

彼らは坩堝に用いた石灰中の未焼成の CaCO_3 の分解等より生ずる CO_2 が湯を酸化して初期には脱硫が進むが次第に脱硫は進まなくなり復硫を起し、充分焼成した石灰坩堝ではこのような復硫は見られなかつたと述べた。そして彼らの脱硫後の熔鋼中の酸素、硫黄の量は本実験のものとはほとんど同程度であつた。ゆえに若し完全に還元性または中性の雰囲気にて石灰による脱硫を行うならば、真の CaO による脱硫速度が求められるであろう。熔鋼中の酸素量を充分低い値に抑えうるならば CaO にも充分なる脱硫が行いうる。またカーバイドは非常に強い脱硫剤にて、短時間の脱硫に用いうる。そしてこれらの結果は熔鋼の硫黄調節の一方法として炉外脱硫とか電弧炉の誘導攪拌を利用して可能ではなからうかと考える。

IV. 結 言

低炭素の熔鋼と石灰またはカーバイド粉とを接触反応せしめ、脱硫の速度、脱硫限度を調べた。

(1) 熔鋼を Al で脱酸し、 CaO または CaC_2 粉を 2~3% 撒布し、30~40 分間反応せしめ、その間 5~10 分毎に分析試料を採取した。

(2) CaO による場合は初期には脱硫が進むが次第に熔鋼中の $[\text{O}]$ が増してくると復硫が起る。

(3) C , Si の添加せられた熔鋼は $[\text{O}]$ を低く保ちうるので復硫はほとんど起らない。しかし 0.006% $[\text{S}]$

が脱硫の限度のようである。

(4) CaC_2 を加えると多少加炭する (0.07% C/h)。しかし熔鋼中の $[\text{O}]$ が高くとも脱硫は起つているが、 $[\text{O}]$ の低い程脱硫に有効に働いている。そして復硫は起らない。また熔鋼中の $[\text{S}]$ の多寡により脱硫速度はほとんど影響を受けない。脱硫速度は石灰の場合の 3~5 倍である。脱硫限度は 0.002% $[\text{S}]$ の程度である。

本実験に当り実験に熱心に協力された工学士本間亮介君に厚く謝意を表するものであります。なお本実験の費用の一部は文部省科学研究助成金によるものである。

(昭和 32 年 1 月寄稿)

文 献

- 1) F. T. Sisco: Das Elektrostahlverfahren (1951) S. 292
- 2) S. D. Baumer and P. M. Hulme: Journal of Metals (1951) April p. 313~318
- 3) 川端駿吾, 岡見正一: 鉄と鋼, vol 41 (1955), No. 12, p. 1244
- 4) W. A. Fischer und H. Engelbrecht: Stahl und Eisen 75 (1955) S. 70~74
- 5) W. A. Fischer, T. Cohnen: Archiv für das Eisenhüttenwesen 21 (1950) S. 355~366
- 6) C. E. Wood, E. P. Barrett: Trans A.I.M.E 140 (1940) p. 87

Timken 16-25-6 の高温機械的性質に関する研究 (IV)*

長 谷 川 太 郎**・落 合 治**

STUDIES ON MECHANICAL PROPERTIES OF TIMKEN 16-25-6 AT ELEVATED TEMPERATURES (IV)

Taro Hasegawa and Osamu Ochiai

Synopsis:

The authors studied the long-time-creep-rupture properties at 600, 650 & 700°C and short-time-tensile-test properties at room and elevated temperatures of Timken 16-25-6 at the state of "hot-cold" working (hot cold worked at 700°C and 20% of reduction from as-forged, condition), as solution treated, and as precipitation hardened.

The results were as follows:

1. "Hot-cold" worked specimens had higher strength at the temperature below 700°C than in the other heat treated condition and the ductility was also sufficient for practical use.

* 昭和31年4月本会春期大会にて発表 ** 住友金属工業製鋼所

But the effect of strain hardening decreased along with the increase of temperature and testing time, then the strength of "hot cold" worked specimens approaches to that of the other kind of heat treatment.

2. The strength increased and reversely the ductility decreased by precipitation hardening during the elevated temperature testing. So, the precipitation-hardened specimens had lower strength and higher ductility than solution-treated specimens. This phenomenon was evident when specimens were tested at the testing temperature and time of which the rate of precipitation hardening was great. Therefore this effect was not clear in short-time-tensile-tests and long-time or high-temperature creep rupture tests.

I. 緒 言

第 1¹⁾, 2²⁾, 3³⁾報までに Timken 材の高温機械的性質におよぼす熱処理の影響についてのべてきた。是等の研究により本材の使用条件に適した熱処理法として as forged, 700°C 20% の hot cold working が適当なることを 650°C における数百時間以下のクリープ破断試験および短時間高温引張試験により確かめた。またこの研究により高温試験中の析出硬化により高温における抗張力, クリープ破断応力は高くなり, 伸, 絞は低下することおよびこれらの現象は高温, 長時間試験となる程明かとなることが認められた。

本報では上述の 700°C, 20% の hot cold working の条件を標準熱処理とし, さらに固溶化処理, 固溶化処理一時効の 3 種の熱処理状態の試料につき常温および高温引張試験, 600°, 650°, 700°C における長時間クリープおよびクリープ破断試験を行い, 各熱処理法の長時間高温機械的性質におよぼす影響を比較するとともに本材使用上の設計資料にせんとした。

II. 実験法

100 kg 塩基性高周波炉にて溶解し 20 kg 鋼塊に鑄込み, これを鍛造して 25 mmφ (鍛錬比 5 以上) に鍛伸し

た素材を試験材とした。供試材の化学成分は Table 1 に示すごとく標準成分の Timken 材である。供試材は Table 2 に示すごとく hot cold working (H. C. W.), 固溶化処理 (Sol.), 固溶化処理一時効 (P. H.) の熱処理を施し, 引張試験片 (8.5φ × 50 mm), クリープ試験片 (12φ × 100 mm), クリープ破断試験片 (6.35φ × 36.5 mm) の試験片を採取した。短時間引張試験法は第 1 報¹⁾にのべた通りで, クリープおよびクリープ破断試験法はそれぞれ A.S.T.M., E 22-41 および E 85-50 T にしたがって行つた。

III. 短時間引張試験結果

3 種の熱処理状態の試料につき常温より 750°C の間の短時間引張試験を行つた結果を Fig. 1 に示す。この結果よりつぎのことが認められた。

1. H.C.W. の試料は 650°C 以下の試験温度では他の熱処理状態より耐力, 抗張力ともに高く, また 650°C 以上となつても急激な強度の減少は認められない。降伏比は 0.9~0.7 で P.H., Sol. の 0.4~0.5 に比し高い値を示しまた試験温度が高温となる程降伏比は高くなる。

2. P.H. と Sol. を比較すると時効処理により耐力抗張力は高くなるが 650°C では抗張力の差異は少い。

Table 1. Chemical composition of material tested.

Symbol	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
T 12	0.08	0.86	1.20	0.019	0.015	17.19	24.73	6.00	0.12

Table 2. Heat treatment of material tested.

Symbol	Heat treatment
H.C.W.	After heated 4 h at 700°C, hot cold worked from machined 23 mmφ bar to 21 mmφ bar, then stress-relieved 6 h at 650°C and air-cooled.
Sol.	Solution-treated 1 h. at 1150°C and water-cooled.
P.H.	Solution-treated 1 h at 1150°C and water-cooled, then aged 25h at 750°C and air-cooled.

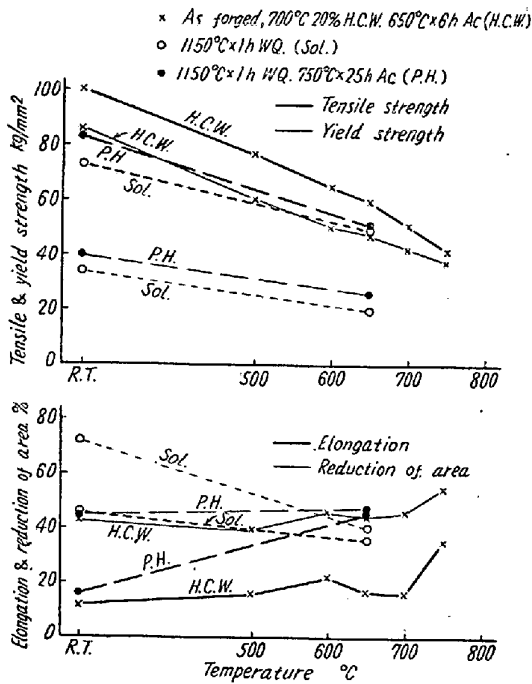


Fig. 1. Short-time-tensile properties.

3. 常温では Sol. 状態の伸, 縮が最大で時効処理により急激に靱性は低下し, H.C.W. ではこれとほぼ同等かまたはやや低い値となる。しかるに 650°C の試験温度では高温試験中の析出硬化により靱性は減少するため, 最も析出硬化し易い Sol. 状態の靱性は P.H. より低くなる。H.C.W. 状態では 700°C 以下では試験温度による靱性の差異は少く, 700°C より急激に靱性は高く

なる。

4. 第1報に較べると各熱処理状態共に耐力, 抗張力は大差ないが, 本報の H.C.W. 状態の靱性は H.C.W. 前の固溶化処理を行っていないため試験中の析出硬化が少く, そのために本報の試料の靱性はいちじるしく高いことが認められる。H.C.W. 状態の 650°C における伸は 15% 以上あるので, 他の熱処理状態より低い, 絶対値としては充分満足できるものと考える。

IV. クリープおよびクリープ破断試験結果

クリープ破断試験は 600°, 650°, 700°C の各試験温度で標準熱処理にて 4 種以上, その他の熱処理状態にて 2 種以上の応力にて試験を行い, Fig. 2 に示す応力-クリープ破断時間関係を求めた。H.C.W. 状態についてはさらに Larson および Miller⁴⁾ による Master Rup-

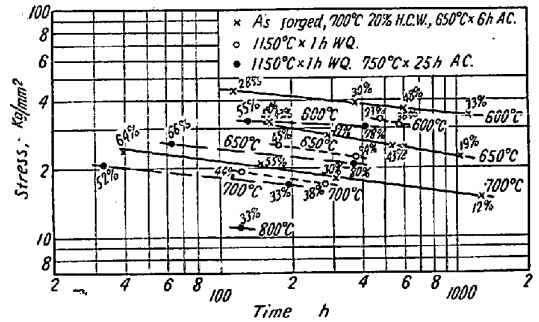


Fig. 2. Stress-rupture strength.

ture 曲線を求めるため 800°C で一種の応力にてクリープ破断試験を行った。各試験温度にて設計曲線を求めるためクリープ破断試験中のクリープ歪を精密測定する外クリープ試験を行い, Fig. 3~5 に示すごとき設計曲線をえた。

Table 3 はクリープ破断試験よりえた各熱処理状態のクリープ破断応力をすでにえられた 19・9 D. L のクリープ破断応力⁵⁾と比較したものである。Fig. 6 は各熱処理状態のクリープ破断時の伸によりクリープ靱性を比較せんとしたもので, Fig. 7 は Fig. 2 の結果と一部 Larson および Miller の Master Rupture 曲線より求めた H.C.W. 状態におけるクリープ破断応力-温度の関係を図示したものである。これらの結果よ

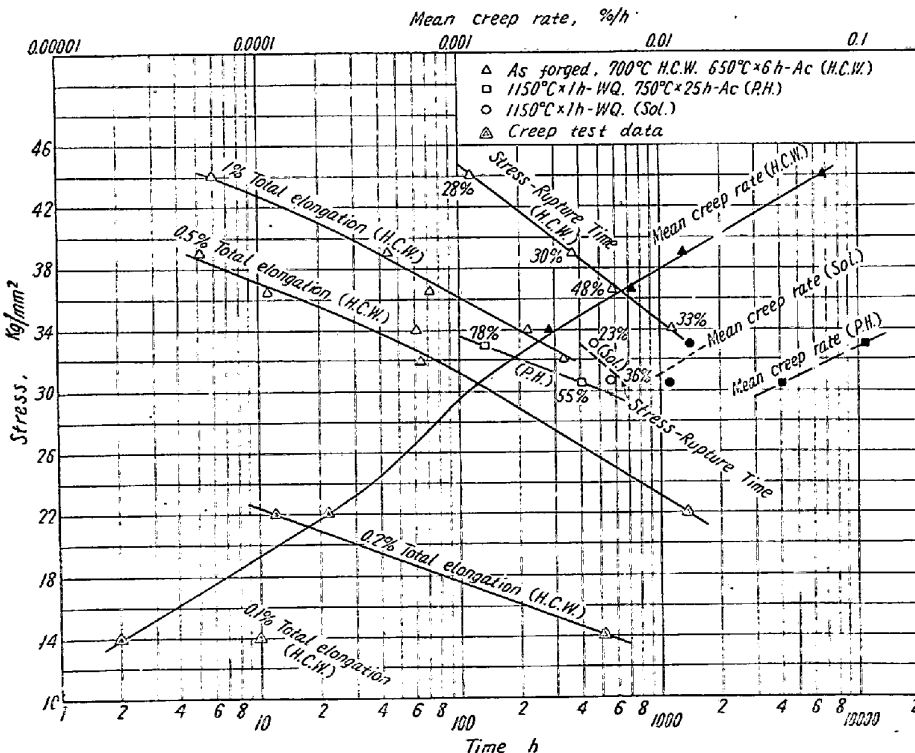


Fig. 3. Design curves at 600°C of Timken 16-25-6

Table 3. Comparative rupture strength.

Temperature °C	Sol.		P. H.		H.C.W.	
	100 h	1000 h	100 h	1000 h	100 h	1000 h
600	(46)	(27.5)	(34.0)	(29.0)	44.5	34.0
650	28.4	(19.0)	(24.7)	(19.0)	(34.1)	22.6
700	20.3	(13.4)	18.3	(14.2)	21.5	15.2
650*	—	—	23	19.5	36	(21.5)

Reference: * of 19.9 D.L.
() extrapolated

りつぎのことが認められた。

1. Table 3 および Fig. 2 により明かなごとく 600~700°C では H.C.W. 状態は他のいずれの熱処理状態より高いクリープ破断応力を持ち、Sol. P.H. がこれについている。しかし乍ら高温、長時間となる程各熱処理法によるクリープ破断応力の差異は少くなる。

2. Fig. 2 の各点にクリープ破断時の伸を示すが、前報までの実験により定めた H.C.W. の条件によれば充分高いクリープ破断応力および靱性をうる事がわかる。Fig. 6 によれば 650°C 以下では 3 種の熱処理の中 Sol. 状態の靱性は長時間でも最低で、P.H. が最も大きい靱性をもち H.C.W. はその中間となることが認められる。700°C では H.C.W. の靱性は他の熱処理状態より大となるが、これは加工硬化した試料の軟化に基づくものであろう。

3. Fig. 3~5 によりクリープ強度を比較してもクリープ破断応力と同様 H.C.W. が最も高く、Sol. P.H. の順にクリープ強度が低下し、また試験温度が 600°C より 700°C と高くなるにつれて熱処理のクリープ強度におよぼす効果が減ずることは明かである。

4. Table 3 により 650°C のクリープ破断応力を 19.9 D.L. Timken 16-25-6 について比較すると、H.C.W. 状態では 100h では 19.9 D.L. の方がむしろ高い強度をもつが、1000h では Timken 材が高い強度となる。この場合 19.9 D.L. では H.C.W. 前に固溶化処理を行いクリープ破断強度を高くする熱処理法をとつてに注意を要する。P.H. 状態では 100h では Timken 材が 19.9 D.L. より高い強度となるが、1000h では大差ない強度となる。

5. Photo. 1~3 は各熱処理状態のクリープ破断試験前後の顕微鏡組織の代表例を示す。クリープ破断試験前では明瞭に析出状態は相違しているが、長時間試験後は析出がいちじるしく多く、Sol. と P.H. では大差ない。また H.C.W 状態では長時間試験後は全面にいちじるしい析出物が認められる。すなわち長時間試験では初期の析出状態の差異は試験後には認められなくなり、そのために高温、長時間となれば P.H. と Sol. 状態の強度の差異は少くなる。このことはクリープ破断試験後の試料の硬度を測定しても大差ないことに

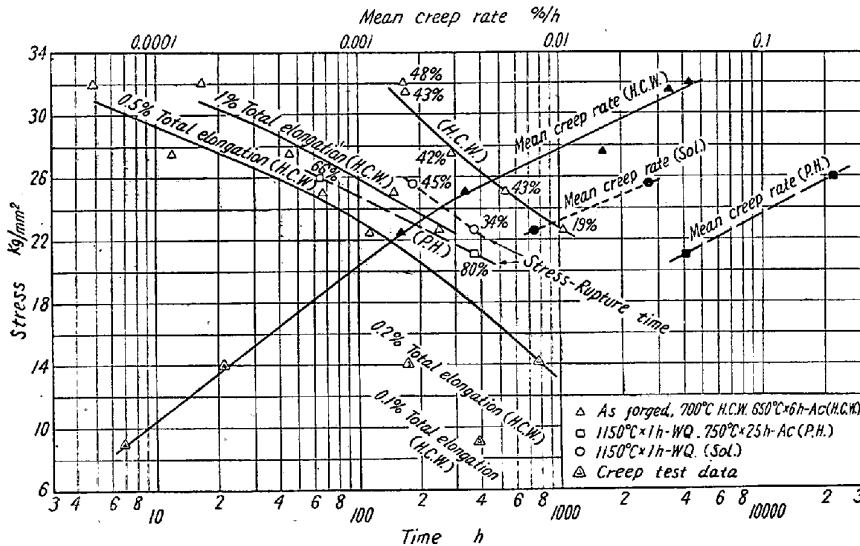


Fig. 4. Design curves at 650°C of Timken 16-25-6.

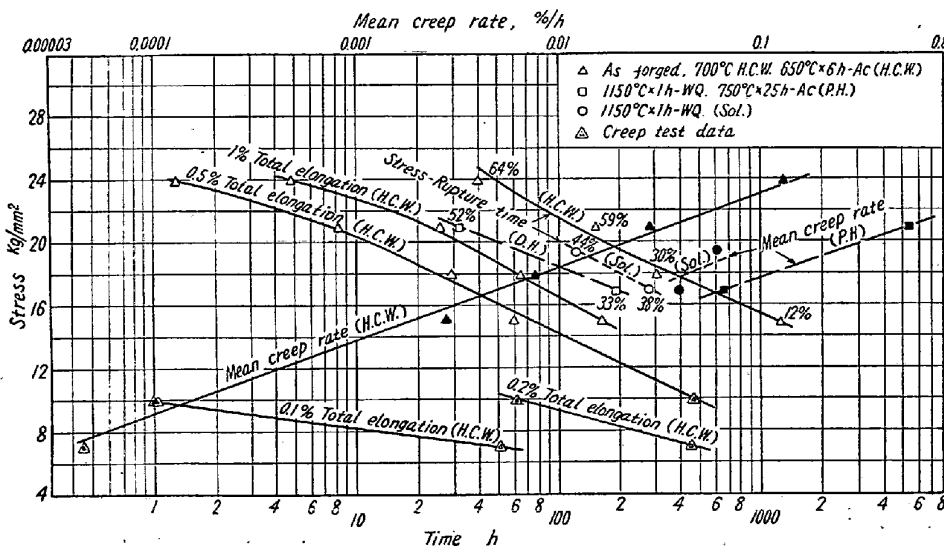


Fig. 5. Design curves at 700°C of Timken 16-25-6.

よつても確かめられた。

6. Fig. 8 は.1200°C×1h 水冷後 600~750°C の時効温度における Timken 材の時効硬化特性を示すもので 600°C ではいちじるしく時効硬化速度は小さいが650°C では 400 h にてかなり高い硬度に達し以後ゆるやか

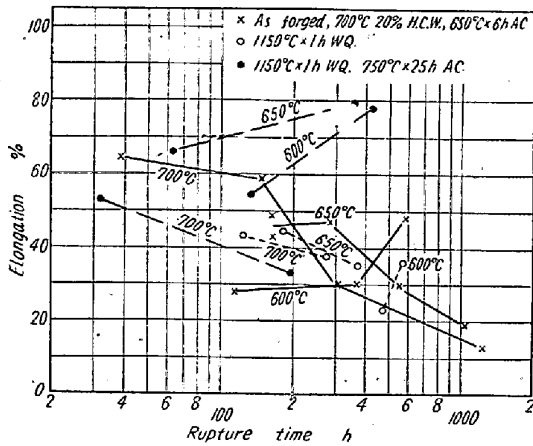


Fig. 6. Relation between elongation and rupture time of Timken 16-25-6.

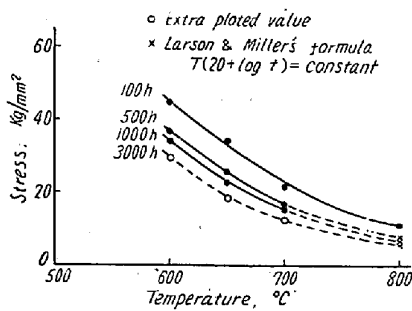
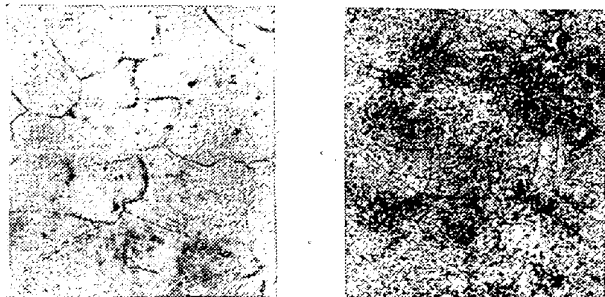


Fig. 7. Temperature characteristic of creep rupture strength. Heat treatment: as forged, 700°C H.C.W., 650°C×6h AC.

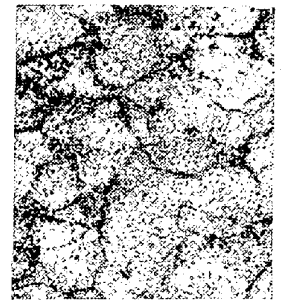


a) Before creep rupture test
b) After creep rupture test at 650°C, 22.5kg/mm², rupture life: 378h

Photo. 1. Microstructures of test specimens before and after creep-rupture test. Specimens was solution-treated 1h. at 1150°C and water cooled ×500(2/5)



a) Before creep-rupture test



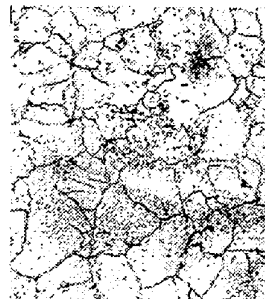
b) After creep-rupture test at 600°C, 33kg/mm² rupture life: 133h



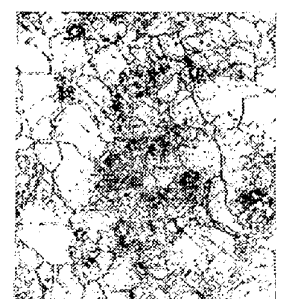
c) After creep-rupture test 650°C, 21kg/mm² rupture life: 364h

Photo. 2. Microstructures of test specimens before and after creep-rupture test.

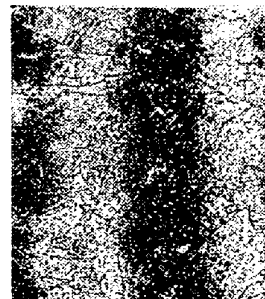
Specimens was solution-treated 1h. at 1150°C and water-cooled, then aged 25h at 750°C and air cooled. ×500(2/5)



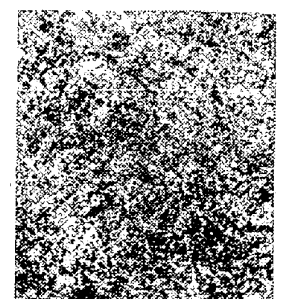
a) Before creep-rupture test



b) After creep-rupture test at 60°C, 36.5kg/mm² rupture life: 593h



c) After creep-rupture test at 650°C, 22.5kg/mm² rupture life: 1033h



d) After creep rupture-test at 700°C, 18kg/mm² rupture life: 311h

Photo. 3. Microstructures of test specimens before and after creep-rupture test.

Specimens was forged, hot-cold-worked at 700°C and stress-relieved 6h. at 650°C and air-cooled. ×500(2/5)

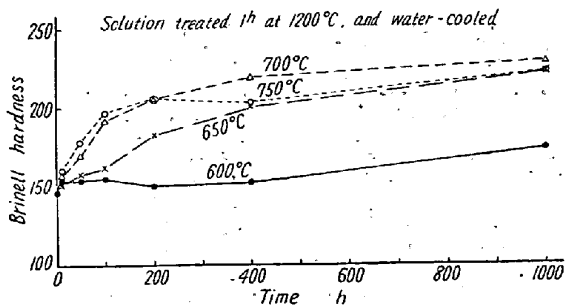


Fig. 8. Aging characteristic of Timken 16-25-6.

に硬度は上昇する。700, 750°C では 200 h ~ 400 h にてほぼ最高硬度に達し 400 h 以後は 650°C 時効に近い硬度となる。高温試験中の析出硬化が高温機械的性質に影響するのは析出硬化の最もいちじるしい温度および時間範囲と考えられ、この条件は 650°C にて 400 h 以内、700°, 750°C では 200 h 以内なることが推察できる。

Sol. と P.H. のタリーブ破断応力の差異に見られる析出硬化の影響は Fig. 8 の時効硬化特性にて認められたごとく時効硬化速度の比較的大きい数百時間以内の短時間、650°C では顕著であるが、さらに長時間または高温となれば初期の数百時間以後は時効硬化速度が小になるためその効果は減ずるものと考えられる。

7. 短時間高温引張試験結果と長時間クリーブ破断試験にあらわれた 3 種の熱処理の効果は傾向としてはほぼ類似しているが、試験条件の相違によりつぎのごとき変化が認められる。Sol. と P.H. 状態にあらわれる時効処理の機械的性質におよぼす影響はクリーブ破断試験により明かにあらわれることは前報にのべた通りであるがさらに長時間または高温の試験条件では時効硬化速度が初期の数百時間以後に小となるため、初期の析出硬化

処理の効果は減ずることが認められた。

V. 結 論

Timken 材につき H.C.W., Sol, P.H. の 3 種の熱処理の高温機械的性質におよぼす影響を調べつぎの結論をえた。

1. as forged, 700°C 20% H.C.W. の条件により 600~700°C における短時間および長時間機械試験にて他の熱処理状態より高い強度がえられかつ靱性も実用上充分と考えられる値をえた。しかし高温、長時間となれば加工硬化の効果は次第に減じ他の熱処理状態に近い強度となる。

2. 高温試験中の析出硬化により強度は向上し、靱性は減ずる。したがって時効処理を行つた試料は固溶化処理のまゝの試料に比し靱性は大きいが強度は低くなる。この現象は析出硬化速度の比較的大きい温度、時間に相当する試験条件では明かに認められ、短時間試験ではやや不明瞭で、またクリーブ破断試験では高温、長時間となる程その効果は減ずる。(昭和31年12月寄稿)

文 献

- 1) 長谷川, 他: Timken 16-25-6 の高温機械的性質に関する研究(I)「鉄と鋼」第 42 巻, 第 1 号
- 2) 長谷川, 他: Timken 16-25-6 の高温機械的性質に関する研究(II)「鉄と鋼」第 42 巻, 第 2 号
- 3) 長谷川, 他: Timken 16-25-6 の高温機械的性質に関する研究(III)「鉄と鋼」第 42 巻, 第 7 号
- 4) F. R. Larson & J. Miller: A Time Temperature Relationship for Rupture and Creep Stress: Trans ASME Vol. 74., 1952
- 5) 長谷川, 他: 19°9 D. L. の機械的性質に関する研究「鉄と鋼」第 41 巻, 第 10 号

寄 贈 図 書

東京製鋼株式会社七十年史	(B 5) 655 頁	東京製鋼株式会社
三菱信託銀行三十年小史	(A 5) 86 頁	株式会社三菱信託銀行
五十年史	(B 5) 850 頁	鉄道技術研究所
住友金属工業六十年小史	(A 5) 315 頁	住友金属工業株式会社