

- tenw., 30 (1959), 727
 19) R. M. FISHER: A.S.T.M. Special Tech. Pub., No. 155, 49
 20) 芥川, 内山, 深見: 鉄と鋼, 43 (1957), 1222
 21) H. F. BEEGLY: Anal. Chem., 21(1949), 1513
 22) W. C. LESLIE, K. G. CARROLL a. R. M. FISHER: J. Metals, 4 (1952), 205
 23) 沢村, 盛: 鉄と鋼, 41 (1955), 1082~1090

Mn-Cr バネ鋼の恒温変態による機械的性質*

上野 学**・内山 郁***・星野 明彦***

Mechanical Properties of Isothermally Transformed Mn-Cr Spring Steel.

Manabu UENO, Iku UCHIYAMA and Akihiko HOSHINO

Synopsis:

For purpose of making clear the relation between the microstructure and the mechanical properties, firstly the isothermal transformation diagram of the Mn-Cr spring steel were determined, and mechanical properties were also determined with the specimens austenitized at 850°C and isothermally transformed at each temperature, ranging between 300°C (above Ms point) and 650°C.

This diagram presented a doubly curved shape on account of a carbide-forming element such as chromium, and the pearlite transformation was sluggish as compared with the bainite transformation, so it led to be suitable for a hardenability.

It was found that the content of the transformed martensite, quenched into an oil bath at 200°C, was less than that into a metal bath on account of the stabilization of austenite.

The extraction replica method was the most available for making clear the carbide character, showing that the shapes of carbides in the bainite differed from those in the pearlite, and that the carbide became finer with decrease of transformation temperature in a bainite range.

Most of the mechanical properties showed the irregular behavior in the upper bainite range. The mechanical properties were also plotted against Rockwell hardness and it was found that the tensile strength and endurance limit were proportional to the hardness, while the yield strength was out of proportion on account of the lower yield-tensile ratio in the pearlite range.

The reduction of area showed a striking drop in the upper bainite range, but was increased gradually with decrease of transformation temperature. It was concluded that the reduction of area was depending mainly on the structure obtained at each temperature.

As to the impact value, no remarkable change was observed.

I. 緒 言

バネ鋼は車輛の振動エネルギーを吸収するために用いられるもので、特殊鋼の中でもこのバネ鋼の占める生産高は大きく、今後共増大していくであろう。バネでは、設計はもちろんのこと材料の選択および熱処理作業が性能を左右する因子となる。それにもかかわらずバネ鋼の熱処理に関する研究報告は、他鋼種に関するものほど見受られないのであるが、最近のバネ材の大型化に伴い耐久力の点より焼入性が重要視されるようになり、JIS規格に新たに Mn-Cr 鋼の sup 9 および B 添加により焼入性の向上を目的とした sup 11 が追記されたことより考えてもバネ鋼の焼入性が不完全焼入による疲労限の低

下りを避ける方向に進んでいることが明らかである。

Mn-Cr バネ鋼の熱処理に関する資料は少なく H バンドのみであつて、恒温変態曲線図がないためまず恒温変態曲線図を作成したのち、その図に基づいて、各温度で恒温変態により得られた変態生成物のいろいろの機構的性質について調べた。

II. 実験方法

(1) 供試材 この実験に使用した試材の化学組成は Table 1 に示されている。

* 昭和 35 年 4 月本会講演大会にて講演

** 金属材料技術研究所, 工博

*** 金属材料技術研究所

Table 1. Chemical composition of Mn-Cr steel.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
0.54	0.25	0.88	0.010	0.013	0.85	0.08	0.19

なおこの試材のオーステナイト粒度は $925^{\circ}\text{C} \times 6\text{h}$ の滲炭加熱後ピクリン酸アルコール腐食により求めた結果, No. 6 であった.

(2) 恒温変態曲線図 恒温変態曲線図の作成にあたり上記の化学組成を有する $17\text{mm} \phi$ の丸棒を研削により 10mm 角とし, 次いで 5mm 厚に切断した $10 \times 10 \times 5$ の小試片を多数用意した. オーステナイト化 ($850^{\circ}\text{C} \times 30\text{mn}$) 後, 750°C 以下 300°C までの 50°C 毎の各温度に保持された金属浴(Pb-Sn) 中にこれらの小試片を急冷し, 所定時間恒温保持を行なった後に順次金属浴より引上げ食塩水中に急冷して組織定着を行なった. 変態進行状況を調べるには, 前述のように処理した各試片について硬度(ロックウエルC)測定を行なうとともに lineal analysis 法によつて変態量を求めて保持時間—変態量の関係図を描き, 各温度における変態開始・終了点を求めるとともに 25, 50, 75%変態の点も求めた.

(3) M_s 点 マルテンサイト反応を調べるには, 恒温変態曲線作成のさいに使用したものと同一の試片を用いて Greninger-Troiano 法に基づいて M_s 点を求めた. オーステナイト化も $850^{\circ}\text{C} \times 30\text{mn}$ とし, 最初は 340°C 以下のいろいろの温度に恒温保持されている浴(金属あるいは油)中に急冷してその温度で 30 s 保持後次いで M_s 点以上の温度で焼戻を行なうために 400°C の金属浴中で 10 s 焼戻加熱を行なつて後水冷し, lineal analysis 法により焼戻マルテンサイト量を測定した.

III. 実験結果および考察

(1) 恒温変態曲線図 $850^{\circ}\text{C} \times 30\text{mn}$ オーステナイト化後各温度で恒温変態を行なったときに得られた保持時間—変態量図より求めた変態開始および終了点より Mn-Cr バネ鋼の恒温変態曲線図を作成して Fig. 1 に示した.

750°C においては $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態は進行しないけれども, 700°C では比較的長時間後にオーステナイト粒界にまず初析フェライトが析出後パーライトが析出する. 650°C 恒温変態においては, パーライト・ノーズに近いために変態開始時間は非常に短時間側に移行し, 変態速度も増加するので変態完了も短時間内に起こる. この 650°C 恒温変態の場合には, 光学顕微鏡では初析フェライトの

存在は認め難いのであるが, しかし電子顕微鏡によると Photo. 1(a) のようにオーステナイト粒界での析出を観察することができる. このように初析フェライトが析出すると, 近傍のオーステナイト中の炭素量が富化する結果となつたが

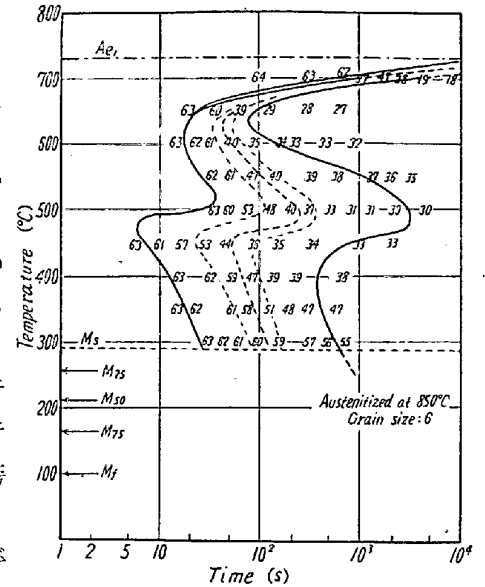
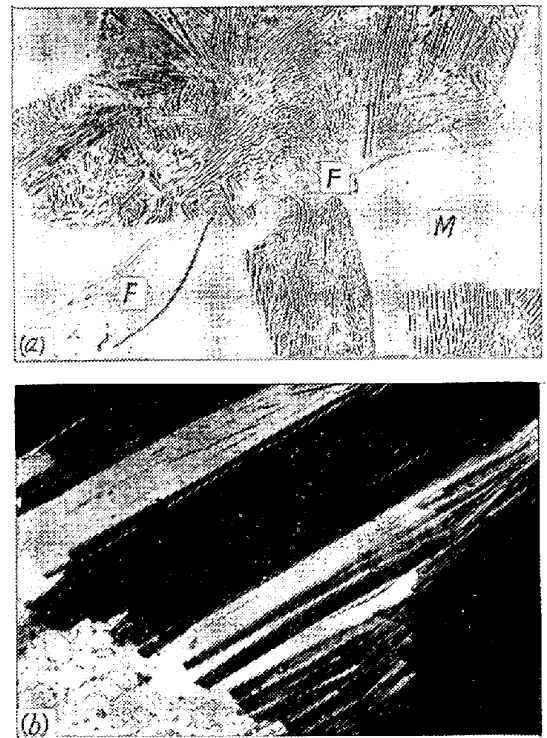


Fig. 1. Isothermal transformation diagram of Mn-Cr spring steel.



Electron micrograph. (a) $\times 5,000$ (1/2) (b) $\times 20,000$ (1/2)
Photo. 1. Pearlite isothermally transformed at 650°C .

てそこに Fe_3C の核を生じ, MEHL²⁾ の提唱したようにその Fe_3C 核と平行にフェライト層が交互に析出していることがこの写真からも明らかである. Photo. 1(b) は extraction replica によるパーライト中の Fe_3C を示しているが, SCHRADER³⁾ も同様にパーライト中よりこのような短冊状の Fe_3C を抽出している.

600°C における恒温変態生成物も同様にパーライトで

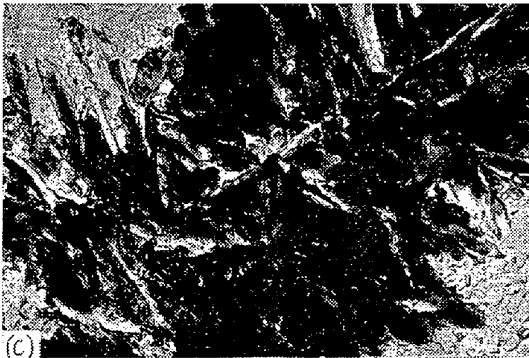
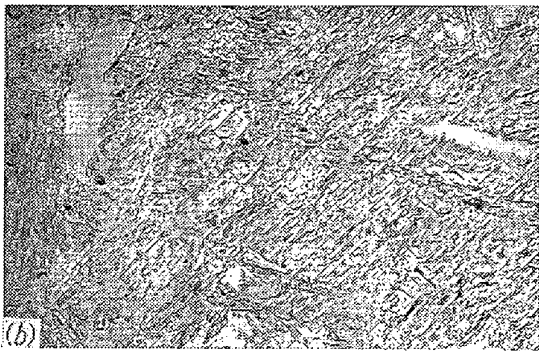
(a) Light micrograph. $\times 1,600$ (1/2)(b) (c) Electron micrograph $\times 5,000$ (1/2)

Photo. 2. Upper bainite isothermally transformed at 550°C.

あり、変態開始点は 650°C の場合と余り異ならないが終了がやや遅れ、しかも組織中に初析フェライトは観察されないためにすでにパーライト・ノーズの温度直下にあることが明らかである。

つぎに 550°C で恒温変態完了前の光学顕微鏡写真を Photo. 2(a) に示したが、この温度で恒温変態を行なうと針状晶のフェライトの析出が見られ、今まで見られていたパーライト変態生成物の形状より遠ざかつて、ベイナイト変態に移行していることが分る。2(b) はアセチル・セルローズ・レプリカ法による電子顕微鏡写真であり層状組織から羽毛状組織に変化し、同一コロニー内においても交錯した状態を呈している。2(c) の extraction replica 法による写真では、多分フェライトを核として成長したと思える Fe_3C が観察され、しかもこの温度で

の Fe_3C は前述のパーライト中での Fe_3C と異なっておりいわゆる上部ベイナイト域においては羽毛状を呈するが、このような炭化物の形状の相異は結局変態機構を異にするためと考えられる。また Fe_3C の大きさの点ではパーライトのそれよりも却つて上部ベイナイト中で観察されるものの方が大きく、河井⁴⁾も少し上部の温度で生成したパーライト中の Fe_3C の方が微細であることを認めている。500°C での光学顕微鏡写真を Photo. 3 に示したが、変態初期においてはこのようにフェライトが成長するためにオーステナイト中の炭素濃度が富化し、安定化するために変態進行は非常に緩慢となり、Fig. 1 の恒温変態曲線図においても 500°C 近傍の温度に変態のもつとも遅い部分を生じる。しかし、この温度以下に変態温度が低下するとベイナイト・ノーズのために開始点は短時間側に移行し変態終了点も早くなってくる。Photo. 4 は 450°C で生じた上部ベイナイトである。

恒温変態温度が低下すると、ベイナイトはしだいに針状を呈するようになる。350°C での恒温変態過程の光学顕微鏡組織を Photo. 5(a) に示したが、450°C では羽毛状を示すにもかかわらず 400°C 下では針状に変つている。Photo. 5(b) は extraction replica 法による電子顕微鏡写真であるが、下部ベイナイト域で観察される炭

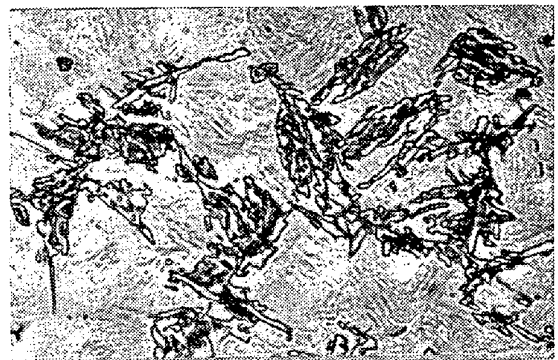
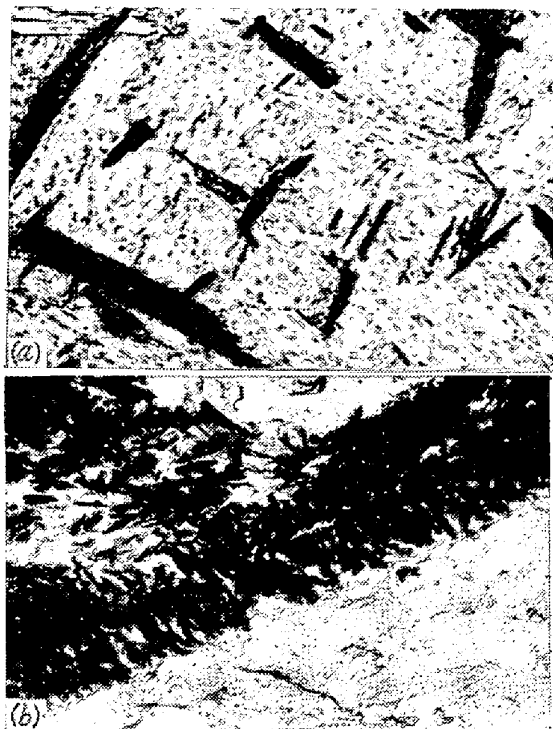
Light micrograph. $\times 1,600$ (1/2)

Photo. 3. Upper bainite isothermally transformed at 500°C.

Light micrograph $\times 1,600$ (1/2)

Photo. 4. Upper bainite isothermally transformed at 450°C.



(a) Light micrograph. $\times 1,600$ (1/2)
 (b) Electron micrograph. $\times 20,000$ (1/2)

Photo 5. Lower bainite isothermally transformed at 350°C

化物は上部領域におけるものと形状的には大差はないが、 Fe_3C の大きさの点では非常に微細な Fe_3C の集合組織であることが分かるが、これはベイナイト核が多数に生じることや低温ではフェライトの成長が抑制されることなどの理由によるものである。

これら炭化物の結晶構造は X 線回折の結果によると M_3C のみしか認められなかつたが、この M_3C 中には当然 Cr, Mn などが濃縮していると推定される。また BOWER⁵⁾によれば Fe 中の Cr 固溶量が 20% 程度になると新たに Cr_4C_3 という炭化物の析出が起こる事を報告しているが、HULTGREN⁶⁾は 1.05% Cr 鋼の焼戻炭化物中でも平衡 Cr 量は 10% に達しない事を報告している。

(2) Ms 点 Greninger-Troiano 法によつて、急冷浴の温度が 200°C 以上のさいには金属浴 (Ph-Sn) を、 200°C 以下のときには油浴を使い、焼戻加熱には 400°C に恒温保持した金属浴中に行なうことによりマルテンサイト反応を調べたが、急冷浴温度と lineal analysis 法から求めた焼戻マルテンサイトとの関係を Fig. 2 に示す。Ms 点を決定するには各測定点より 0% 焼戻マルテンサイトに相応する温度を外挿することにより求められた。なおこの図において 200°C 付近の温度では冷却剤の相異により同一温度で生成マルテンサイト量に差が認められるが、油も冷却剤として使用した場合には金属浴中に急冷したものよりも低値をとり、この近傍の

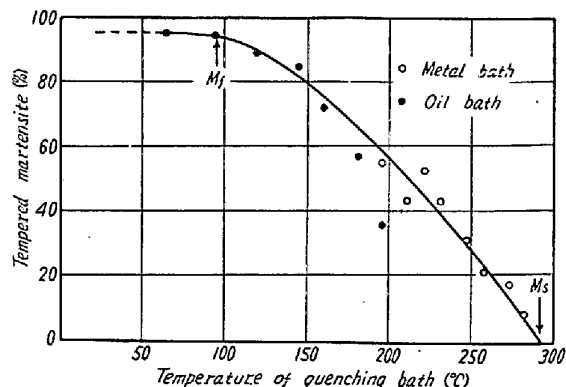


Fig. 2. Martensite reaction diagram.

温度に保持された油の冷却能は相当に低下しているものと考えられ、したがつて試片が焼入された場合にマルテンサイト域での冷却速度が遅くなり、そのためにオーステナイトの安定化を生じるために生成マルテンサイト量が減少したものと考えられることができる。しかし乍ら、油浴も低温度になるに伴ない、各測定点が曲線上に乗ってくるのは、低温度に保持された油浴の冷却能は比較的に良好であると思われる。この方法による Ms 点の測定については E. G. RAMACHANDRON et al⁷⁾が油浴と塩浴について 180°C 付近で同じく生成マルテンサイト量に差異のあることを報告しており、この原因としてマルテンサイト域におけるオーステナイトの安定化に基づくものであると結論している。

Fig. 2 より明らかなように、この Mn-Cr 鋼では油中に焼入を行なつたさいには常温近くにおいても 4% 位の残留オーステナイトが存在し、浴温が 100°C 位に低下してくれば生成マルテンサイト量が飽和値に達する。そこでこの点を以て Mf 点とした。Fig. 1 の恒温変態曲線図の Ms 点以下の温度に $M_{25, 50, 75}$ として示したのは Fig. 2 の曲線よりマルテンサイト 25, 50, 75% 生成する温度を求めて記入したものである。

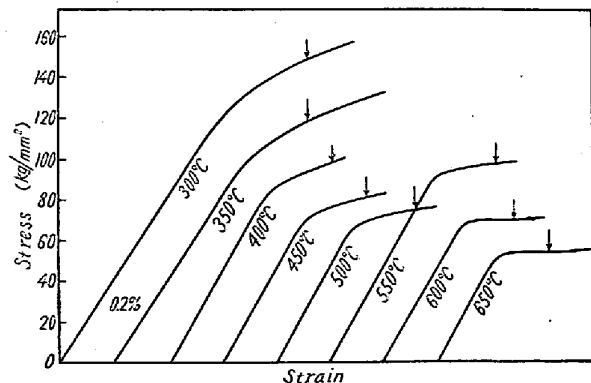


Fig. 3. Stress-strain curve with the specimens isothermally transformed.

(3) 恒温変態生成物の機械的性質 恒温変態温度と各種機械的性質との関係を知るために 850°C × 30mn のオーステナイト化後 Ms 点直上の 300°C より 650°C までの 50°C 毎の各温度でそれぞれ変態完了後水冷した試験片について測定した。

引張試験では直径 7mm φ で JIS 2号規格の試験片を作成し、降伏点測定のため Fig. 3 に示した応力-歪曲線を描き、0.2% 伸びの点より判定した (矢印は降伏点を示す)。300°C から 650°C にいたる各温度で得られた恒温変態生成物の機械的性質を Fig. 4 に示す。

硬度の時間的变化は Fig. 1 に硬度値を付記したように変態完了後は変化度合は非常に少ないが、温度を函数とする場合には 300~500°C の間は温度上昇に伴って低下し、組織的には針状より羽毛状に移り析出炭化物が大きくなっている。しかしながらこの上部ベイナイト域の 500~550°C においては Fig. 4 で示されるように一旦上昇する。しかしさらに温度が上昇すれば硬度はふたたび低下し、組織的にはパーライト生成物に移る。

バネ鋼では spring hardness と称して硬度値が各機械的性質を知り得る手段とされているために、恒温変態処理された場合における関連性を知るために Fig. 5 に硬度 (HRC) を函数として示してみた。

引張強度は変態温度に関しては硬度変化と同様な挙動を示し下部ベイナイトより上部ベイナイト域まで急激に低下する。上部域においてはやはり異常性が観察され、Photo. 3 に示されるような 500°C 恒温変態生成物が低い強度を呈する。そして恒温変態温度が上昇すればふたたび低下し、パーライト組織中に初析フェライトが観察され始めると一層低下し、結局上部ベイナイト域で起伏が起こる。このように上部ベイナイト域において異常変化の生じることを DELBART⁹⁾, DAVENPORT⁹⁾, POTASZKIN¹⁰⁾¹¹⁾ および河井⁴⁾ が炭化物形成元素を含有する特殊鋼を恒温変態処理したさいに起こることを報告している。河井⁴⁾ によるとこれらの鋼種のものでは jominy 試験においても異常性の現われることを認めている。本研究での供試材も Cr などの炭化物形成元素を含んでいるためにこの種の現象が観察されたが、一般に炭素量の多いほど顕著に現われる。

550°C での変態未完了試料の組織は Photo. 2 に示した extraction replica 写真のごとく上部のベイナイト組織であるが、硬度・引張強度変化の挙動においてはパーライト的な挙動を示す。この 550°C で変態完了せる試料についてはその組織上の区別は困難であるが、パーライト組織と上部ベイナイト組織が共存することも考え得るのである。5140 鋼の恒温変態において TROIANO¹²⁾ が 540°C での膨張測定で 2 段階の変化が起こるのを認め、初期のものはベイナイトによるものであり、その後パーライト変態による膨張が起こり温度に関しては両者は混合するにもかかわらず時間的には両変態は分かれ

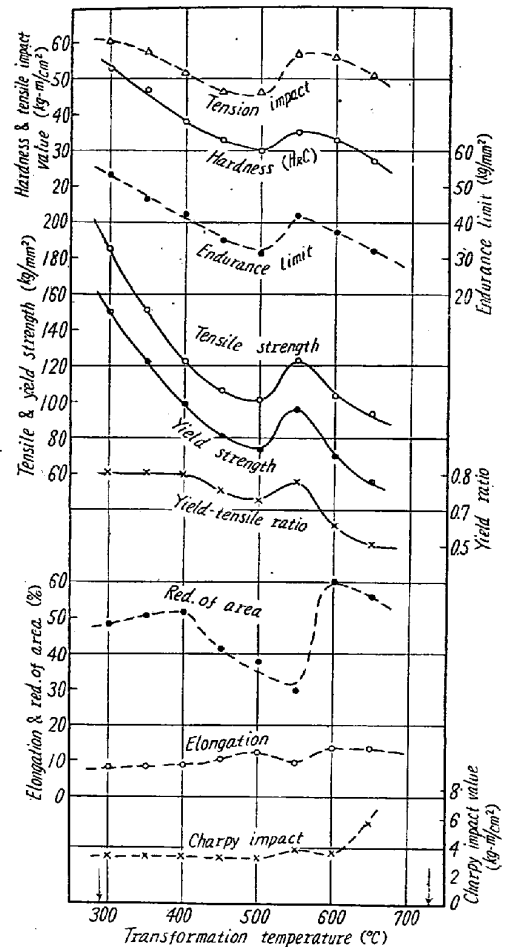


Fig. 4. Relationship between temperature of isothermal transformation and mechanical properties.

ていることを報告している。それゆえ、この Mn-Cr バネ鋼の 550°C 恒温変態の場合についても変態末期に一部パーライトが生じたとも考えるのが妥当のようである。

降伏強度は引張強度と同様な挙動を示すにもかかわらず Fig. 5 の硬度函数としたときには引張強度では直線的と見做れるが降伏強度では低硬度域でかなり直線より下廻る。パーライト組織では比較的強度が硬度に比して低いことは Fig. 3 の応力-歪曲線より明らかなごとく、弾性変形後の塑性変形が顕著に現われているためである。一方ベイナイト組織では弾性限も比較的が高く、また塑性変形への移行が顕著に現われていない。以上の結果は Fig. 4 の降伏比変化が下部ベイナイト組織では 80% であるにもかかわらずパーライト組織では非常に劣下し 60% 程度しか得られない。恒温変態処理により機械的諸性質の変化が上部ベイナイト領域で不規則となり、したがって相互関係を図示したさいには強度変化の逆行により完全な比例関係にない場合ループを描くことになる。

破断伸びに関しては当然変態温度上昇に伴って増大しているがその度合は少なく (Fig. 4), 硬度との関係

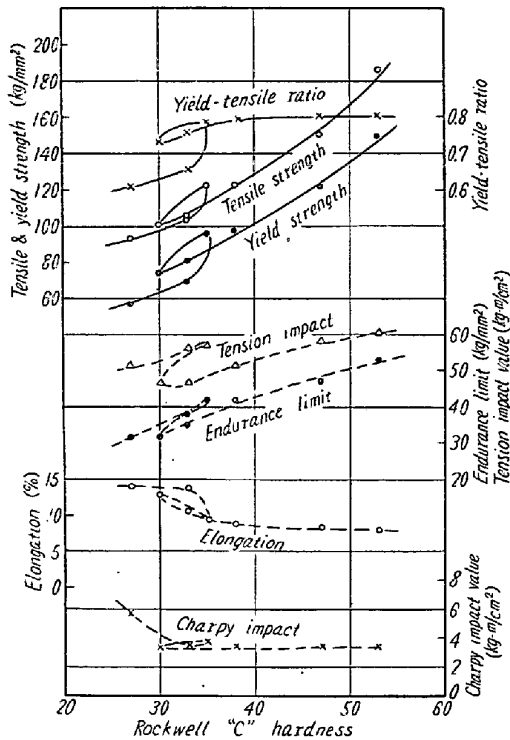


Fig. 5. Relationship between hardness and mechanical properties.

では高硬度部では大略一定であつても HRC 35 以下の部分ではかなり変動がありパーライトでは13%位になる。

断面収縮率ではパーライト組織がもちろん良好であるが、硬度などの変化ではパーライトに似た挙動を示していた 550°C 恒温変態生成物が最低の絞率を示し、変態温度が降下するにしたがつて Fig. 4 に示されているように断面収縮率も徐々に増大し下部ベイナイト域では大体一定値をとるようになり、結局上部ベイナイト組織が相対的に低いことになる。硬度との関連性はまったく系統的ではなく、恒温変態処理材の断面収縮率変化は変態生成物の組織にのみ密接な関連性が認められる。この点では硬度・引張強度などの変化と趣を異にしている。

U切欠シャルピー衝撃試験では Fig. 4 のように 300~600°C の間では殆んど変化がなく 650°C になると急激に衝撃抵抗が大となる。0.35% C の構造用鋼を恒温変態処理した時には、屢々この上部ベイナイト域で衝撃値の低下⁹⁾¹¹⁾¹³⁾が認められているが、この実験においては上部ベイナイト域での顕著な劣下は認められなかつた。

平行部直径 6mm φ の試験片を用いての引張衝撃試験の結果も Fig. 4 に示したが、この場合にはやはり上部ベイナイト域での値が低く、下部ベイナイト域では比較的良好な値を示している。これは衝撃荷重が軸方向に働くために引張強度も大いに関係することが考えられ、また衝撃抵抗値が曲げ衝撃値に比して高いことは軸に対して直角方向よりも軸方向の衝撃に対する抵抗力が非常に大きいことが原因である。硬度と比較した場合には Fig. 5 に示している様に低硬度域で直線より高値をとる。結局、この引張衝撃における値から靱性を論じるのは不適當である事が KENNEDY¹⁴⁾の結果からも知られる。

シエック式両振振り疲労の結果も Fig. 4 に変態温度による影響を示したが、試験片は 6mm φ に仕上研磨したものを使用した。疲労限は高硬度を有する材料ほど高いけれども、耐久比を考えた場合には HRC 50 以上ではこの値が 0.3 を下廻る。しかしその他の場合には 0.33~0.35 の値に落ち着き、引張強度と比例していることがわかる。疲労限に対しては初析フェライトが析出している場合には悪影響をおよぼす。一般にパネ鋼が使用されている場合、疲労限以下の応力での繰返し疲労を受けているが、この場合でも結晶歪を生じ、降伏点の変動、衝撃抵抗の軽減を生ずるものと考えられる。

IV. 結 言

(1) Mn-Cr 鋼の恒温変態曲線図では連続冷却にさいしてはベイナイト変態の比較的起りやすい形態をなしており、パーライト・ノーズは左側に寄つているために焼入性においては好都合である。

(2) Ms 点以下の 200°C 近傍の油浴中に急冷を行なつたさいには冷却能の低下によりオーステナイトの安定化現象が起こる。

(3) この鋼では恒温変態処理した試験片の機械的性質は上部ベイナイト域で異常変化を示す。

(4) 硬度と引張強度および疲労限の相互間ではほぼ比例関係を示す。降伏強度はベイナイト域では比例するがパーライト域では降伏比の劣下のため比例関係を保たない。衝撃値は低温での恒温変態でも好結果を示し顕著な差は認められない。断面収縮率は上部ベイナイト域では著しく低いが下部ベイナイトになるに従つて回復したパーライトは比較的好結果を示し組織敏感性を示す。

終りに臨み、御援助を賜つた三菱鋼材株式会社内山検査部長および御指導を戴いた当所河田第2部長に厚く感謝するしだいである。(昭和35年11月寄稿)

文 献

- 1) J. HOLLOMON et al: Trans. Amer. Soc. Metals, 38 (1947), 807~847
- 2) R. F. MEHL: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 159 (1948), 113~129
- 3) A. SCHRADER et al: Arch. Eisenhüttenw., 28 (1957), 461~468
- 4) 河井: 鉄と鋼, 39 (1953), 1159~1165
- 5) J. E. BOWER: J. Iron & Steel Inst., (U.K.) 183 (1956), 268~274
- 6) A. HULTGREN: Rev. Mét., 50 (1953), 847~867
- 7) E. G. RAMACHANDRON, C. DASARATHY: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 192 (1959), 268
- 8) G. DELBART, R. POTASZKIN: Rev. Mét., 43 (1946), 84~94
- 9) E. S. DAVENPORT: J. Metals, 9 (1957), 677~688
- 10) R. POTASZKIN, M. JASPART: Rev. Mét., 48 (1951), 314~327
- 11) R. POTASZKIN, K. BARAVI: Rev. Mét., 55 (1958), 345~363
- 12) A. R. TROIANO: Trans. Amer. Soc. Metals, 41 (1949), 1093~1112
- 13) 河井, 井上, 小川: 鉄と鋼, 39 (1953), 716~722
- 14) A. S. KENNEDY: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 188, (1958) 16~22