

## (3) W 添加の場合

焼入温度の影響については Mo, Cb と同様の結論となるが、この場合は添加元素を 1.74% まで増加してもクリープ強さは添加量に比例して大きくなっている。

## (4) V 添加の場合

V は焼入温度の上昇によりクリープ強さの改善の効果が特に著しい。従つて V を含有するものは完全にその炭化物を固溶させるような熱処理を行わなければならない。

## (5) Ti 添加の場合

Ti を添加したものは焼入温度の低い B 熱処理ではクリープ強さが良くなるが、本実験に用いた添加量では特に有効な元素とは考えられない。

また Ti を 0.35% 添加したものは A 熱処理において 200h 頃から急激にクリープ速度が上昇し、250h 頃からややクリープ速度が減少している。これと同じ現象は 2 回焼入 ( $1150^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h} \rightarrow \text{A.C.}$   $1060^{\circ}\text{C} \times \frac{1}{2}\text{h} \rightarrow \text{O.Q.}$   $680^{\circ}\text{C} \times 1\text{h} \rightarrow \text{A.C.}$ ) を行つたものにも 160h 頃からおこる。この現象は一般に焼入温度が高くなるにつれ長時間側に移動する傾向にある。

## V. 結 言

以上の実験結果から次の諸点が結論される。

(1) 焼入温度の高いものは (熱処理 A) 焼入温度の低いもの (熱処理 B) に比較して、クリープ歪みが一般に小さい。

(2) Ti, V 等を加えた場合、焼入温度が低いと、多量の未溶解炭化物のため 12% Cr 鋼に比しかえつてクリープしやすくなることが認められる。即ち合金元素の影響は焼入温度において、オーステナイトに炭化物等が固溶するときに最も有効で未溶解炭化物が残り、またはフェライトが生ずる等の因子によつて悪影響を受けるものと考えられる。

(3) Mo, W を単独に添加した場合、添加量の増加に応じて大体クリープに対し、良好な結果を示している。

(4) Cb を単独に増加した場合添加量が増加してもクリープ強さはあまり向上しない。これは次報に述べる如く  $\delta$  フェライトの生成したためと思われる。若し成分熱処理を適当に選んで焼入温度において単一  $\gamma$  相となる如き状態を保ち得たならばクリープ強さの増大には、一層明瞭な影響を示すことができるものと考えられる。

(5) Ti を 0.36% 添加したものはクリープ速度の急激に上昇する点があり焼入温度が高くなるにつれ、長

時間側に移動する。

本研究は主として通産省鉦工業研究補助金によつたものであり、この補助金を受けてクリープ試験機の製造に当られた三菱日本重工業横浜造船所並びに試料の製造に特別の援助をあたえられた日立製作所安来工場に深く感謝する次第である。

## (44) 12% Cr 系耐熱鋼のクリープ強度及び組織の関係

(Relation between Creep Strength-hardness and Microstructure of 12 Percent Chromium Heat Resisting-Steels)

Toshio Fujita, et alii

東大講師 ○藤 田 利 夫  
商船大学助教授 竹 村 数 男  
東大大学院学生 清 水 貞 一

## I. 緒 言

前報のクリープ試験と同じ条件で 500h の焼戻を行いその硬度変化および顕微鏡組織を調べた。これは 12% Cr 系耐熱鋼のクリープ速度と焼戻硬度の変化と何等かの関係があるか、また焼戻後の硬度がクリープ歪と或る一定の関係があるか否かを見出すために行つたものである。

## II. 実 験 方 法

クリープ試験に使用した 30mm $\phi$  の棒材を 10mm 角の棒に鍛造し、これから 10 $\times$ 10 $\times$ 10mm の試料を作つた。

この試料につき前報の A 熱処理および B 熱処理を行つたのち 620 $^{\circ}\text{C}$  (クリープ試験温度) で 5, 10, 25, 50, 100, 200, 300, 500h 焼戻を行い硬度の変化をしらべた。

一方熱処理後の組織は塩化第二鉄の塩酸溶液 (FeCl<sub>2</sub> 10gr 濃 HCl 30cc 水 120cc) で腐蝕し、熱処理、添加元素の影響を調べた。

## III. 実 験 結 果

## (1) 焼戻硬度の変化

上述の試料を 620 $^{\circ}\text{C}$  で 500h 焼戻した時の硬度変化を Fig. 1, Fig. 2 に示す。Fig. 1 は A 熱処理の場合を示し、Fig. 2 は B 熱処理の場合を示す。

これから 500h の焼戻前後の硬度は焼入温度が高い

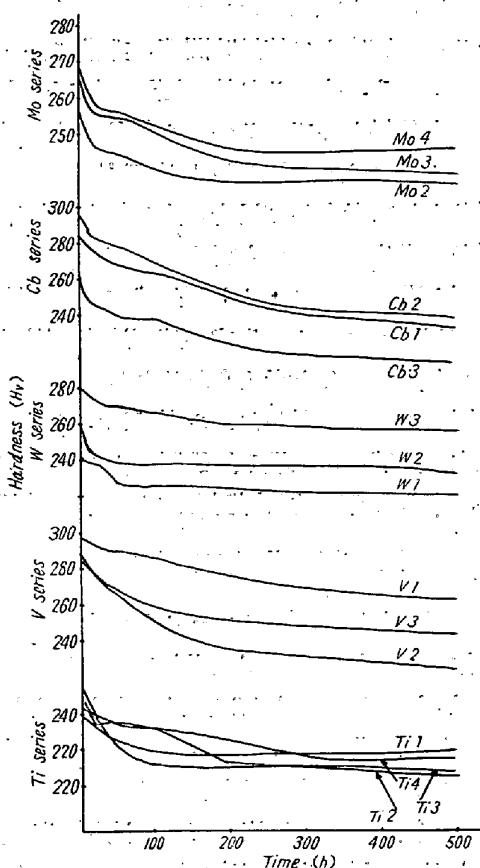


Fig. 1. Relation between tempering time and hardness (Heat treatment A)

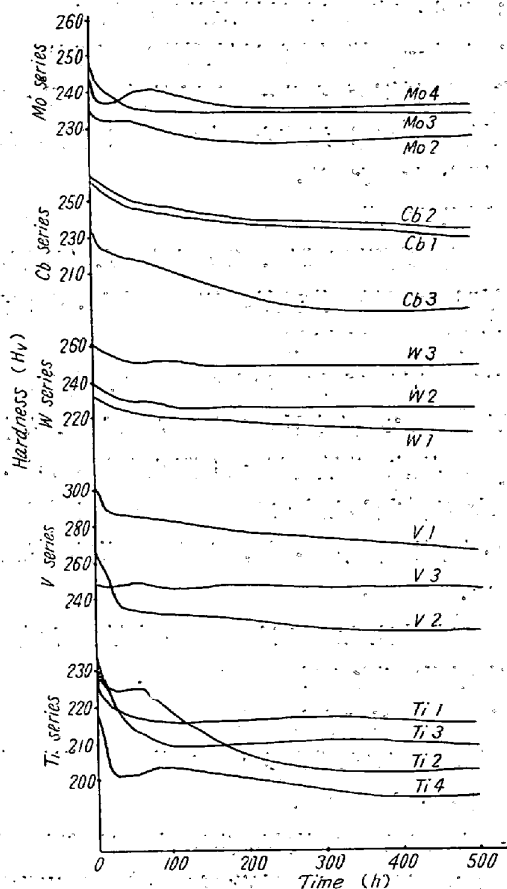


Fig. 2. Relation between tempering time and hardness (Heat treatment B)

(1150°C) A熱処理の方が、焼入温度の低い(1000°C) B熱処理よりかなり大きい。

前報に述べた如く A熱処理では B熱処理よりクリープ歪が小さい傾向を有していることがわかる。

また焼戻前の硬度が高いもの程および焼戻中に硬度の減少が小さいもの程、一般にクリープ歪が小さい。

焼戻中において硬度が急激に減少する点ではクリープ速度もかなり変化している。例えば Cb-3 の試料の B熱処理では 100h 頃から硬度が急激に減少し始めているがクリープ曲線の方においても 150h 頃からクリープ速度が大きくなっている。このことから長時間クリープ試験を行わずとも長時間の焼戻硬度の変化を測定しても同一系統の材料に対してはクリープ速度の大小を或る程度予測し得ることがわかる。

(2) クリープ歪と焼戻硬度の関係

4 kg/mm<sup>2</sup>, 620°C, 500h のクリープ歪と 500h の焼戻硬度との曲線を Fig. 3-a に示す。これは熱処理 A の場合である。(熱処理 B は省略)

これによると Cb を 1.39% 添加したものは硬度が低いにもかかわらず、クリープ歪は小さいが他のものは

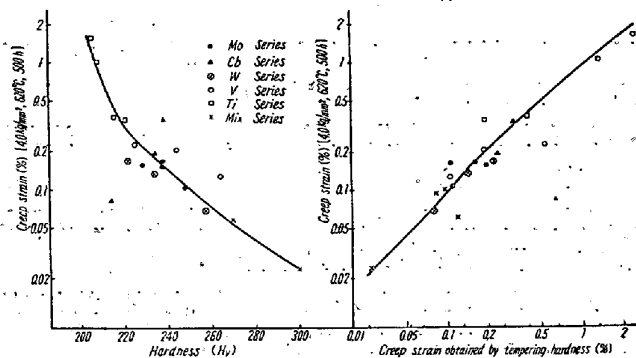


Fig. 3.-a

Fig. 3.-b

Fig. 3.-a Relation between creep strain and tempering hardness.

Fig. 3.-b Relation between creep strain and creep strain obtained by tempering hardness.

大体焼戻硬度が高いものは、クリープ歪が小さいことがわかる。

この場合(熱処理 A)のクリープ歪は次式の如き硬度変化の割合で大体推定できる。

$$\text{クリープ歪}(\Sigma) = \frac{Hb - Ha}{Ha - 200} \times 100(\mu)$$

Hb: クリー前 (または焼戻前) の硬度

Ha: クリー後 (または焼戻後) の硬度

この式から計算したクリー歪と実際のクリー歪とは両対数軸のグラフに示すと Fig. 3-b に示すとく大体直線関係を保っている。

(3) 顕微鏡組織

12% Cr 鋼に単独に Mo, Cb, W, V, Ti 等を最も多量に添加した試料の代表的な組織を Fig. 4 に示す。(紙面の都合により図省略)

熱処理は A 熱処理を行つたものである。即ち、

(i) Mo を 1.25% 添加することにより、焼戻による炭化物の球状化と凝集がかなり阻止されている。

(ii) Cb を添加したものは δ フェライトを生ずるため、かなり硬度は低下するが、クリープ強さはそれ程悪くならない。

(iii) W を添加したものは Mo を添加したものと大体同様に炭化物の凝集を遅らせている。

(iv) Ti を添加すると Cb と同じく δ フェライトが出で硬度を低下させるがクリープ強さを著しく減少せしめる点は Cb と異なる。

(v) 一般にクリープ強さの良いものは試験温度でマルテンサイトの焼戻による変化がおそく、析出物が微細である。

IV. 結 言

以上の実験結果から 12% Cr 系耐熱鋼については次の諸点が結論される。

(1) 焼戻硬度の軟化が著しいものはクリープ速度もそれに応じて大きい。

逆に焼戻後の硬度 (またはクリープ後の硬度) が大きいものは一般にクリープ強さは大きい。

(2) クリープ歪はクリープ試験中の硬度の減少に比例し、クリープ後の硬度に逆比例する。

(3) 顕微鏡組織からは、マルテンサイトの焼戻による変化がおそく、かつ、析出物が微細であるもの程良好な抗クリープ性を示す。

(45) チル現象に就いて

(On Chilling Action of Cast Iron)

Kokichi Otani.

大谷重工業 K. K. 羽田工場 工 大 谷 孝 吉

I. 緒 言

鑄鉄のチル現象を左右する因子は、Si, C の如き添加

元素をはじめ、注入温度、チラーの温度、チラーの厚さおよびチラーと熔湯との接触時間等、非常に多いことは周知の通りである。今、これ等の因子を総て一定範囲内にあることを前提として、このチル現象をその言葉の示す通り (チルは“冷氣”とか“寒気”の意) 単なる熱移換現象として考察した場合、次の如き条件下においてチル現象が発生するものと言えるのであろう。即ち、鑄鉄の凝固の際、グラファイトが生成する温度範囲の冷却伝達速度がグラファイト生成の適正速度の限界を超える時にチルが発生すると考えられるわけである。

この見解に立つて検討したチル現象について、まず熱伝導の数式を誘導し、一般の鑄鉄製チルドロールのチル実験結果に添えて理論的な解明を試み、ここに報告する。

II. 凝固曲線の理論式

鑄鉄の凝固に際して、グラファイトの発生する温度範囲は、大体 1,200°C~800°C の間にあつて、この温度帯の冷却伝達速度は、どんなに急速に進んだとしても、鑄鉄の凝固速度に先行することはないわけで、常に凝固帯に対応して、この温度帯は進行するものである。

今、凝固曲線を求めるに当つてまず液体の凝固に例をとり、湖水面を寒風が吹いて氷の層が漸増する場合を考える時、氷結層の厚さを  $x$ 、氷結に要する時間を  $t$  とすれば、Neumann\* の解明により  $x = K\sqrt{t}$  なる式が成立する。(この場合、 $K$  は常数)

従つて、熱を奪う寒風に相当するものをチラーとし、湖水に相当する熔鉄を無限な Plane として考えた場合

$$t = \frac{1}{K^2} x^2 \dots\dots\dots (1)$$

なる式が成立する。

この場合、 $t$  は凝固に要する時間、 $x$  は凝固層の厚さにして  $K$  は常数である。

次に Cylinder の場合の凝固曲線式を求めるために、一応 Plane の凝固曲線式にヒントを採り、複雑な熱の放散条件を考慮して誘導すると、

$$t = \frac{1}{4r^2 K^2} (2rx - x^2)^2 \dots\dots\dots (2)$$

なる式が成立する。(ここには式の誘導段階を略す)

同様にして Sphere の凝固曲線式も、次の如く表示する事ができる。

$$t = \frac{1}{9r^4 K^2} (3r^2 x - 3rx^2 + x^3)^2 \dots\dots\dots (3)$$

\* L. R. Ingersoll & A. J. Jobell: Heat Conduction with Engineering and Geological Applications, p. 190~191 (Formation of Ice).