

焼戻で靱性をやや低下し谷を生ずる。820°C 油冷、175°C×1h 焼戻後の靱性は Mn 量の増大につれてやや増加の傾向を示すが、C量の多くなるにつれて靱性は低下する。終りに本研究の発表を許可せられたる石原工場長に敬意を表すると共に、実験の一部を担当された外岡耀平山政隆両係員に謝意を表する。(昭和30年7月寄稿)

文 献

- 1) 田中実: 工業大学々報, No. 2 (1949) p.45
- 2) 出口, 須賀: 鉄と鋼, 12 (1951) p.27

- 3) A.B. Greninger, A.R. Troiano: TASM. 28 (1940) p. 537
- 4) SAE Handbook (1954) p. 134
- 5) 近藤: 日本金属学会分科会報告 V-A, p. 58
- 6) 藤沢: 日本金属学会誌, 18 (1954) p. 441
- 7) SAE Handbook (1952) p. 126
- 8) 倭, 大沢: 日本金属学会講演概要 (1955) 4月 p. 84

Timken 16-25-6 の高温機械的性質に関する研究 (II)*

長谷川太郎**・落合 治**・稻生 順一**

STUDIES ON MECHANICAL PROPERTIES AT ELEVATED TEMPERATURE OF TIMKEN 16-25-6 (II)

Taro Hasegawa, Osamu Ochiai and Junichi Ino

Synopsis:

The authors studied the effects of solution treatment on Timken alloys before hot-cold working, working temperature and reduction of working on creep rupture properties at 650°C, 31.5 kg/mm². The results were as follows.

(1) Creep resistance increased by the solution treatment before hot-cold working, but ductility of creep rupture testing prominently decreased by it as compared with the test pieces which were hot-cold worked at the comparable working condition and not solution-treated before hot-cold working, although the hardness of the test pieces of the comparable working condition were not different.

(2) Creep rupture time decreased, and ductility increased as working temperature increased. Creep rate of the specimens worked at 700 and 800°C were not different regardless of the reduction of working and preheat-treatment. The third stage creep strain of the specimens which were hot-cold worked at 700°C were smaller than when it was hot-cold worked at 800°C.

(3) Creep rupture life decreased while the reduction of working increased regardless of the increasing hardness. Ductility decreased, while the reduction of working at any working temperature increased.

I. 緒 言

前報においては H. C. W. (hot-cold work) および P. H. (時効硬化処理) 前の回溶化処理時間の機械的性質におよぼす影響について報告した。その結果回溶化処理時間を長くし固溶体化および合金元素の拡散を充分進行させればクリープ抵抗は向上し、靱性は低下することが明らかとなった。然るに本鋼種では翼車等大型鍛造品を製造する場合、通常回溶化処理を行わず H. C. W. を実施する¹⁾²⁾。H. C. W. の方法は AMS 5727 A によれば 682°C 以下にて 4~6h の加熱後 H. C. W. を行

い 650~660°C 以下にて時当り少くとも 4h 保持空冷なる応力除去焼鈍を行う。即ち固溶化処理を行わず H. C. W. を行うことにより長時間高温度における靱性を向上する方法を採用している。H. C. W. 後の機械的性質は上記の如き H. C. W. 前の処理法の外に H. C. W. の加工条件として加工温度および加工度の影響をうけることが予想される。H. C. W. の加工条件に関しては C. L. Clark³⁾ の加工度と引張試験値に関する報告がある

* 昭和30年本会春期講演大会にて発表

** 住友金属製鋼所

が、クリープ特性については報告がない。

筆者等は加工度としては 10, 20, 30% の 3 種, 加工温度としては固溶化処理を行わぬ時は 700°C, 固溶化処理を行う場合は 700, 800, 900°C とし各々の条件の高温クリープ破断試験, 硬度等におよぼす影響を調査し, 使用条件に適した H. C. W. の方法を求めんとして以下の実験を試みた。前報により試験法としては短時間試験は使用条件に応じた性質の判定に適當でないことが明らかとなつたのでこれを省略した。

II. 供試材および実験法

供試材は前報にて報告したものと同一溶解の Timken 材で Table 1 に化学成分を示す。前報同様の鋼塊を鍛造して 25mm 手の素材とし, これを 200~160mm に切断し固溶化処理を行う試料は 1150°C×1h 水冷なる処理後, その他は鍛造後各目標加工度により 16, 17, 18mm 手に機械仕上した。

H. C. W. に際しては 700°C にて 4 時間保持後所定加工温度にて更に 15 分保持し, 試料長さの約 2/3 を所定寸法に加工した後再び最初の加熱温度に 15 分加熱した後残 1/3 を同様に加工した。H. C. W. の加工はすべて 1/4 t 空気槌を使用し, 各目標加工度に応じ H. C. W. 前の素材は異なる寸法に機械仕上し, H. C. W. 後はすべて 15mm 手になる如く鍛造した。H. C. W. 後は何れも 650-C×6h 空冷なる応力除去焼鈍を行つた。加工温度, 加工度は前報同様の方法で測定し, また鍛造固溶化処理, H. C. W. 応力除去焼鈍の各工程後各試験材の鍛伸面 3ヶ所のブリネル硬さを測定し, クリープ破断試験片は最初に H. C. W. した部分より採取しその一端より顕微鏡試料を採取した。

クリープ破断試験は前報の H. C. W. の試料と同様に試験温度 650°C, 応力 31.5kg/mm² とし試験片, 試験法共に前報と同様である。

III. 実験結果

Table 2. に実験結果を表示し, Fig. 1, 2 は加工条件の硬度におよぼす影響を, Fig. 3, 4 に加工条件のクリープ破断時間および伸におよぼす影響を图示する。Fig. 5~12 は代表的な加工条件におけるクリープ破断試験前

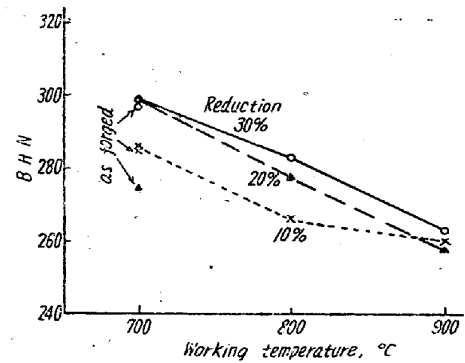


Fig. 1. Effects of working temperature on hardness.

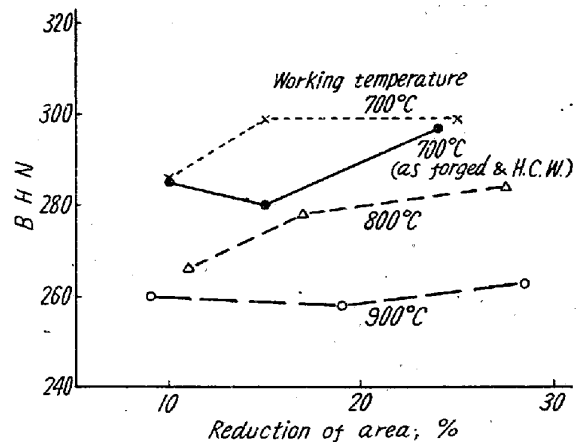


Fig. 2. Effects of reduction of work on hardness.

後の顕微鏡組織を示す。以上の実験により次の諸点が観察された。

(1) Fig. 1, 2 によると鍛造後 H. C. W. した試料は類似の加工温度, 加工度にて固溶化処理後 H. C. W. した試料に比しやや低目の硬度であるが大差ない。何れの加工温度および H. C. W. 前の固溶化処理の有無に関せず, 加工度の増加と共に硬度は上昇した何れの加工度においても加工温度の上昇にともなつて硬度は著しく低下する。C. L. Clark³⁾ は加工度の増加にともなつて降伏点, 抗張力は上昇するとのべているが, 筆者等の実験結果と一致した傾向である。

H. C. W. 後の応力除去焼鈍により硬度は減少しているが, 加工温度の低い時の方が硬度低下は著しい。H. C. W. 後の応力除去焼鈍により地の軟化が起り, 加工温

Table 1. Chemical composition of the specimen.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Reference
0.07	0.65	1.82	0.014	0.024	15.92	24.88	6.72	0.150	Melted in 100kg basic induction furnace

Table 2. Effect of working temperature and reduction on mechanical properties.

Specimen No.	Heat treatment			Brinell hardness			*Creep rupture test				Hardness of creep test specimen	
	Solution treatment	Working temperature (°C)	Reduction of working (%)	After solution treatment	After H. C. W.	After stress relieving	Rupture time (h)	Elongation at rupture (%)	Creep rate (%/h)	Reduction of area (%)	Before test (Rc)	After test (Rc)
T 80	as forged	700	10.5	217	303	285	176.6	10.3	0.013	28.5	31	27
T 81	as forged	700	14.1	211	304	280	150.0	15.8	0.016	40.2	26	29
T 82	as forged	700	24.0	209	321	297	131.7	8.7	0.021	13.1	32	32
T 83	1150°C×1h water cooling	700	9.8	185	298	286	247.1	7.5	0.015	19.2	30	31
T 84	1150°C×1h water cooling	700	15.9	186	311	299	247.8	7.0	0.017	16.5	33	33
T 85	1150°C×1h water cooling	700	25.1	182	320	299	186.4	5.0	0.017	9.2	35	32
T 86	1150°C×1h water cooling	800	10.8	179	283	266	148.3	29.0	0.015	44.1	27	25
T 87	1150°C×1h water cooling	800	16.1	184	285	278	160.0	18.8	0.017	40.5	27	27
T 88	1150°C×1h water cooling	800	27.9	185	290	284	146.1	13.0	0.016	39.1	29	28
T 89	1150°C×1h water cooling	900	9.3	187	257	260	49.0	33.5	0.073	51.0	25	22
T810	1150°C×1h water cooling	900	19.1	186	266	258	66.5	21.2	0.058	46.3	25	24
T811	1150°C×1h water cooling	900	28.3	185	274	263	55.4	20.8	0.061	48.5	25	24

* Testing temperature 650°C, testing stress 31.5kg/mm².

度が低く、加工硬化の著しいもの程軟化速度が大なるためであろう。

顕微鏡組織にて明らかなる如く加工温度が高い時は析出量が著しく多く、この析出は H. C. W. 前の加熱および加工中にあらわれると考えられる。応力除去焼鈍中の時効硬化は著しいとは推察されず、従つて加工硬化後の地の軟化により軟化したものと考えられる。

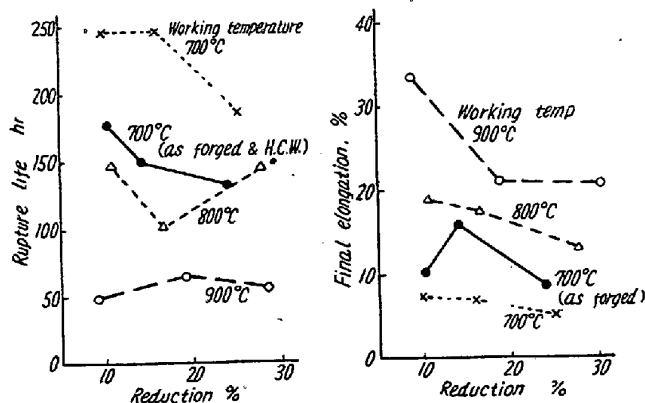


Fig. 3. Effects of reduction on creep rupture life and elongation testing condition; 650°C 31.5kg/mm².

(2) Table 2 および Fig. 3 にて明らかな如く、鍛造後 H. C. W. の試料は同一加工温度、類似加工度の固溶化処理後 H. C. W. の試料に比し硬度では大差ないにかかわらずクリープ破断時間は著しく短かく、またクリープ速度は大差ないがクリープ破断後の伸、絞は著しく大きい。即ち鍛造後固溶化処理を行わず H. C. W. を施した場合クリープ破断時間は短くなるが、第3段階クリープにおけるクリープ歪が著しく大となる。固溶化処理を行わず H. C. W. を施した場合は鍛造後の粗粒析出物が残留し、また合金元素の地中への固溶拡散は不完全であるので、H. C. W. 後の析出は不均一かつ量も少くまたクリープ破断試験中の析出も不均一かつ量が少いことは Fig. 5, 6 の顕微鏡組織により明らかである。然るに固溶化処理を施した後 H. C. W. を施すと Fig. 7 の如く H. C. W. 後の組織では均一齊粒の組織となり、またクリープ破断試験中の析出量は多くかつ均一である。この様にクリープ破断試験前の析出物の細粒分布および試験中の析出現象がクリープ抵抗を上昇せしめ、靱性を低下することは前報においてのべた所にも明らかである。以上の現象は J. W. Freenan²⁾ 等が本鋼種の

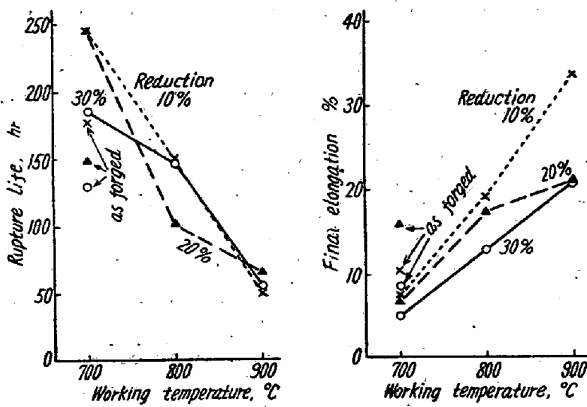


Fig. 4. Effects of working temperature on creep rupture life and elongation test condition; 650°C 31.5kg/mm².

翼車について調査した所と全く一致している。

(3) Fig. 3 により明らかな如く H. C. W. の加工温度はクリープ破断時間に顕著な影響を与え、加工温度の上昇と共にクリープ破断時間は減少し、特に加工温度 900°C では急激にクリープ破断時間は短くなる。クリープ速度は 800, 700°C の加工温度では大差ないが、Fig. 4 より明らかな如く伸、絞は 800°C 以上の加工温度で急激に増加する。即ち固溶化処理を行わず 700°C にて H. C. W. を施した時および固溶化処理後 800°C にて H. C. W. を施した場合は第 3 段階クリープのクリープ歪大であり、固溶化処理後 700°C にて H. C. W. を施した時は上の試料と殆んど同一クリープ速度ではあるが第 3 段階クリープにおけるクリープ歪が著しく小さ

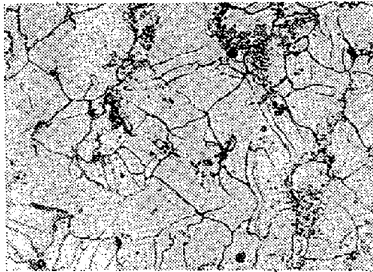


Fig. 5. ×500(1/2)
As forged
700°C 20% H.C.W.
650°C×6h A.C.

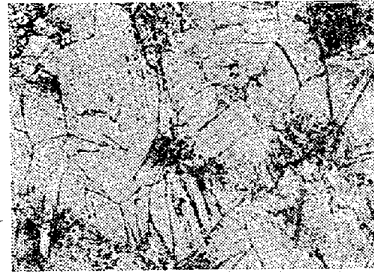


Fig. 6. ×500(1/2)
(Same as left)
After creep rupture test
Test condition: 650°C 31.5 kg/mm²
Rupture life : 150.0h
Elongation: 15.8%



Fig. 7. ×500(1/2)
Solution-treated and
700°C 10% H.C.W.
650°C×6h. A.C.



Fig. 8. ×500(1/2)
(Same as left)
After creep rupture test
Test condition: 650°C 31.5kg/mm²
Rupture life: 247.1h
Elongation: 7.5%

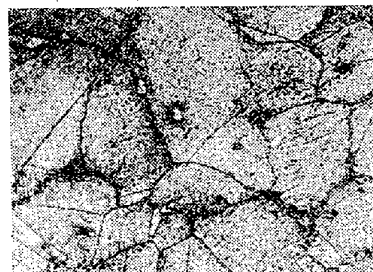


Fig. 9. ×500(1/2)
Solution-treated and
800°C 20% H.C.W.
65°C×6h. A.C

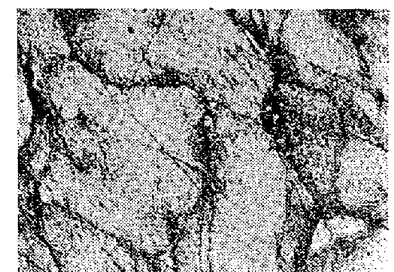


Fig. 10. ×500(1/2)
(Same as left)
After creep rupture test
Test condition: 650°C 31.5kg/mm²
Rupture life: 102.0h
Elongation: 17.5%



Fig. 11. ×500(1/2)
Solution treated and
900°C 20% H.C.W.

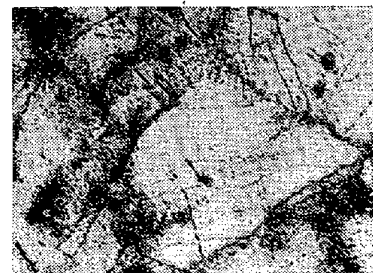


Fig. 12 (Same as left) ×500(1/2)
After creep rupture test
Test condition: 650°C 31.5kg/mm²
Rupture life: 66.5h
Elongation: 21.2%

いことが知られる。H. C. W. の加工温度が高くなれば、Fig. 9~12 の組織より明らかな如くクリープ破断試験前に析出が多量かつ粗粒となり、クリープ破断試験中の析出も少い。加うるに高い加工温度では本合金の再結晶温度に近くなるため、加工硬化も不十分なることは硬度によつても明らかである。従つて H. C. W. の加工温度が高くなればクリープ抵抗は小となり、靱性は向上するものと推察される。

(4) Fig. 4 によれば H. C. W. の各加工温度において加工度の影響は硬度において明らかに認められるにかかわらず、クリープ破断時間では不明瞭で、強いていえば加工温度 700°C では加工度の増大と共にクリープ破断時間が減少している。加工度の靱性におよぼす影響は明らかで、加工度が大となれば顕微鏡組織でも明らかに加工歪が大となり、伸は低下する。加工度の影響については本実験においては上の如き結果を得たが、なお実験をつづけこれを明らかにしたいと考える。

(5) 以上の実験結果より本鋼種の H. C. W. の条件としては固溶化処理を行わず 700°C にて H. C. W. を施すか、固溶化処理後 800°C にて H. C. W. を施し、加工度としては 20% 以下とすればクリープ抵抗大にして高い靱性を得られることが判る。

IV. 結 論

Timken 16-25-6 の H. C. W. 前の固溶化処理の有無、H. C. W. の加工温度、加工度の硬度および 650°C におけるクリープ破断値におよぼす影響を調査して次の結論を得た。

(1) H. C. W. 前に固溶化処理を施すとクリープ抵抗を向上するが、靱性を低下する。この試料は固溶化処理を施さず同一加工条件で H. C. W. した場合に比し

硬度の差異は殆んどないが、前報にのべた如く地中の合金元素の固溶および拡散度が異なるため、クリープ破断試験前の析出物の量および分布状態、クリープ破断試験中の析出量、析出物の分布が甚しく異なるためである。

(2) H. C. W. の加工温度の上昇にともなつて、硬度およびクリープ破断時間は著しく減少し、靱性は向上する。700°C, 800°C にて H. C. W. した時は前処理および加工度に関せず、クリープ速度は大差ない。700°C にて H. C. W. を施したときおよび、固溶化処理後 H. C. W. を施した場合は第 3 段階クリープ歪が少い。

(3) H. C. W. の加工度が大となると硬度は上昇するが、700°C の加工温度ではクリープ破断時間は少くなり、その他の加工温度では加工度のクリープ破断時間におよぼす影響は明らかでない。何れの加工温度においても加工度の増加にともなつて靱性は低下する。

(4) 本実験の結果では本鋼種は固溶化処理を行わず 700°C にて H. C. W. を施すか、固溶化処理後 800°C にて H. C. W. を施し、加工度としては 20% 以下とすれば高クリープ抵抗、高靱性を得られることがわかる。(昭和 30 年 7 月寄稿)

文 献

- 1) Aeronautical Material Specification: AMS 5727A, Society of Automotial Engineers, Inc.
- 2) J. W. Freeman, E. E. Reynolds & A. E. White: "A Metallurgical Investigation of Five Forged Gas Turbine Discs of Timken Alloy" N. A. C. A. Technical Note No. 1531.
- 3) C. L. Clark "High Temperature Alloys" 1953. p. 272, 273.