

Mn-Cr バネ鋼の焼戻性について*

上野 学**・内山 郁***・星野明彦***

Temperability of Mn-Cr Spring Steel.

Manabu UENO, Iku UCHIYAMA and Akihiko HOSHINO

Synopsis:

The temperability of the Mn-Cr spring steel, namely the behaviors of the carbide and the mechanical properties going through a process of tempering are studied in this report, and the results obtained are as follows:

(1) In the case when the tempering parameter $T(C+\log t)$ is introduced, the hardness is decreased linearly with tempering parameter up to 500°C .

(2) From measurement of X-ray line broadening, it is suggested that the hardness is dependent upon the lattice strain of ferrite.

(3) By the tempering above 500°C , the alloy elements such as Cr and Mn concentrate into the carbide phase; and there is a remarkable fall in the hardness that is caused by the removal of the alloy elements from the matrix ferrite. So, it is possible to conclude that the factors affecting on the hardness are the crystal strain of a matrix ferrite and also the content of alloy elements in the ferrite.

(4) The shapes of the carbide formed during tempering does not affect the hardness, but the ductility and the fatigue strength.

(5) The yield-tensile ratio takes a low value in the presence of an excessive lattice strain of ferrite; and, with rising of the tempering temperature, this value is increased gradually as a result of disappearance of strain.

However, it tends to be decreased by growth of carbide particles with further rising of tempering temperature. Consequently, it takes the maximum value at a temperature of $450\sim 500^{\circ}\text{C}$.

I. 緒 言

バネ鋼においては焼戻性を向上させ、またバネ特性を改良する目的で合金元素が添加されている。しかし、これらの添加された合金元素がバネ鋼の焼戻特性にいかなる影響を与えるかという問題は、いまだに明確でないので、本報告においては Mn-Cr バネ鋼の焼戻特性について研究を行なった。一般に合金元素がフェライト中、もしくは炭化物中のいずれかに固溶することにより機械的性質がかなり変化する¹⁾ので、Mn-Cr バネ鋼の焼戻過程における炭化物の分布および組成と機械的性質の挙動について追求した。このようにして得られた基礎的知見より、バネ鋼の本質を明確にし、品質良好なバネ鋼種を開発せんとするものである。

II. 実 験 方 法

1. 供試材

試材の化学成分を Table 1 に示す。

2. 焼戻曲線

Table 1. Chemical composition of material used.

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

上記成分の $10\times 10\times 5\text{mm}$ の試片を $850^{\circ}\text{C}\times 30\text{mn}$ のオーステナイト化後油焼入によつて焼戻硬度 HRC 63 とした後塩浴中で焼戻加熱を行なった。焼戻温度は $300\sim 700^{\circ}\text{C}$ の温度域で、 50°C 間隔とし、その温度で $1\sim 6,000\text{mn}(100\text{h})$ にわたつて焼戻を行なった。

3. 組織観察

上述のように焼戻された試片について 2% Nital で腐食後 carbon extraction replica 法により炭化物の電子顕微鏡観察を行なった。

4. 炭化物の電解分離

* 昭和36年4月本会講演大会にて発表

** 富士製鉄株式会社, 工博

*** 金属材料技術研究所

炭化物中の合金元素量および抽出炭化物の結晶構造を調べるために塩酸法²⁾によつて炭化物の電解分離を行なつた。電解水溶液は 0.2N HCl+5% citric acid を含み、電流密度：10mA/cm²、電解時間48時間である。

5. X線回折

電解分離炭化物の結晶構造を回転対陰極X線装置により Debye-Scherrer 法で調べるとともに自記記録X線回折装置により焼入焼戻試片のX線回折線の半価巾測定を α -Fe の (110) および (211) について行なつた。

いずれの場合にも Co の特性波長を使用した。

6. 機械的性質

300~700°C の温度域で9段階の各温度でそれぞれ1h の焼戻加熱後水冷した試験片について引張試験、衝撃試験および振り疲労試験等を行なつた。

引張試験片としては、 $d=7\text{mm } \phi$ の JIS 2号試験片を用いた。また降伏点は応力-歪曲線より 0.2% 伸びを示す応力でもつて表している。衝撃試験は 30 kg-m シャルピー試験機により、Uノッチ試験片で行い、また別に引張 衝撃試験 ($d=6\text{mm } \phi$) も行なつた。

振り疲労試験は $d=6\text{mm } \phi$ の平滑試験片についてシェンク式試験機により S-N 曲線を描きこれより各温度で焼戻を行なつた試験片の疲労限 (両振) を求めた。

を算出した結果 $C=20$ を得た。そこで新たに $T(20+\log t)$ 、ただし、 T : 焼戻温度(°K), t : 焼戻時間(mn), を函数として Fig. 2 に示した。Fig. 2 においては 300°C で短時間の焼戻および 550°C 以上の温度での焼戻の際には図中に破線で示した範囲内に硬度値が収まらず、とくに 550°C 以上の温度で長時間の焼戻処理が施された場合には硬度低下はいちじるしい。しかし、焼戻変数が 13,000~18,000 の範囲内にあるような温度および時間の焼戻では硬度と比例関係にある。この焼戻変数は拡散速度式より誘導された式であり $T(C+\log t) = Q/2.3 R = f(H)$ ⁴⁾ であるために Fig. 2 より活性化エネルギー Q の値を求めることが可能である。活性化エネルギー

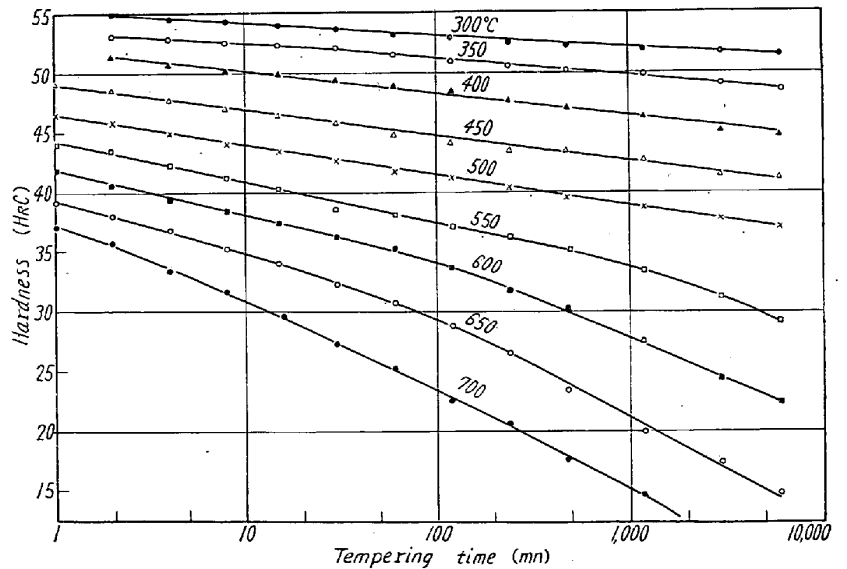


Fig. 1. The effect of the time and temperature of tempering on the hardness.

III. 実験結果および考察

1. 焼戻硬度曲線

焼入硬度 Hrc 63 の試片の焼戻を行なつた結果を Fig. 1 に示す。焼戻温度を一定として焼戻時間を変えた場合を考えると、焼戻温度 500°C までは硬度は時間の対数値 $\log t$ に従つて変化する。そのためこの場合には Hrc を $\log t$ の一次式で表わすことも可能となる。それ以上の温度で焼戻加熱を行なつた場合は長時間焼戻後には焼戻軟化が急速化し、温度上昇に伴つてこの軟化を始める位置は短時間側に移つてくる。いまこのような硬度変化を焼戻温度と焼戻時間とを組合せて一変数とした焼戻変数 (tempering parameter)³⁾⁴⁾ $T(C+\log t)$ を導入して硬度変化を再検討すべく Fig. 1 における Hrc=35~50 の範囲で焼戻恒数 (tempering constant) C

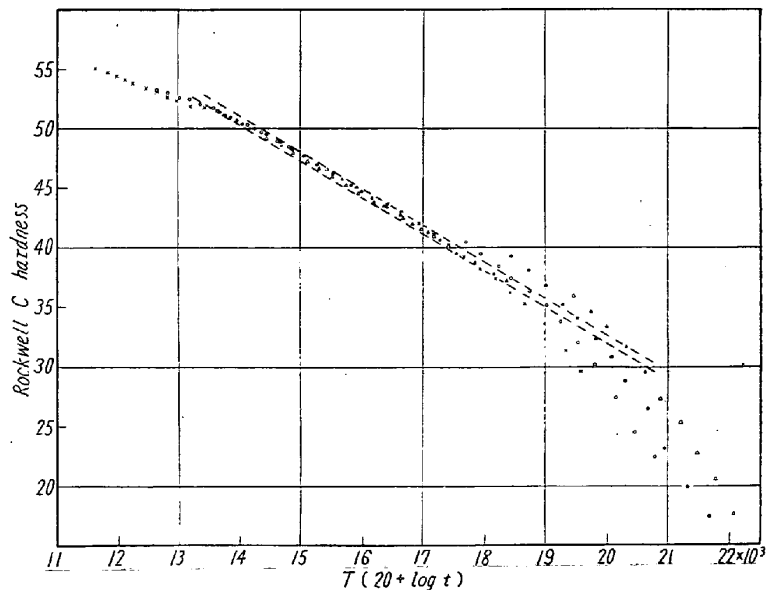


Fig. 2. Relation between the hardness and tempering parameter T : °K, t : mn

一のQ値は硬度値によつて変動するが Fig. 2 の直線部分からの算出では $Q=70,000 \text{ cal/g}\cdot\text{mol}$ 程度になり、この値は $\alpha\text{-Fe}$ の自己拡散エネルギーの値⁹⁾に相当する。従つて直線部分での硬度変化はフェライトの自己拡散を伴つた歪消失過程を示すと考えられるのである。

普通炭素鋼の焼戻曲線⁹⁾においては、硬度変化は常に焼戻時間の対数値に比例しており、この硬度変化はフェライトの格子歪消失、析出炭化物の凝集およびフェライトの再結晶等を伴う現象によるものである。したがつて Fig. 2 における焼戻変数が 19,000 を越える時の急速な軟化現象は普通炭素鋼の場合とことなつたなんらかの原因によつて起ると考えなくてはならない。

2. 組織変化

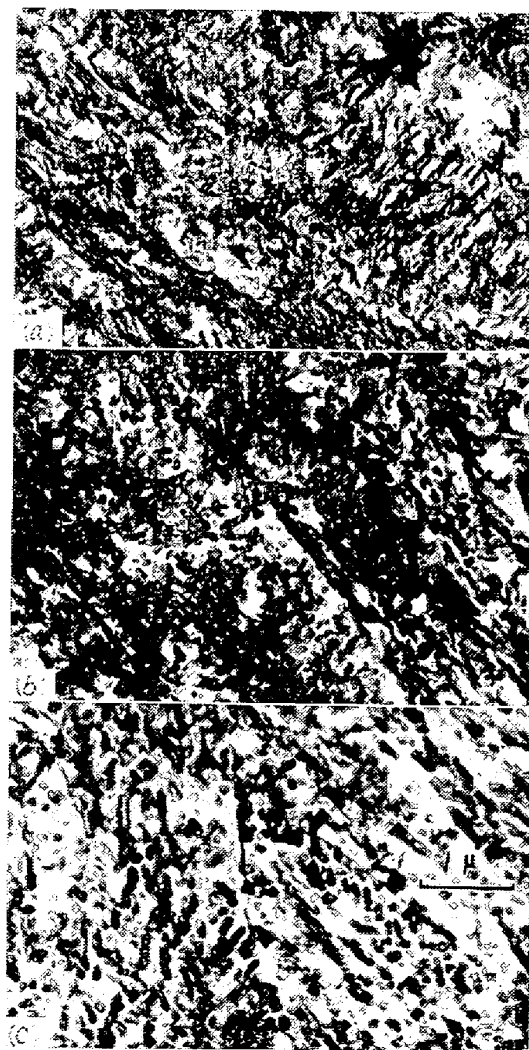
焼入状態においてはマルテンサイト組織であり、C原子は $\alpha\text{-Fe}$ 中に過飽和に侵入固溶した状態にあるので硬度も非常に高く HRC 63 を得るけれども、300°C で短時間の焼戻によつて HRC 55 位にまで瞬間的に降下する。このような焼戻の段階ではフェライト格子内のC原子を炭化物として格子外に排出させるために組織変化とそれに伴つた硬度などの変化が認められる。焼戻初期に析出する炭化物の構造および析出過程についてはいろいろの議論のなされているところである。300°C の焼戻においては Photo. 1 に示すように針状マルテンサイトの粒界と思われる個所に薄膜状炭化物 (carbide film)¹⁰⁾として析出するのであつて、このような低温度焼戻において析出する炭化物の分散状態は非常に不均一で主とし



(a) Two step replica. (b) carbon extraction replica.
Photo. 1. Electron micrograph. (300°C×1h)

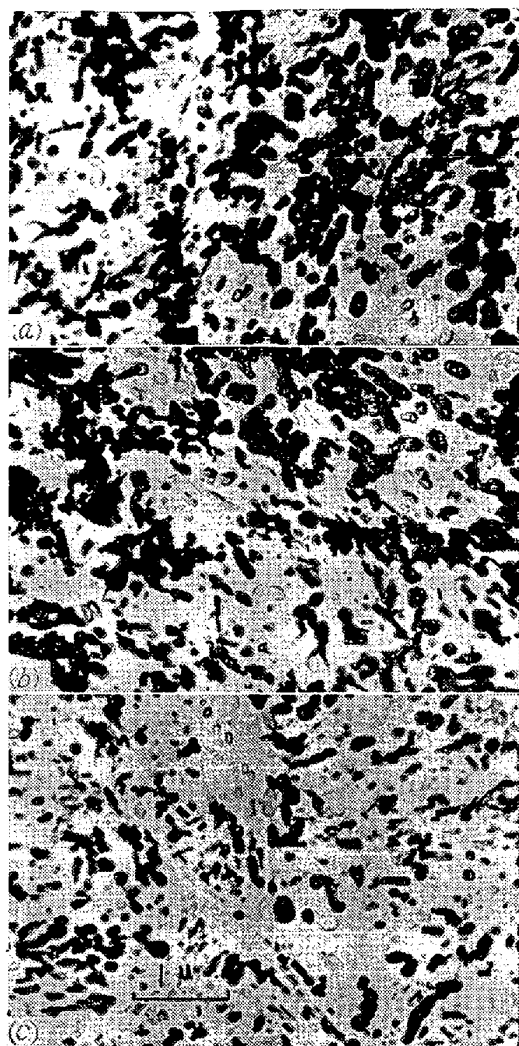
て粒界には認められるが、粒内にはあまり観察されていない。

Photo. 2(a) に 400°C×100h 焼戻処理した試片の carbon extraction replica 電子顕微鏡写真を示したが、Photo. 2(a)(b)における炭化物の析出より遙かに多い析出炭化物量を示し、析出炭化物は細長い形状を呈している。つぎにこの試片とほぼ同硬度値 (HRC 45) を示す、すなわち焼戻変数の同一の試片についての電子顕微鏡観察の結果は Photo. 2(b)(c) に示したが、焼戻温度が高くなり保持時間が短縮されると炭化物形状は細長いものより球形に移り換つている。これらは核生成および成長に基づくもので低温での成長では細長く発達する。硬度 HRC 35 の試片についての電子顕微鏡写真を Photo. 3(a)(b)(c) に示したけれども、この硬度域においては炭化物の形状および分布状態の差はほとんどなくほぼ球状化した比較的成长せる炭化物粒子が観察

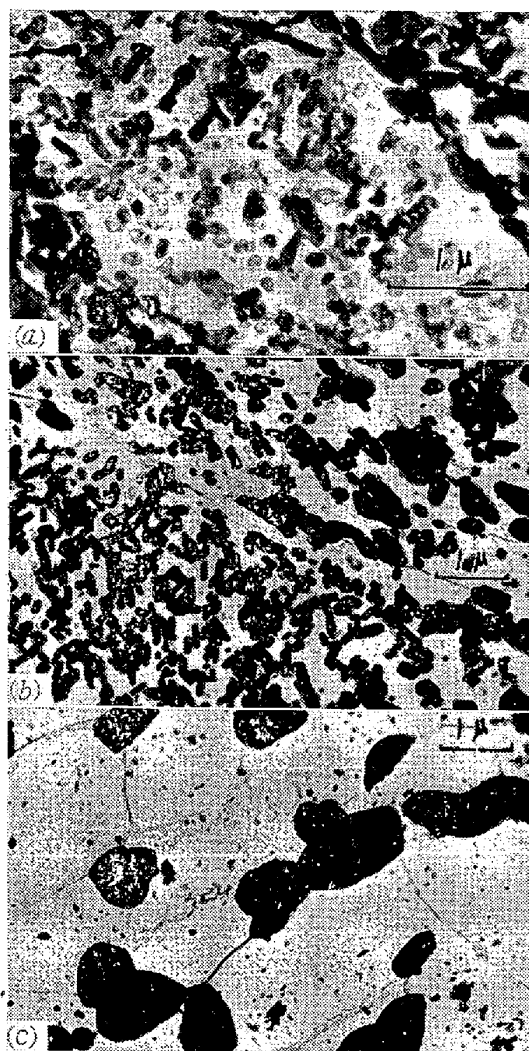


(a) 400°C×100h. (b) 450°C×1h. (c) 500°C×4mn.

Photo. 2. Electron micrograph of the specimens HRC 45.



(a) 550°C×8h. (b) 600°C×1h. (c) 650°C×8mn
Photo. 3. Electron micrograph of the specimens HRC 35.



(a) 550°C×1h. (b) 650°C×4h. (c) 700°C×100h.
Photo. 4. Electron micrograph.

される。

400°C以上の温度ではC原子以外の金属原子の拡散運動も始まり、さらに上昇すると炭化物の凝集も盛んとなる。Crのような元素は一般には炭化物の核生成を促進するが、C原子の拡散を抑制するので炭化物成長速度は比較的遅くなる。炭化物反応の進行は必ずしも一様に進行するのではなくて Photo. 4(a)からも明らかのように以前のマルテンサイト粒界、すなわち焼戻初期に細長い炭化物が析出したところの炭化物は比較的成長し次第に球状化せんとしている。また粒界析出した炭化物については焼戻反応進行に伴って一旦フェライト中に固溶するとも考えられるが、熱エネルギーによりその位置で表面張力の点で球状化していくと考えた方が妥当のようである。一方マルテンサイト粒内においては、いまだに球状化していない薄膜状の二次元型 (bi-dimensional) 炭化物の存在が認められる。Photo. 4(b)には焼

戻による炭化物反応のさらに進んだ状態が示されているが、マルテンサイト粒界の位置にフェライトの結晶粒界が現われ、この粒界に凝集成長した炭化物粒が存在する。また粒内にはその粒界炭化物よりも反応進行の遅れた微細炭化物が無数に析出し、この比較的小さな炭化物は常に粒界より離れたところのみ析出している。この炭化物反応の遅れているところの近傍においてはフェライト中にC原子もしくは他の合金元素 Cr, Mn が固溶し、その結果フェライトの再結晶反応を遅滞していると推測される。

Cを過飽和固溶したフェライト、すなわちマルテンサイトの粒界にしたがつてフェライト結晶粒界が現われるために初期に現われるフェライト粒は細長いけれども焼戻進行に伴って次第に球形となり Photo. 4(c)のようになる。また炭化物の方もこの顕微鏡写真から明らかのように凝集粗大化してフェライト粒界上に存在する。

前述のように炭化物反応の進行は一様ではなく、した

がつて局部的にフェライト格子歪もことなっているけれども、フェライトの平均格子歪を測定するため各温度で1h 焼戻加熱後の試片についてX線回折線の半価巾を調べた。この際使用した回折線は α -Feの(110)および

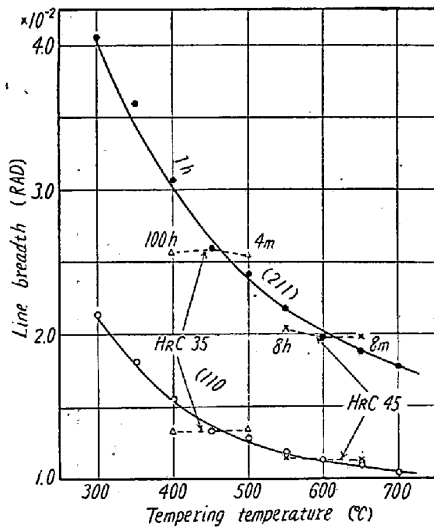


Fig. 3. X-ray line breadth versus tempering temperature.

フェライトの格子歪に基因すると考えられる。

また、フェライト α -Feの(110)の回折線近傍にはもちろん Fe_3C の回折線も現われるが α -Fe(110)に比して(103) Fe_3C の回折線は非常に弱く、したがって(110)の回折線の半価巾に影響すると考えられない。格子歪に基因する半価巾 $B_s = k4\epsilon \tan \theta^{9)}$ であり、線の拡がりは回折角に関係するので(211)の方が(110)から得られる値の2倍近くになっている。

Fig. 3において550°C付近までは格子歪は急速に低下し、C原子を結晶格子外に析出したことを意味するがそれ以上の温度での焼戻においては半価巾の変化は緩慢となってくる。

Photo. 2および3の電子顕微鏡組織観察に供したHRC 45とHRC 35のそれぞれの試片について同様に半価巾測定を行ない Fig. 3に付記したが、(211)回折線についてはHRC 45の試料ではともに 2.6×10^{-2} rad HRC 35については 2.0×10^{-2} rad位となり同硬度値を示す3試片の焼戻時間にはいちじるしく違いがあつたにも拘わらずこのように同一硬度値に焼戻された試片の半価巾が近似的にひとしい値を示していることは格子歪が硬度に大きく影響し、また密接な関係を有していることを意味する。

ASTON¹⁰⁾は焼戻時間の異なる同硬度値の試片について α -Feの(311)について半価巾測定を行い、同様に半価巾が等しくなることを示し、また同時に引張強度も

あまり差のないことを示しているが、ただ靱性値のみがいちじるしくことなることを報告している

3. 炭化物の電解分離

マトリックスと炭化物中での合金元素の分配を調べるため0.2N HCl+5% citric acid水溶液中で炭化物の電解分離を行なった結果を Fig. 4に示した。電解に際して得られた濾液中のFe, CrおよびMnの化学分析結果より $Cr/(Fe+Cr+Mn)$, $Mn/(Fe+Cr+Mn)$ を計算してマトリックス中、すなわちフェライト中のCrおよびMn含有量として Fig. 4に破線で示し、一方炭化物については残渣中のC, Fe, CrおよびMnの含有量を同じく化学分析によつて求め図中に実線で示した。

焼戻温度が低温の場合には Fig. 4から明らかなように炭化物中およびフェライト中の合金元素Cr, Mn含有量はオーステナイト母相の元素含有量にほぼひとしくC原子だけがフェライト中の移動ができ、置換固溶する合金元素の拡散は焼戻温度が450°Cに達するまではほとんど不可能で、したがってこの温度までは含有量は一定に保たれている。A. HULTGREN¹¹⁾によると、このような合金元素拡散開始前の炭化物をparacemantiteといいpara-équilibreな状態にあるといっているが、焼戻温度が450°Cを越えて高くなれば合金元素の拡散も次第に顕著に行われparaéquilibreよりorthoéquilibre

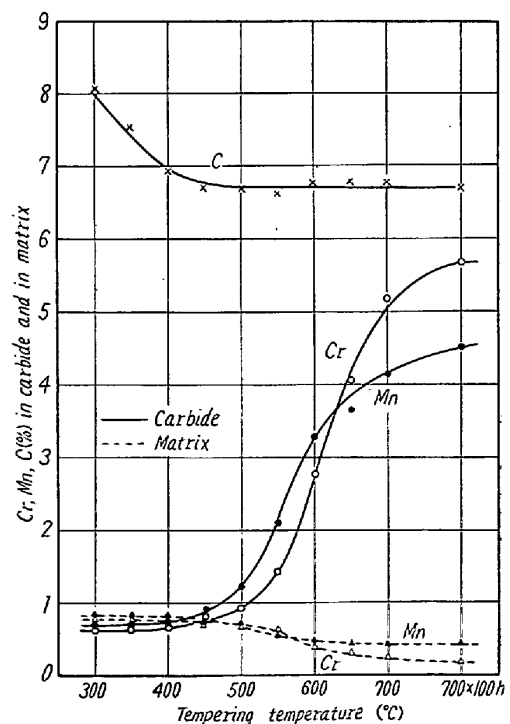


Fig. 4. Alloy element contents in the carbide and in the matrix.

bre に移らんとする。そして Cr および Mn. とともにフェライトより炭化物中へと拡散移動を行なっているのである。前述のように C 原子は低温でも侵入固溶により拡散を行い、Fig. 4 においては、300°C の低温焼戻における炭化物中の C 含有量は Fe_3C の化学当量より考えられる値より高く 8% を越えるけれども焼戻温度上昇に伴って、その値は Fe_3C の C 含有量 6.67% に近付くが、しかし最終的には 6.7~6.8 で一定値をとり理論よりはやや高目となる。炭化物粒が微細でしかも不安定であるような場合には分離炭化物が塩酸中での電解中に分解され、そして残渣中に C だけを残すため一般に C 含有量が高くなつてくると考えられる。Fig. 4 において、長時間焼戻後には炭化物中の合金元素含有量は一定値に近付くがこの平衡状態 (orthoéquilibre) では大部分の Cr, Mn がフェライトより逸出し炭化物中に固溶しているのが明らかである。この合金元素のフェライトよりの逸出は 550°C 以上では非常に急速となつており、硬度変化と密接な関係のある格子歪の変化がこの 550°C 以後では緩慢になることと考え合わせると硬度変化はむしろこの温度以上では急速に低下する傾向があるので合金元素の炭化物中への濃集¹⁾は格子歪とともに硬度に影響することが明らかである²⁾。

さて paracementite および paraferrite 中における Cr, Mn 含有量はほぼひとしいものであつたにも拘わらず、拡散開始後においては Mn の炭化物中への濃集速度の方が Cr よりも大であり、これはフェライト中の合金元素含有量変化にも対応している。しかし最終的には図より明らかなように Cr の方が炭化物中への濃縮度は大であるため含有量は多くなり、一方フェライト中では Cr が Mn より低くなる。この濃縮度は各元素についてすでに報告¹¹⁾¹²⁾されており、Cr のそれは 28, Mn は 11 位であつて Fig. 4 より 700°C × 100 h 焼戻における両元素の炭化物中の含有量とフェライト中のそれとの比を求めると一致した値を示し orthoéquilibre に達していることを示している。この初期においての Mn の濃集の速い理由として同じ炭化物形成元素であつても濃集置換機構がことなる¹³⁾のであり A. MICHEL¹⁴⁾ の Fe_3C 結晶格子内での原子結合から説明できる。いま Fe_3C について考えると一個の C 原子には 3 Fe 原子が結合するが、この C-Fe 原子間隔は一様でなく測定によると 1.91 Å と 2.06 Å である。Mn が Fe_3C 中の Fe 原子と置換固溶する時 Fe_3C 中での Mn 固溶限は相当大で Fe_3C の分解を認められぬためにいずれの Fe 原子とも置換するものと考えられる。しかし Cr に関しては Fe_3C 中へ

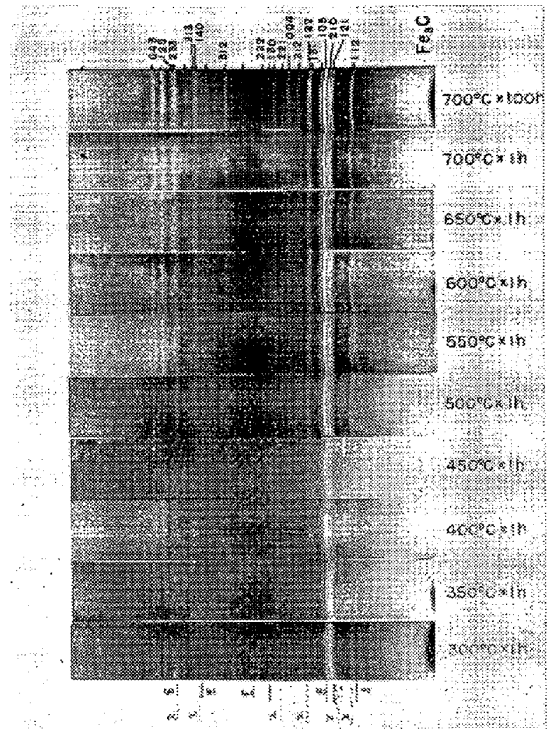


Photo. 5. X-ray diffraction of the carbides isolated.

の固溶限が 20%¹³⁾¹⁵⁾であり、したがつて原子比 Cr/Fe = 0.3¹⁵⁾となることより C-Fe 原子間隔の最短の 1.91 Å の格子点にのみ置換固溶するので、その格子点の確率より考えて Mn の 1/3 となり、その結果としてこのような現象が生じると推測される。

なお、炭化物中の Cr, Mn 含有量は分離炭化物の平均値が示されているのであつて、炭化物反応が必ずしも一様に進行していないことから個々の炭化物中での合金元素量には相当の相違が生じていると思われる。

焼戻時におけるマルテンサイト組織から焼戻処理により炭化物を析出し、それがあつた段階で Fe_3C となり斜方晶結晶構造を有することは周知であるがその段階で遷移炭化物の存在が報告されており、 ϵ あるいは χ 炭化物がそれである。これら炭化物の化学式は Fe_{2-3}C で示され、そのため Fe_3C の C 含有量 6.67% より高くなると考えられる。Photo. 5 においては Fig. 4 の炭化物の化学分析に供した炭化物の焼戻温度による結晶構造変化を示す。700°C × 100 h 焼戻による orthocementite は完全なる Fe_3C 構造であり、またその炭化物粒もやや粗大であるので回折線は鮮鋭である。しかし焼戻温度が低下するにしたがつて回折線の相対強度には異常はないが鮮鋭度は低下し粒の微細化を暗示する。そして 450°C 以下の焼戻で得られる炭化物では相対強度がことなつてくるのであり、一般に Fe_3C の (h·k·l) の方が (h·k·o)

の回折強度に比して消失し易いようで、この原因は JACK¹⁶⁾ や MARION, FAIVRE¹⁷⁾ によると Photo. 4 (a) の粒内にも示したような二次元的炭化物によるものであることを指摘している。回折線の広がりや強度比の不一致は粒の微細であること以外に低温焼戻で得られる炭化物の不完全性¹⁷⁾にもよりそれで Fe₃C 中の C 量が高いことも推察される。Photo. 5 で遷移炭化物、ε および λ 炭化物の回折線果して一致するか否かを試みたが、本来遷移炭化物の回折線は Fe₃C に類似しているが、特有の ε あるいは λ 回折線が観察されず一致を欠くために、二次元的炭化物もしくは Fe₃C の不完全性により強度比などが生じ結果的には Fe₃C と考えて差支えないと考えられる。

4. 機械的性質

Fig. 5 に焼戻温度が機械的性質におよぼす影響について図示したが、この低 Cr 鋼においては二次硬化は起らない。そして 1 h の焼戻では硬度は温度に対して直線的であるが 600°C 以上では下り気味となる。硬度と機械的諸性質との相互関係を示したのが Fig. 6 である。引張強度は降伏強度とともに硬度に伴って変化するけれども高硬度域になるにしたがつて両者の開きは大きくなる。これら強度は格子歪によつて与えられているほかに合金元素によつても与えられており、とくに Cr や Mn のような元素はフェライト中に固溶することによりいちじるしく強度を増大させるのであり、Mn に関してはフェライト中の Mn 固溶量と硬度とは比例するとされ、したがって引張強度も同傾向となり、炭化物中への拡散は強度低下を惹起する。引張強度と降伏強度との比、降伏比は焼入・焼戻の場合には 85~92% の値が得られているが、格子歪の大きい時には低下し、温度上昇による格子内よりの C 原子排出に伴つて降伏比は増加する。さらに温度が上昇すると析出炭化物粒の凝集、フェライトの再結晶および合金元素の逸出により降伏比は低下する。結局 450~500°C での焼戻により 92% の降伏比が得られたが、E. HERZOG¹⁸⁾ によると低炭素合金鋼でも降伏比を増大させるには炭化物を微細分散させるのが有効であると述べているが、Mn-Cr バネ鋼においても 450~500°C では炭化物は微細分布した状態である。炭化物が凝集すれば試験片の変形抵抗を減じるので塑性変形を起しやすくし、そのために降伏比低下を誘発する。また一方では微量の格子歪の存在は降伏比には好結果をもたらすものと考えられる。破断時の伸びおよび断面収縮率は Fig. 5 に示されているように、300°C 焼戻においては脆性を示しており、焼戻温度の上昇に伴つて回復

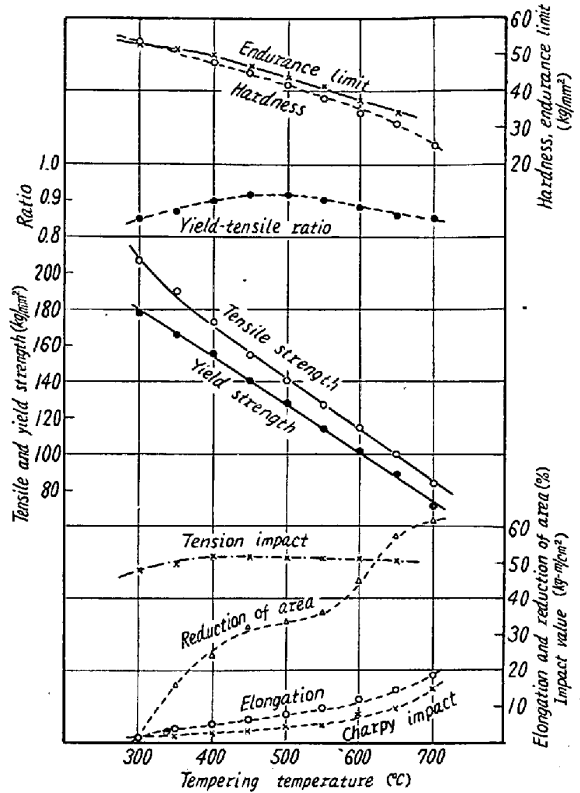


Fig. 5. Change of the mechanical properties with tempering temperature.

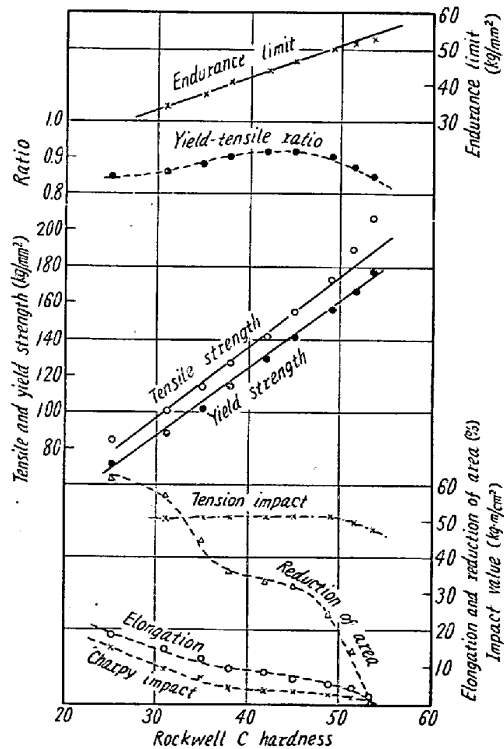


Fig. 6. Relation between the hardness and the other mechanical properties.

するが、この変化は格子歪と析出炭化物に相応して起る。Uノッチ衝撃試験の結果は伸びと同様な変化を示

し、低温焼戻では一般に靱性改良は望めない。焼戻鋼では 300°C 近傍の温度は第一次焼戻脆性域に相当しており、かえつて 200°C での焼戻で得られる靱性値より低下し、焼入状態の値に近くなることが知られている¹⁹⁾。このような現象はマルテンサイト粒界の薄状炭化物析出に左右される。GROSSMANN²⁰⁾によるとこの温度付近の焼戻により cohesive strength と yield strength との差が最小となりしたがつて破断にいたるまでの塑性変形域の狭くなることを示している。そして炭化物の析出が cohesive strength を急激に低下させるので結局脆性を起させると報告している。

焼戻が進行すると脆性を起す原因である格子歪の減少および析出炭化物の形状変化などによつて靱性値は回復する。軸方向に衝撃荷重を作用させる引張衝撃試験の結果を Fig. 5, 6 に示したが、この場合焼戻温度の効果も衝撃抵抗値にはあまり現われておらず、ただ 400°C 以下の焼戻ではわずかながら低下しているが一定と見なし差支えないほどである。また、この引張衝撃で得られた値は U ノッチ曲げ衝撃のものより高いことは切欠部のないことや遷移温度が低温側によつていること以外に衝撃荷重が軸方向に作用することである。このように軸方向に作用するので、引張強度の影響もおよんでおり、結局引張衝撃値の変化は引張強度と U ノッチ衝撃値の相反する性質の平均化された値を示している。低温側において引張衝撃値が低下していることは U ノッチ衝撃の影響の方が大きいと考えられる。

シェンク式疲労試験によつて得た疲労限を Fig. 5, 6 に示した。この図によると硬度および引張強度と同様な変化を示しておるが焼戻温度が 400°C 以下の場合には疲労限は硬度上昇に伴つて増加せず劣下してくる。しかしそれ以外の時には比例関係を保っている。Fig. 5 の引張強度値と疲労限の値から比を求めればその耐久比 (endurance ratio) は 400°C 以上の焼戻では 30% 程度となるが、300°C の場合には 25% にまで耐久比が低下する。このような時には破断面は脆性破面を呈しており、非常に大きな格子歪のために疲労限が低下したと考えられる以外にマルテンサイト粒界に析出した薄膜状炭化物が振り疲労においては亀裂発生起点となり得ることも想像される。要するに疲労現象では不均一組織・炭化物形状および格子歪というような因子が幾分悪影響を持つと思われる。

IV. 結 果

(1) 焼戻における硬度変化は 500°C までは T(20

+log t) に比例して減少する。しかし 550°C 以上では軟化が急速になる。

(2) 回折線半価巾測定より HRC 35 以上の硬度域での硬度変化は格子歪が支配的因子である。

(3) 500°C 以上の焼戻により合金元素 Cr, Mn が炭化物中への濃集を始め、フェライト中の含有量減少に伴つて硬度はいちじるしく低下する。結局硬度に寄与する因子は格子歪で、HRC 35 以下ではフェライトの合金元素含有量が支配的となつてくる。

(4) 焼戻によつて得られた炭化物の形状は硬度などには影響はないが、靱性および疲労限には影響する。

(5) 降伏比は格子歪が過大であると低下するが、焼戻進行による歪消失の結果上昇する。しかしここに焼戻温度が上昇すると析出炭化物の凝集の結果低下を招くため結局 450~500°C での焼戻により最良値が得られる。

(昭和 36 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) L. BÄCKER, R. BIGOT, E. HERZOG: *Mém. Scient., Rev. Mét.*, 58 (1961), 11~25
- 2) 佐藤, 金子, 西沢: *日本金属学会誌*, 19 (1955), 336~340
- 3) J. H. HOLLOWAY, L. D. JAFFE: *Trans. Met. Soc. Amer., Inst. Min., Met. & Pet. Eng.*, 162 (1945), 223~249
- 4) K. W. ANDREWS: *Precipitation in Steel*, (1959), 292~294
- 5) W. SEITH: *Diffusion in Metallen* (1955), 56~59
- 6) E. D. HYAM, J. NUTTING: *J. Iron & Steel Inst., (U.K.)*, 184 (1956), 148~165
- 7) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING, J. GASTON: *J. Iron & Steel Inst., (U.K.)*, 196 (1960), 66~81
- 8) S. T. ROSS, R. P. SERNAKA, W. E. JOMINY: *Trans. Amer. Soc. Metal*, 50 (1958), 163~183
- 9) F. E. WERNER, B. L. AVERBACH, M. COHEN: *Trans. Amer. Soc. Metal*, 49 (1957), 823~841
- 10) E. ASTON: *J. Iron & Steel Inst., (U.K.)* 192 (1959), 377~382
- 11) A. HULTGREN: *Rev. Mét.*, 50 (1953), 847~867
- 12) 佐藤, 西沢: *日本金属学会誌*, 19 (1955), 385~389
- 13) L. BÄCKER, R. BIGOT, E. HERZOG: *Comptes Rendus*, 251 (1960), 1388~1390
- 14) A. MICHEL: *Comptes Rendus*, 248 (1959), 1528~1530
- 15) L. BÄCKER, R. BIGOT, E. HERZOG: *Mém. scient., Rev. Mét.*, 57 (1960), 527~534

- 16) K. H. JACK: J. Iron & Steel Inst., (U.K.) 169 (1951), 26~36
 17) F. MARION, R. FAIVRE: Rev. Mét., 55 (1958) 459~469
 18) E. HERZOG: Rev. Mét., 54 (1957), 23~56
 19) G. DELBART, F. MARATRAY: Rev. Mét., 53 884~896
 20) M. A. GROSSMANN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., (1946), Tech. Pub. No. 2020

高 Cr-Ni オーステナイト鋼の高温変形能*

(高 Cr-Ni オーステナイト鋼の研究—I)

塚本富士夫**・鈴木 隆志**

Hot-Twist Ductility of High Cr-Ni Austenitic Steels.

(Study on high Cr-Ni austenitic steels—I)

Fujio TSUKAMOTO and Takashi SUZUKI

Synopsis:

The "hot-twist ductility" of highly alloyed austenitic steels such as AISI type 309, 310 and 330 was studied. Effects of alloying elements, melting practices, and grain size of these steels on the "hot-twist value" at testing temperatures ranging from 1,000 to 1,300°C were mainly investigated by torsion testing at a rate of 200 rpm.

Fully austenitic specimens showed twist value curves of a convex type at testing temperatures, while two-phase specimens had much lower twist values than the former, nearly constant through all testing temperatures. With the former specimens, a transcrystalline fracture was observed at temperatures lower than that showing maximum twist value, while an intercrystalline fracture was shown at temperatures higher than that.

In the case of type 310 steel, the higher the carbon content of specimen, the lower was its twist value. On the other hand, the maximum twist value was obtained with 0.2% C specimen in the case of type 309 steel. This difference was attributed to the fact that the ductility of these steels depended upon the stability of austenitic structure.

Besides, effects of Si, Ni, Cr, N and Nb contents on twist value were explained. Comparing vacuum-melted with air-melted specimens, the effect of melting atmosphere was not so clear than that of alloying elements. Addition of small quantity of Al improved hot-twist ductility, while addition of large amount of Al as well as B up to 0.01% in the form of Fe-B much impaired ductility.

In the case of high-C steels, the increase of annealing temperature which resulted in grain-coarsening decreased the hot-twist value owing to the increase of solubility of C atoms, while no change of the hot-twist value were observed with very low-C steels. Therefore, it was concluded that grain size itself did not affect the hot ductility.

I. 緒 言

一般にステンレス鋼の熱間加工性は炭素鋼あるいは低合金鋼に比べて劣っているが特に高 Cr-高 Ni の耐熱オーステナイトステンレス鋼においてこの傾向がいちじるしく、鍛造、圧延などの熱間加工において不良を生じやすいことはよく知られている。

ステンレス鋼の熱間加工性にはいろいろの因子が影響するが特に変形抵抗が大きいことと、変形能が悪いことが重要な問題であつて、含有元素量、金属組織、微量不純物などの量およびその均一性がこれに影響をおよぼしていると考えられる。

変形抵抗はもちろん材質、温度、変形速度、加工度などによって支配されるが、高合金オーステナイト鋼は加工に要する力が大きく、変形抵抗が大であることはよく知られている。ステンレス鋼の高温変形能に影響する冶金学的因子としては成分的な面と材質的な面の二つが考えられ、前者に対しては成分バランスにより高温でフェライトを生じ二相組織を呈するものが変形能を阻害し、後者に対しては鋼中の O₂ 量が高いほど加工性が悪く、Al, Ti, Ca などの脱酸剤および稀土類元素の

* 昭和 36 年 4 月本会講演大会にて発表

** 日本金属工業