

値がほぼ飽和値に達する。

(2) Mn の添加は焼入硬度を増加し、最高硬度を得る焼入温度を低下させると同時に、析出硬化量および焼戻軟化抵抗を減少させる。

(3) 析出硬化した状態での抗張力はCおよびMnの添加により増大するが、靱性は逆に減少する。

(4) 炭化物の同定およびほかの物理的諸性の変化により、この鋼の焼戻硬化はMo₂Cの析出に起因することが確かめられた。

(5) 本鋼の飽和Cの量はMo含有量と密接な関係にあることが、析出物の同定により推察される。

文 献

- 1) K. J. IRVINE & F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst.(U. K.), 194 (1960) 2, p. 137.
- 2) P. PAYSON: Trans. Amer. Soc. Metals, 51 (1959) p. 60.

669, 112, 227, 3(084, 212): 669, 14
 018, 298, 2: 669, 15, 26, 28-194
 (144) Cr-Mo 肌焼鋼の恒温変態曲線について 62324

金属材料技術研究所 1472~1473.
 ○中島 宏興・藤井 忠行

Isothermal Transformation Diagrams of Cr-Mo Case-Hardening Steels.

Hirooki NAKAJIMA and Tadayuki FUJII.

I. 緒 言

肌焼鋼は、高炭素の滲炭部が摩耗性や疲労強さの大きい性質をもち、そして低炭素の芯部が靱性をもち、この両者が組み合わされて優れた性質を発揮する。しかし、滲炭した材料を引張破断させた場合には、靱性の高い芯部があるにもかかわらずほとんど伸びることなく破断するなど、かならずしも両部分のよい点がそのまま現われるとは限らない。また滲炭部品は歯車のように複雑な形状をしたものが多く、焼入れによるひずみの発生を阻止するためにマルテンパーなどの熱処理が行なわれることもある。そこで肌焼鋼の組織とその性質との関係を明らかにするために一連の研究を行なう目的で、まずCr-Mo肌焼鋼について恒温変態図を作成したのでここに報告する。

II. 実験方法

(1) 実験試料

用いた試料はCr-Mo肌焼鋼(SCM 22)でその化学組成をTable 1に示す。

この素材を15mmφに鍛圧し焼ならしを行なった後に供試材とした。滲炭法による結晶粒度(Gc)は8・1であつた。

(2) 滲炭

滲炭は930°CでRXガスを用いてガス滲炭を行ない、0.5, 0.65, 1.0% Cの3種類の滲炭試料を作つた。滲炭後引続いて、炭素濃度を均一にするために拡散焼鈍を行なつた。

(3) 恒温変態曲線の作成

恒温変態曲線の作成はおもに熱膨張計による測定によつたが、さらに顕微鏡組織観察および硬度測定により確認した。熱膨張計測定に用いた試験片は3mmφ×30mmで、均一な滲炭層を得るために縦に1.6mmφの孔をあけた形状のものである。顕微鏡組織観察用の試験片は1~1.5mm厚さである。各変態の開始および終了線はそれぞれ1%および99%で表わした。オーステナイト化加熱温度は無滲炭の0.2% Cでは880°C、滲炭鋼では850°Cとし、保持時間はすべて10mnとした。Ac₁, Ac₃は熱膨張計により3°C/mnの加熱速度で測定した。Ms点も同様に熱膨張計により測定した。硬度はピッカー硬度計を用いて測定し、変態終了後の硬度が変態図に付記されている。

III. 実験結果および考察

0.2, 0.5, 0.65% CのSCM 22の恒温変態図をFig. 1~3に示す。0.2% Cではフェライトおよびパーライトのnoseがかなり短時間側にあるので、大きい焼入部品では完全にマルテンサイト組織をうることはかなり困難であり、とくにベーナイトnoseを切る可能性が大きい。また、パーライト変態は約675°Cで最も短時間で終了するが、温度が上下するにつれてかなり急激に長時間となるので、恒温焼なましをする時にはこの点に注意する必要がある。Photo. 1(a)は675°Cに300s保持した時の組織写真でフェライトおよびパーライトよりなる。

0.5% Cになるとフェライト、ベーナイトの両nose

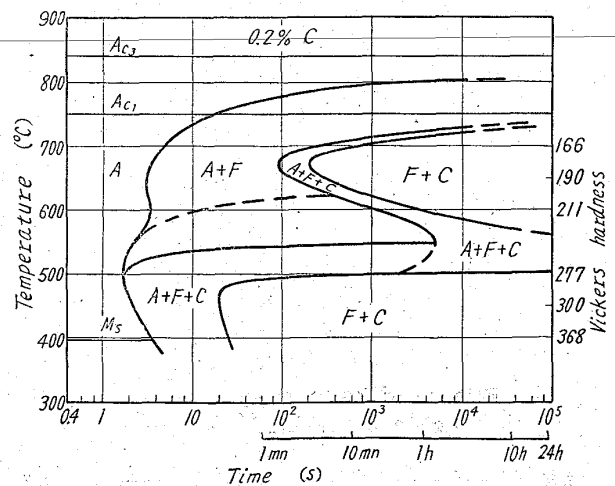


Fig. 1. Isothermal transformation diagram of Cr-Mo case-hardening steel (0.2% C).

Table 1. Chemical compositions of specimen (%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni	V
0.20	0.21	0.63	0.013	0.007	1.08	0.19	0.04	0.14	<0.01

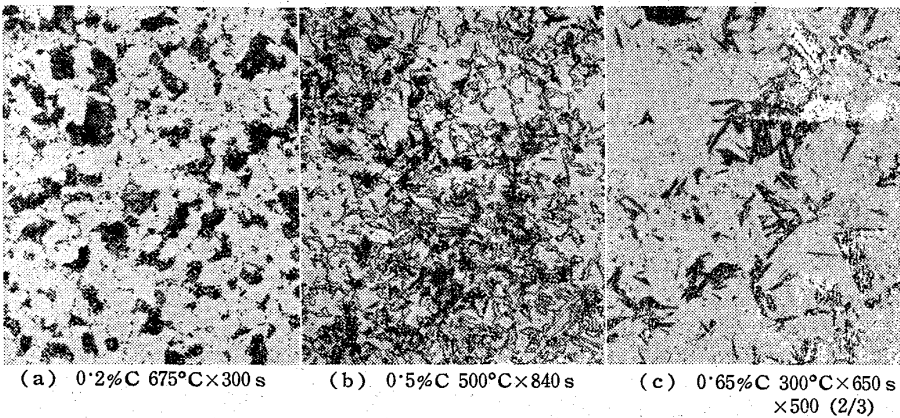


Photo. 1. Microstructure of Cr-Mo case-hardening steel.

ともかなり後退し焼入性はいちじるしく良好となる。パーライト域とベーナイト域が分れるようになり、パーラ

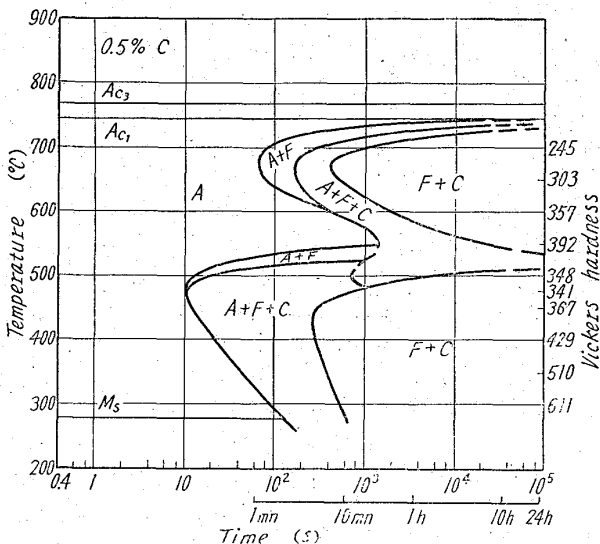


Fig. 2. Isothermal transformation diagram of Cr-Mo case-hardening steel (0.5% C).

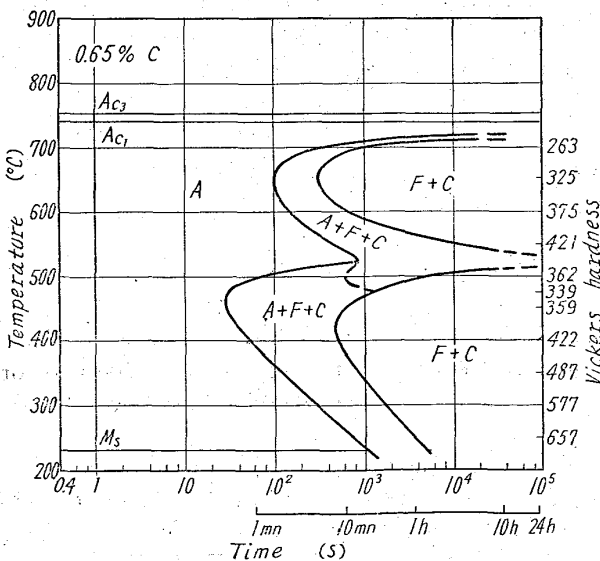


Fig. 3. Isothermal transformation diagram of Cr-Mo case-hardening steel (0.65% C).

イト域の 600°C ~ 550°C ではフェライトが析出しないで直接パーライトが析出する。ベーナイトの高温域ではまず針状のフェライト (pro bainitic ferrite), ついでベーナイト, そして最後にパーライトが析出する (Photo. 1(b)). ベーナイト域のパーライト開始線はパーライト域のその延長とは一致しないで、より短時間側に移動する。HULTGREN¹⁾は Cr 鋼および Mo 鋼において高温域と低温域の両方にパーライト変態を認めている。そして低温部のパーラ

イトを smooth pearlite と名づけ、高温部のパーライトよりも Cr 濃度が低いとしているが、温度が低くなつて合金元素の拡散が困難となり基地の合金元素濃度に近いものになるであろうことは容易に考えられる。

変態温度が低くなるにつれてフェライトおよびパーライト組織は微細になり硬度は高くなるが、ベーナイトが生成し始めると急に低下する。そしてさらに温度が低くなつてベーナイト組織が微細化し始めると硬度はまたたび上昇する。しかしベーナイト域で 500°C の硬度が 475°C の硬度より高いが、これは上述の低温域における微細なパーライトの生成によるためと考えられる。

0.65% C は大体共析組織で、パーライト域ではフェライトを析出することなく直接パーライトを生成し、nose は 0.5% C よりもさらに長時間側に移動する。0.65% C の上部ベーナイト域では probainitic ferrite の析出があるが、ベーナイトとほとんど同時に析出するため変態図の上には示されていない。また、炭素濃度がかかなり高いので、炭化物の析出の多いベーナイトが生成する (Photo. 1(c)).

1% C になるとパーライト域では初析のセメントイトが析出しその開始線はかなり短時間側にあるのみならず、パーライト変態もいちじるしく短時間側に移動する。

文 献

1) A. HULTGREN: Rev. Mét., 50 (1953), 737~760, 847~867.

621, 1785, 51-977 = 669, 14, 018, 298, 2
= 669, 15, 24, 26, 174 - 194, 56 = 669, 112, 227
(145) 現用肌焼鋼の高温浸炭について

日立製作所亀有工場 佐々木 敏 美

High-Temperature Carburizing of Commercial Case-Hardening Steels.
Toshimi SASAKI.

I. 緒

言 147B ~ 1475

最近各方面で高温浸炭が行なわれてきた。浸炭温度を上げる目的は、深い浸炭層を短時間に得ることにより原価を低減させるにある。

現在広く行われている 930°C の浸炭温度では 2mm 程度の浸炭層を得るのに 10h 以上を要し、2~3mm の