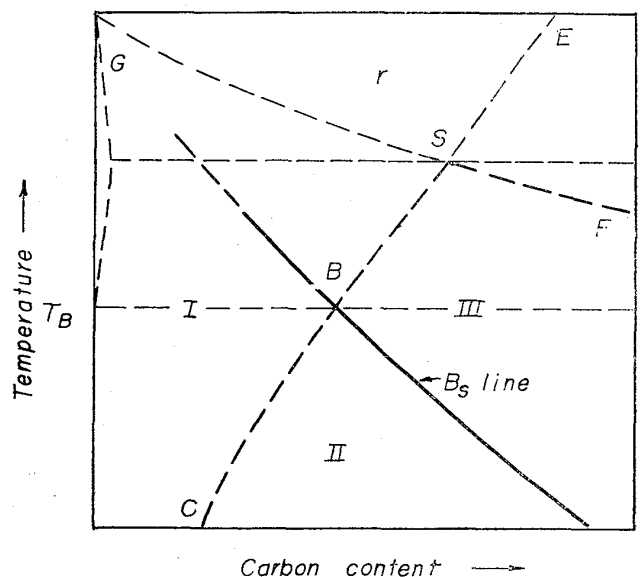


Fig. 8. Schematic diagram for explanation of bainite transformation.

そして先行のベイナイト変態によつて促進されることが報告されている¹⁵⁾。本報告ではこれら従来の研究および本研究の結果に基づいて、上部ベイナイト域におけるベイナイト変態およびそれに続くパーライト変態について主として kinetic な立場から考察を加えることにする。

5.2 ベイナイト変態

上部ベイナイト域ではフェライトと炭化物が同時に析出するのではなく、まず最初に針状のフェライトが生成し、このフェライトにとり囲まれたオーステナイトの炭素濃度はフェライトから拡散してきた炭素によつて高くなる。そしてこの炭素の濃縮したオーステナイトは、後に炭化物を析出するという考えと、フェライト+炭化物に分解するという考えとがある。

Fig. 8 に過冷された Fe-Fe₃C 系の A₃ 点以下の概念的な状態図を示す。図において GSF 線はフェライト、E S C 線は炭化物の析出線である。CSF 以下の範囲ではパーライトが生成できる。B_s 線以下ではベイナイト変態が起こる。

I 域に過冷されたオーステナイトは B_s 線以下でありしかも炭化物に対しては過飽和でないので、まず最初にベイナイト変態機構によるフェライトすなわち bainitic ferrite を生成する。そしてフェライトから拡散してきた炭素のために、未変態オーステナイトの炭素濃度は高くなる。変態温度が T_B 以上の場合には、オーステナイトの炭素濃度が S C 線をこえて III 域に入れば炭化物を析出することになるが、実際には比較的高温では炭素の拡散能が大きくしかも炭化物に対する過飽和度が低いために kinetic にはオーステナイトは安定のままであることが多い。一方、この区域はパーライトの生成域でもあるので、長時間の保持後にはパーライト変態が始まる。変態温度が低くなるにつれて炭素の拡散能は低下して未変態オーステナイトの炭素濃度は局部的に濃縮し易くなり、しかも炭化物に対する過飽和度も大きくなるので炭化物が生成し易くなる。とくに、針状フェライトによつてとり囲まれた小さなオーステナイト域ではこのことが起こり易い。そして温度低下とともにベイナイト変態機構による変態量が増加する一方、パーライト変態は次第に起こり難くなる。

変態温度が T_B 以下の場合には、bainitic ferrite の生成によつて炭素の濃縮したオーステナイトは、S C 線をこえて II 域または III 域に入る。この場合、未変態オーステナイトの炭素濃度は II 域を経て III 域に移るのであるか

ら、平衡論的にはまず II 域でフェライト+炭化物に分解し、さらに III 域に移つた時に炭化物を析出することになる。しかし kinetic には、炭素の濃縮が早い時には II 域で変態が起こらないままに、III 域に達して炭化物を析出することもある。そして炭素の濃縮度がそれほど大きくなく II 域に止まっているところでは、ある伏培期の後にフェライト+炭化物に分解するであろう。

IRVINE, PICKERING¹⁴⁾は低 C の Ni-Cr-Mo 鋼の 500°C における変態で、bainitic ferrite にとり囲まれた小さなオーステナイトは炭化物を析出し、変態を起こし難い大きなオーステナイト結晶粒は後にフェライト+炭化物に分解することを観察している。また、針状フェライトが時間の経過とともに「まだら状」を呈するという DAVENPORT¹⁾の観察は、I 域を経て III 域で炭化物を析出したものと考えられ、bainitic ferrite の生成に続いてまだら状のベイナイトが生成するという HULTGREN¹²⁾の観察は、I 域を経て II 域でフェライト+炭化物を析出したものと考えられる。

本研究の 0.2% C-Cr-Mo 鋼においては、約 500°C 以上では bainitic ferrite の生成に続いて、長時間の保持後にパーライト変態が始まる。500°C では bainitic ferrite の生成後、未変態オーステナイトはごく少量の炭化物を析出し、さらに少量のパーライトをも生成する。そして約 450°C 以下になると、炭化物の析出は bainitic ferrite の生成にすぐ続いて、またはほとんど同時に行なわれる。0.5% C-Cr-Mo 鋼においてもほぼ同様で、約 500°C より高温では I 域で bainitic ferrite を生成した後に炭化物の析出はほとんど起こさず、ある時間の経過後にパーライト変態が始まる。500°C では時間の経過とともに炭化物の析出が観察され、I 域を経て III 域にお

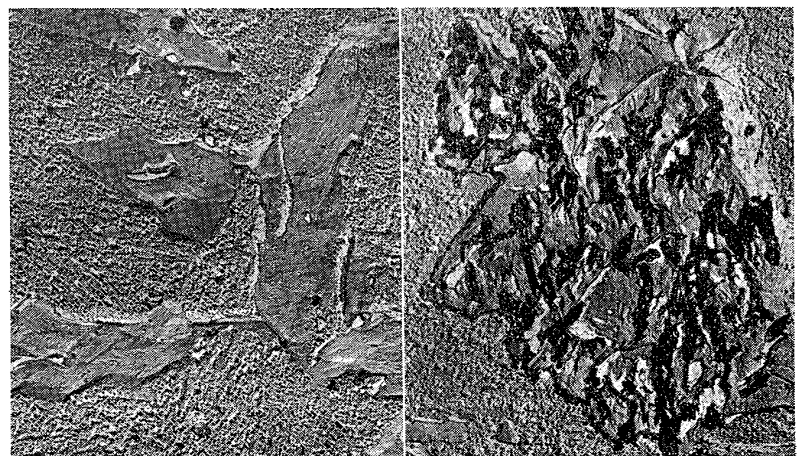
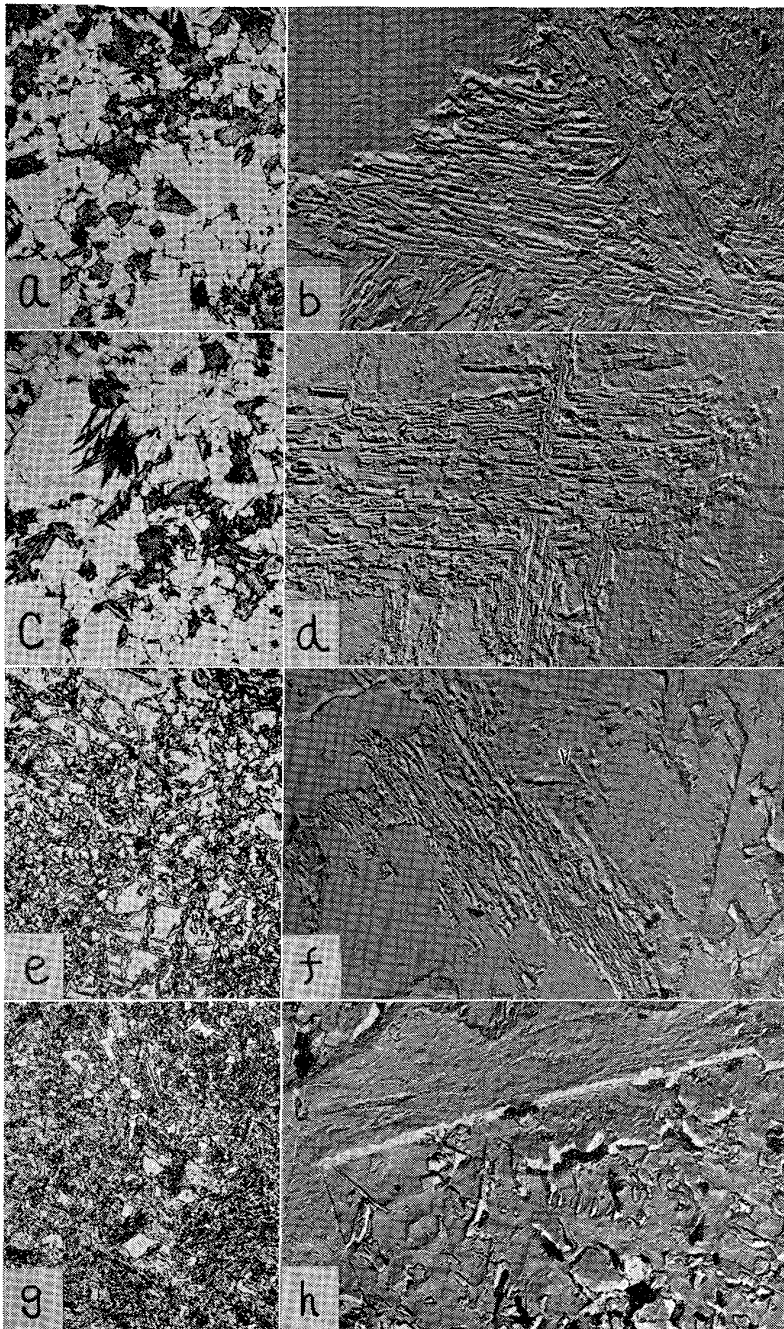


Photo. 6. Bainitic ferrite without carbide (a) and bainite with carbide (b) of 0.5% C-Cr-Mo steel (extraction replica). $\times 10000$ (5/9)



(a)(b) 600°C, 900 sec (c)(d) 550°C, 200 sec
(e)(f) 500°C, 800 sec (g)(h) 450°C, 100 sec

Photo. 7. Isothermal transformation structures of 0.5% C-Cr-Mo steel (austenitized at 1000°C for 10 min).
(a)(c)(e)(g) ×500 (1/2)
(b)(d)(f)(h) ×10000(1/2)

る変態が起こつたと考えられる。そしてさらに長時間後にパーライト変態が始まる。さらに低温(約 475°C 以下)になると、最初から炭化物を伴うベイナイトが生成するが、これはⅠ域を経てすぐにⅡ域またはⅢ域に入ったか、または直接Ⅱ域に入ったものと考えられる。Photo.6 (a) は 0.5% C 鋼の 500°C における変態で生成した炭化物の析出を伴わない bainitic ferrite を示し、(b) は 475°C における炭化物の析出したベイナ

イトを示す。

5.3 パーライト変態

上部ベイナイト域で針状のフェライトに続いて生成する黒く腐食され易い生成物について、DAVENPORT¹³⁾はベイナイトではないかと考えた。RICKET, CUTTON, BERNHART, MILIKIN¹⁴⁾もこの生成物を観察しているが、これが何であるかということを確認することはできなかった。現在では一般にパーライトと考えられているが、はつきりした確認は行なわれていない。

本研究ではまず、この変態が膨張を伴う変態であること、光学および電子顕微鏡観察による結果などから、この生成物はパーライトであることを確認した。Photo. 7 (e), (f)に 0.5% C-Cr-Mo 鋼の 500°C における bainitic ferrite とこのパーライト組織を示す。そして比較のために、(a), (b)および (c), (d)に 600°C および 550°C におけるパーライト組織を、そして (g), (h)に 450°C におけるベイナイト組織を示す。

上部ベイナイト域ではベイナイト変態に続いてパーライト変態が始まる。前述のように一般にパーライト変態は炭素量の増加によって促進されるので、bainitic ferrite の生成によって未変態オーステナイトの炭素濃度が高くなると、パーライト変態は促進されることが期待される。実際に Cr や Mo を含む鋼でこのことが報告されている¹⁵⁾。

一般にパーライト変態は核生成と成長によって行なわれるので、

$$X = 1 - \exp(-bt^m) \dots\dots\dots (1)$$

の式¹⁶⁾¹⁷⁾に従う。ここで X は変態量、 t は時間、 b , m は定数である。したがって $\log \log 1/(1-X)$ 対 $\log t$ のグラフを画けば直線関係がえられることになる。0.5% C-Cr-Mo 鋼のパーライト変態については Fig. 9 のよう

なグラフがえられる。

核生成速度 (N) が比較的小さく変態の経過が核生成速度にも支配され、しかも N が

$$N = kt^n \dots\dots\dots (2)$$

の式に従うときには、(1) 式の m は

$$m = 4 + n \dots\dots\dots (3)$$

になる^{16)~18)}。しかし核生成速度が比較的大きい場合には、変態の経過は核生成速度には事実上支配されなくな

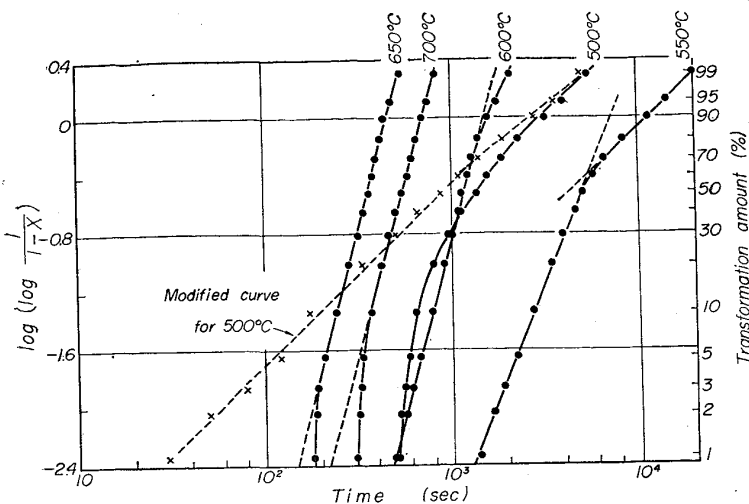


Fig. 9. Pearlite reaction curves of 0.5% C-Cr-Mo steel.

る。そして核生成の場所が、1) 結晶粒界面、2) 3 結晶粒の交線、3) 4 結晶粒の交点、のいずれであるかによって (1) 式の m はそれぞれ 1, 2, 3 になると考えられる¹⁷⁾¹⁹⁾。

Fig. 9 のグラフをみると、700~600°C では直線の傾斜から $m=4.7$ すなわち $n=0.7$ である。したがってこの範囲では変態の経過は核生成速度に支配される。しかし 550°C になると、変態量が約 50% までは $m=3.2$ それ以後は $m=1.2$ になっている。したがってこの場合には、変態の経過は事実上核生成速度には支配されなくなる。しかもその核生成は、変態の前半では結晶粒交点、後半では結晶粒界面で行なわれるようになると思われる。以上の結果から、本実験の Cr-Mo 鋼では 600~550°C で変態挙動に変換が起こると考えられる。CAHN¹⁸⁾ は共析炭素鋼でこの変換は 660°C 付近で起こることを報告している。

500°C では約 60% の bainitic ferrite が生成するので、このフェライトがほとんど炭素を含まないでしかも炭化物の析出がないとすると、未変態オーステナイトの炭素量は約 1.2% に高まることになる。ROSE, PETER²⁰⁾ は 0.4% C の V 鋼などで、ベイナイト変態後に未変態オーステナイトの炭素濃度は 1% 以上になると報告している。炭素量の増加によってパーライト変態は短時間側に移行するので、このようにして炭素量の高くなつたオーステナイトからのパーライト変態は早くなると考えられる。実際に 500°C ではパーライト変態はかなり短時間で始まっているが、Fig. 9 の曲線を見るとただ早くなつてだけでなくその曲線の形状が変つていくことがわかる。この原因はつぎのように考えられる。

まず第 1 に、500°C ではオーステナイト中の炭素の拡散能があまり大きくないので、炭素濃度にかんがりの勾配

が生じると考えられる。一般に固体内における拡散による濃度勾配は

$$(C-C_0)/(C_S-C_0)=1-\phi(x/2\sqrt{Dt}) \quad \dots\dots\dots (7)$$

で求められる²¹⁾。ここで C は境界面からの距離 x における炭素濃度、 C_0 はもとのオーステナイトにおける炭素濃度、 C_S はフェライトとの境界面におけるオーステナイトの炭素濃度、 D はオーステナイトにおける炭素の拡散係数、 t は時間、 ϕ はガウスの誤差関数である。実際の変態では生成フェライトとオーステナイトとの境界面が移動することや境界面の炭素濃度が一定でないことなどのために、厳密にはこの式を適用できないけれども、大体の濃度勾配を知る

ことはできる。いま、 $C_0=0.5\%$ 、 $C_S=1.2\%$ 、500°C における $D=10^{-10}$ cm²/sec²²⁾ とすると、ほぼパーライト変態の開始時間に相当する $t=500$ sec におけるオーステナイトの炭素濃度は、フェライトとの境界から 2μ 離れると約 0.9%、 5μ 離れると約 0.6% になる。したがって、bainitic ferrite が生成した後の未変態オーステナイトの大きさは大部分が数 μ 以上であるから、500°C における未変態オーステナイトの炭素濃度にはかなりの勾配が生ずると考えられる。したがって (1) 式を同一の条件で全変態域に適用することはできない。各炭素濃度における条件にもとづいて適用しなければならない。時間の経過とともに、変態はまず炭素濃度の高い部分から始まり次第に炭素濃度の低い部分に移行する。したがって均一な炭素濃度の場合に比べて長時間側で変態速度が遅くなる。そこで Fig. 9 では上に凸状の曲線になることになり、実験結果と定性的に一致する。

つぎの理由は、これまでの考察に用いた 1.2% のオーステナイト炭素濃度は、恒温変態測定の時原点においてえられた値ではないということである。最初 0.5% であつた炭素濃度が、bainitic ferrite の生成に伴ない時間の経過とともに拡散が行なわれて次第に高くなつたのである。したがってパーライト変態が始まるまでに要する準備時間 (伏培期) は、最初から 1.2% C のオーステナイトの場合よりも長くなるはずである。したがってこの場合の変態は、最初から 1.2% C のオーステナイトのそれよりも一定時間だけ (両者の伏培期の差だけ) 長時間側に移動して行なわれることになる。これを log スケールにプロットすれば、とくに低変態量域で著しく上向に凸状の曲線になるわけである。

Fig. 9 の 500°C におけるパーライト変態曲線が元来は直線であるべきなのが、一定時間 a だけ長時間側に移

動して測定されたためにこのような曲線になったとすると、簡単な計算から a を求めることができる。変態量 5~30% の範囲で a を計算すると 470 sec になり、×印の曲線のように修正することができる。

前述のような炭素濃度の勾配の問題もあるが、この修正曲線の勾配が 1.2~1.0 であることからみると、時間原点のずれが大きな因子であつて、500°C におけるパーライト変態も (1) 式に従うと考えてよいであろう。以上の結果からみると、550~500°C において核生成の場所が結晶粒交点から結晶粒界面に変わると考えられる。本研究では bainitic ferrite の生成などのために、これらの結果を顕微鏡組織観察によつて確認することはできなかった。しかし CAHN¹⁹⁾ は共析炭素鋼について、粒界表面は 600°C 以下になるまでは核生成に効果的でない (すなわち曲線の勾配が 1 にならない) という結果が顕微鏡組織観察の結果と一致していることを確認しているので、本研究の結果も妥当であるとみなすことができるであろう。

Fig. 9 でパーライト変態の前にフェライトが生成するのは、700, 650, 500°C である。そして 700, 650°C における反応曲線も低変態量域では直線からずれている。初析フェライトの生成の場合にも bainitic ferrite の生成の場合と同様な理由によつて上に凸状の曲線になると考えられる。ただこの温度範囲では初析フェライトの生成量は約 10% であるから、未変態オーステナイトの炭素濃度はそれほど大きくない。また炭素の拡散速度もかなり大きいので、その濃度勾配も小さい。したがつて 500°C の場合に比べれば、直線からのずれが小さいのである。

6. 浸炭鋼と溶製鋼との相異

6.1 実験経過

浸炭鋼において、浸炭処理を施した部分は、その鋼質が炭素濃度の増加ということ以外に変化しないであろうかという問題がある。この疑問を明らかにするために、ガス浸炭により炭素量を高めた鋼およびこれと同一炭素濃度に溶製した鋼を作製し、その変態挙動および機械的性質を比較検討した。

本研究に用いた工業用の Cr-Mo 肌焼鋼 (SCM22) を素材とし (素材鋼とよぶことにする)。前条件をそろえるために、大気溶解炉で再溶解しただけの鋼および 0.5% C に加炭した鋼を溶製した (これらをそれぞれ再溶解鋼および溶製鋼とよぶ)。その化学組成を Table 3 に示す。

さらに再溶解鋼の炭素濃度を浸炭によつて高めるために 930°C で 13hr ガス浸炭し、0.48% C の浸炭鋼を作製した。浸炭した熱膨張計用の試験片寸法は外径 3.4 mm 内径 1.8 mm、長さ 30 mm、組織観察用のそれは厚さ 1.5 mm である。

6.2 素材鋼と再溶解鋼の変態挙動

Fig. 10 に素材鋼と再溶解鋼の恒温変態曲線を示す。曲線の形はよく似ているが、再溶解鋼の方が全体的に長時間側に移行している。これは素材鋼は再溶解鋼に比べて可溶性 Al が多いこと、加工度が大きくしかも圧延後に鍛造を行なつたことなどによつて組織が微細化されたためと考えられる²³⁾。

変態挙動におけるこのような特徴は浸炭後にも残つていて、浸炭鋼の変態挙動は浸炭前の材料の性質に著しく依存することになる。素材鋼と再溶解鋼の浸炭前後にお

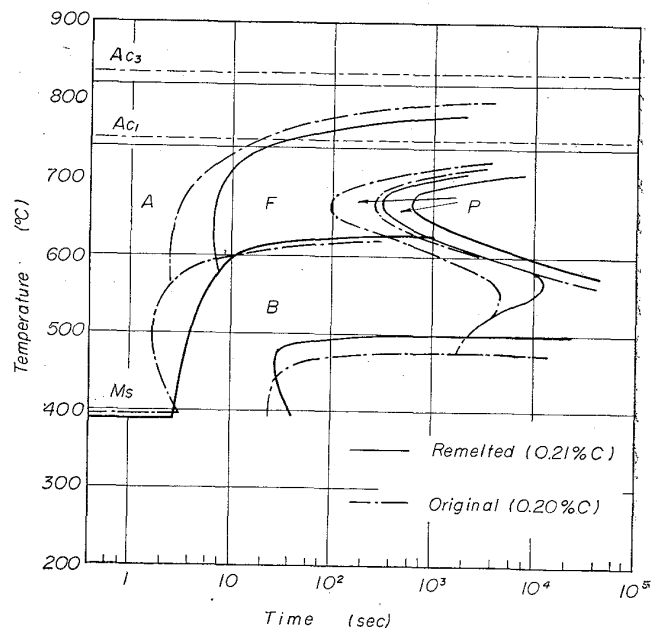


Fig. 10. Isothermal transformation curves of remelted and original Cr-Mo steels.

Table 3. Chemical composition of samples (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni	V	Sol. Al	N	O
Original	0.20	0.22	0.71	0.010	0.006	1.01	0.22	0.15	0.13	<0.02	0.032	0.010	0.004
Remelted	0.21	0.24	0.75	0.010	0.005	1.03	0.24	0.18	0.13	<0.02	0.005	0.015	0.011
Meltd	0.52	0.22	0.74	0.010	0.006	1.01	0.22	0.15	0.13	<0.02	0.011	0.011	0.005

Table 4. Comparison of time required for isothermal transformation in original and remelted steels at 675°C before and after carburization.

Steel	Carburization	C%	Beginning of ferrite (sec)	Beginning of pearlite (sec)	End of pearlite (sec)
Original	Before	0.20	3.5	100	200
	After	0.50	65	150	400
Remelted	Before	0.21	7	250	600
	After	0.48	100	300	800

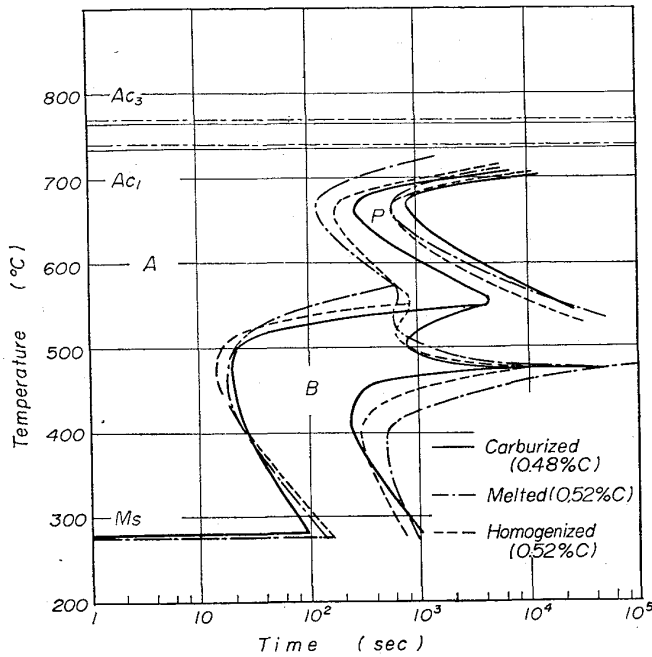


Fig. 11. Isothermal transformation curves of carburized, melted and homogenized Cr-Mo steels.

けるパーライト段階の nose の変態時間を示すと Table 4 のようになり、このことがはつきりわかる。

6.3 浸炭鋼と溶製鋼の変態挙動

浸炭鋼 (0.48%C) と溶製鋼 (0.52%C) の恒温変態曲線を Fig. 11 に示す。実線が浸炭鋼、一点鎖線が溶製鋼である。浸炭鋼は溶製鋼よりも 0.04% だけ炭素量が低いので、フェライト変態の開始は早くしかもその生成量は溶製鋼の 1% に対して 8% とかなり大きい。そこで Fig. 11 ではフェライトの変態曲線は省略した。

パーライト変態は浸炭鋼では溶製鋼よりも全体的に遅れ、しかも変態の開始と終了の間隔が狭くなっている。その原因を明らかにするために、浸炭鋼および溶製鋼における相異点を検討したが、その相違点としては次のような問題が考えられる。

6.3.1 炭素量の相異

炭素量の相異の影響を求めるために、0.52%C 溶製鋼と同様な条件で溶製した 0.50%C 溶製鋼について変態

を調べた。その結果によると、両溶製鋼の変態曲線にはほとんど相異がない²³⁾。したがって 0.04%C の炭素量の相異は、パーライト変態にはほとんど影響をおよぼさないといえる。

6.3.2 結晶粒度

850°C で 10 min 保持した時のオーステナイト結晶粒度は、溶製鋼では 10.5、浸炭鋼では 9.3 である。一般に結晶粒度が大きくなると変態曲線は長時間側に移行するので、浸炭鋼の変態曲線が遅れている原因の 1 つになっているといえる。しかし浸炭鋼の浸炭前の結晶粒度が 9.4 であることからみると、このような結晶粒度の粗大化は浸炭前の材料がもともと持っていた性質であって、浸炭処理による影響は小さいと考えられる。

6.3.3 浸炭による焼なまし効果

浸炭処理に伴う焼なましの効果を調べるために、溶製鋼を 930°C の塩浴中で 13hr 焼なましした試料 (均質鋼とよぶ) について変態挙動を調べた。その変態曲線を Fig. 11 に破線で示す。均質鋼ではとくに変態の開始がやや遅れ、開始と終了の曲線の間隔が狭くなっている点では、浸炭鋼の挙動に近づいている。しかし浸炭鋼に比べればその傾向は小さい。オーステナイト結晶粒度は溶製鋼で 10.5、均質鋼で 10.2 でほとんど変わらないが、変態組織は均質鋼の方がやや粗大であり 930°C × 13hr の焼なましによつて変態の核生成 site がある程度減少したものである。

6.3.4 浸炭による成分変化

ガス浸炭によつて試験片内部に入つて行くと考えられる元素は、侵入型原子の炭素、窒素、酸素、水素などである。変態挙動に大きな影響をおよぼす窒素、酸素²⁴⁾の含有量は、浸炭前後でほとんど変わらない²³⁾。水素は小さな試験片ではほとんど影響がないと考えられる²⁵⁾。炭素は当然増加しているが、溶製によつて加炭した炭素と浸炭によつて固溶した炭素との間に相異があるとは考え難い。

6.3.5 合金元素のマイクロ偏析

合金元素の偏析は変態曲線の開始と終了の間隔すなわ

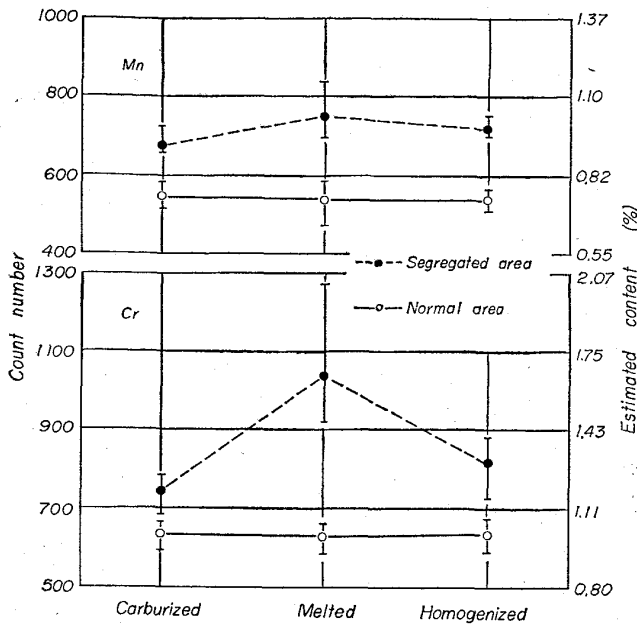


Fig. 12. Segregation of alloying elements in Cr-Mo steels after various treatments, with X ray microanalyzer.

ち変態の経過時間に著しい影響をおよぼす。変態を遅らせる Cr, Mn, Mo などの合金元素¹⁾が偏析していると、その部分では変態の開始および終了はともに遅れるので、試料全体のみかけ上の変態経過時間は長くなる。

Fig. 12 に X 線マイクロアナライザーによる測定からえられた浸炭鋼、溶製鋼、均質鋼の Cr および Mn の偏析状態を示す。Mo は含有量が少なくしかも励起電圧が高いために測定できなかつた。図中で白丸は変態の正常な部分の値、黒丸は変態の遅れた部分の値である。5 個所の測定値の平均値とバラツキを示す。正常な変態部分のカウント数を鋼の平均成分に対応するとし、これから推定した合金元素量を縦軸の右側に示す。この図から、(1) 浸炭鋼は溶製鋼に比べて著しく偏析が少ない。(2) 偏析は 930°C × 13hr の焼なましによつてかなり減少する。(3) しかし浸炭鋼ほど均質ではない、などがわかる。

このように浸炭鋼では合金元素の偏析の少ないことが浸炭鋼のパーライト変態の開始と終了の間隔を狭くして

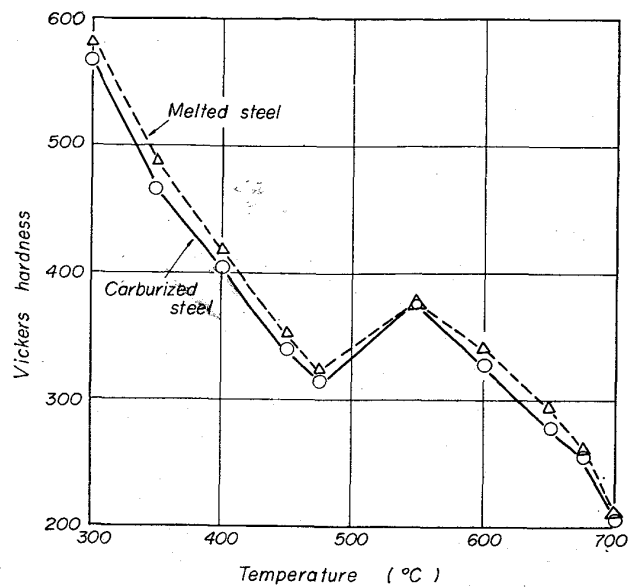


Fig. 13. Hardness of isothermal transformation structure of carburized and melted steels.

いるおもな原因と考えられる。さらに、浸炭鋼は均質鋼よりも均質化の程度がかなり高いことからみて、浸炭前の材料すなわち再溶解鋼においてすでに溶製鋼よりも偏析が少なかつたであろうと考えられる。実際にたとえば Fe-Cr-C の 3 元状態図から、凝固の際に炭素量が低いほど偏析が少ないことがわかる。したがつて、浸炭鋼に現われた上述の特徴は、浸炭処理によるよりもむしろ浸炭前の素材の性質によつて大きい影響をうけたものといえる。

浸炭鋼では約 550~475°C の下部パーライト域が著しく短時間側に突出している。これは浸炭鋼では溶製鋼よりも上部ベイナイトの変態速度が早いために、パーライト変態におよぼす促進効果が大きいためである。

ベイナイト変態については、開始はほとんど変わらないが、終了は浸炭鋼の方が溶製鋼よりもかなり早い (Fig. 11)。溶製鋼では Cr, Mn, Mo などのベイナイト変態を遅らせる合金元素¹⁾の偏析が著しい (Fig. 12) ために、変態の終了が遅れていると考えられる。そして均質鋼では焼なましによつてこれら元素の偏析が緩和され、終了曲線はやや短時間側に移行している。

Table 5. Mechanical properties of carburized and melted steels.

	450°C				310°C			
	0.2% proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	0.2% proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
Carburized steel	79	108	13	48	146	185	10	54
Melted Steel	81	111	12	49	146	186	10	57

以上のように、浸炭処理の変態曲線におよぼす影響については、浸炭作用そのものの影響は見だし難く、浸炭に伴なう焼なまし効果が主体である。しかし浸炭前の鋼材の性質が浸炭後の変態挙動にも著しい影響をおよぼし、鋼塊凝固の際に生じたと考えられる合金元素の偏析による影響はさげ難い。

6.4 浸炭鋼と溶製鋼の機械的性質

各温度における恒温変態終了後のビッカース硬さを Fig. 13 に示す。両者の硬さにはほとんど差がなく、浸炭および溶製の両処理法による相異は認め難い。

つぎに、上部ベイナイト域と下部ベイナイト域の各温度において恒温変態させて引張試験を行なった。試験片の寸法は、平行部の直径が 2.0 mm、長さが 10 mm である。その結果を Table 5 に示す。310°C 変態では 450°C に比べて耐力および引張強さは著しく上昇し、しかも絞りもかなりよくなっている。一般に低温ベイナイトの機械的性質は高温ベイナイトよりもすぐれているが、本鋼のように上部ベイナイト域で針状フェライトの生成する鋼では、この差はとくに著しいのである²⁰⁾。しかし浸炭鋼と溶製鋼との間には差を認めることはできない。

7. 結 言

0.2% C-Cr-Mo 鋼およびこれを 0.5, 0.7, 1.0% C に浸炭した鋼の恒温変態図および連続冷却変態図を作成した。そして変態挙動におよぼす炭素量の影響についていろいろな点から追求した。さらに上部ベイナイト域におけるベイナイト変態およびパーライト変態について詳細な考察を加えた。また、浸炭および溶製によつて作製した同一炭素量の鋼における変態挙動の相異について検討した。えられたおもな結果はつぎのとおりである。

(1) 炭素量の増加はフェライト変態およびベイナイト変態を著しく遅滞させるが、パーライト変態におよぼす影響は両変態に比べればかなり小さい。

パーライト変態は一般に炭素量の増加によつて促進される。パーライト変態は初析生成物の変態によつて著しい影響をうける。低炭素鋼でも初析フェライトの生成速度が早い場合にはかなり促進されるが、パーライト変態におよぼす促進効果は、初析フェライトよりも初析炭化物の方がはるかに大きいと考えられる。

(2) 上部ベイナイト域では、最初に bainitic ferrite などとよばれる針状のフェライトが生成する。そしてそれに続くパーライト変態は著しく促進される。これは未変態オーステナイトの炭素濃度の増加がおもな原因と考えられる。そしてパーライト変態の kinetic なデータは、

全変態温度域にわたつて核生成と成長の式に従うと考えられる。

(3) 焼入性は共析成分までは炭素量の増加とともに増加するが、共析成分以上になつて初析セメンタイトが生成するようになるとかえつて減少する。未溶解炭化物が残存する場合にはとくに著しく悪い。

(4) 恒温変態組織の硬さは、パーライト段階では変態温度の低下および炭素量の増加とともに増加する。ベイナイト組織の硬さは変態温度の低下とともに著しく増加するが、炭素量の影響はそれほど大きくない。

(5) 連続冷却変態終了後の硬さは、ベイナイトの生成する冷却速度範囲ではパーライトの生成する冷却速度範囲よりも、炭素量および冷却速度の相異によつて著しい影響をうける。

(6) 浸炭処理鋼の変態挙動は、浸炭前の鋼の性質によつて著しい影響をうける。

(7) 変態挙動におよぼす浸炭処理の影響は、炭素量の増加のほかには主として浸炭処理に伴なう焼なまし効果である。焼なまし効果によつて合金元素の均質化が行なわれ、変態の開始と終了の間隔が狭くなる。

(8) 同一炭素量に浸炭した鋼および溶製した鋼の恒温変態組織の硬さおよび上部および下部ベイナイト組織の引張性質には相異を認め難い。

文 献

- 1) E. S. DAVENPORT: Trans. Amer. Soc. Metals, 27 (1939), p. 837
- 2) 村上, 今井: 日本金属学会誌, 6 (1942), p. 145
- 3) M. E. NICHOLSON: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 200 (1954), p. 1071
- 4) T. G. DIGGES: Trans. Amer. Soc. Metals, 26 (1938), p. 408
- 5) Atlas of Isothermal Transformation Diagrams, (1951), U.S. Steel Co., Pittsburgh
- 6) T. LYMAN and A. R. TROLANO: Trans. Amer. Soc. Metals, 37 (1946), p. 402
- 7) M. HILLERT: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes (The Formation of Pearlite), (1962), p. 197, [John Wiley & Sons, Inc.]
- 8) 邦武, 岡田: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1431
- 9) R. L. RICKET, J. G. CUTTON, C. B. BERNHART and J. R. MILLIKIN: Trans. Amer. Soc. Metals, 35 (1945), p. 22
- 10) E. LERIA and H. D. SHEPHERD: Trans. Amer. Soc. Metals, 40 (1948), p. 758
- 11) A. HULTGREN: Trans. Amer. Soc. Metals, 39 (1947), p. 915
- 12) A. HULTGREN: Kungl. Svenska Vetenskapsakad. Handl., Fjärde Ser., 4 (1953), 3, Stockholm

- 13) A. SCHRADER and F. WEVER: Arch. Eisenhüttenw., 23 (1952), p. 489
- 14) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 188 (1958), p. 101
- 15) R. F. HEHEMANN and A. R. TROIANO: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 200 (1954), p. 1272
- 16) J. W. SPRETNAK and R. SPEISER: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 1089
- 17) J. W. CAHN and W. C. HAGEL: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes (Theory of the Pearlite Reaction), (1962), p. 131, [John Wiley & Sons. Inc.]
- 18) J. W. CAHN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 209 (1957), p. 140
- 19) J. W. CAHN: Acta Met., 4 (1956), p. 449
- 20) A. ROSE and W. PETER: Stahl u. Eisen, 72 (1952), p. 1063
- 21) L. S. DARKEN and R. W. GURRY: Physical Chemistry of Metals, (1953), p. 443, [McGrwa-Hill Book Co. Inc.]
- 22) C. WELLS, W. BATZ and R. F. MEHL: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 188 (1950), p. 553
- 23) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 1037
- 24) A. ROSE, A. WICHER and H. KETTELER: Arch. Eisenhüttenw., 34 (1963), p. 617
- 25) A. E. FLANIGAN and R. D. GLASFELD: Welding J., 43 (1964), p. 126s
- 26) 河井: 鋼の熱処理, (1957), p. 322, [丸善]