Ti-6Al-4V合金の熱処理と機械的性質について*

八木 芳郎** 湯河 透** 山本 俊二** 寺垣 正明**

Yoshiro Yagi, Tôru Yukawa, Shunji Yamamoto and Masaaki Teragaki: Heat-Treatments and the Mechanical Properties of Ti-6 Al-4 V Alloy. Heat-treatments and the mechanical properties of Ti-6 Al-4 V alloy, a representative $\alpha+\beta$ type titanium alloy, were investigated. A homogenous ingot of the alloy was prepared by consumable-electrode double-arc melting. Quenching tests from various temperatures have revealed that $\alpha-\beta$ transus occurs between 1000° and 1050°C and the quenched structure from β phase is α' , and that the minimum hardness was obtained when the alloy was quenched from the temperature range of 700°~800°C and the hardness rapidly rose when it is quenched from temperature levels above 900°C. Aging tests of specimens solution-treated at 850°, 950° and 1100°C were carried out at various temperatures from 200° to 600°C for various periods from 30 min to 4 hr. The hardness rose to the maximum at the aging temperature within the range of 400°~500°C and rose with rise of the temperature of solution-treatment. The tensile strength, the elongation and the reduction in area of the annealed specimens (700°C×2 hrs, furnace-cooled) were 100 kg/mm², 16 % and 44 %, respectively, in room-temperature tests. In the high-temperature tests up to 700°C, only the tensile strength was reduced but the other values increased. The Charpy impact value in room-temperature test was 5 kgm/cm², but increased under higher temperature. The tensile strength of specimens aged at 450°~550°C for 24 hrs after solution treating at 850°~950°C rose with the rise of the solution-treating temperature and the drop of aging temperature. Creep and creep-rupture tests of heat-treated specimens, solution-treated at 850° and 950°C and aged at 550°C for 24 hrs, were carried out at 427°C (800°F) under the stress of 25.6 kg/mm² and 63.3 kg/mm², respectively. The creep-resistance and the creep-rupture time increased with the rise of temperature of solution-treatment. The lowest creep strength was obtained with annealed specimens.

(Received May 21, 1962)

I. 結 言

チタンの大きな特長の一つは軽くて強く耐熱性が優れていることで、この特長はチタン合金の場合、一層顕著となり、約 500°C 以下の温度においてはその強度対比重比は他のいかなる金属よりも大きい値を示す。このためチタン合金が航空機用材料として米国などでは多量に使用され、また各種の合金が開発されている。

チタン合金は添加元素の種類と量による組織の相違に基づき、 α , $\alpha+\beta$, β 型に分類されることはよく知られている。それらのいずれについても種々の合金が開発され、また近年はさらに高強度を目的とする合金が発表されているが⁽¹⁾、高強度と材質の安定性という点から現在最も広く利用されている合金の一つに Ti-6 Al-4 V 合金が挙げられる⁽²⁾⁽³⁾。このような観点から、Ti-6 Al-4 V 合金をとりあげその熱処理性質、機械的性質、クリープ性質について試験した結果を報告する。

II. インゴットの溶製と供試材

** 神戸製鋼所 (Kobe Steel Works, Ltd., Kobe)

* 1959 年 4 月本会東京大会に発表、一部追加

- (1) J. Metals, 11 (1959), 29, (*What happen in titanium alloy*)
- (2) R. J. McClintick, G. W. Bauer and L. S. Bush: Material and Method, 42 (1955), 90.
- (3) Titanium Engineering Bulletin No. 1. (Titanium Metals Corp. of America, May, 1955.)

試験に使用したインゴットは消耗電極式二重溶解法により溶製された。すなわちスポンジチタン中に約 20 メッシュの純バナジウム粉末 (C: 0.07%, N: 0.097%, O: 0.10%, H<0.01%) および 5~10 mm 角、厚さ約 3 mm の 99.9% 純度のアルミニウム小片をそれぞれ 4%, 6% の割合で配合し、圧縮して径約 80 mm のブリケットに製作した。得られたブリケットの適当数をアルゴン中溶接容器内でタングステン電極を用いて溶接し、1 次溶解用消耗電極を製作し、これを内径 130 mm の水冷銅ルツボ中でアルゴン 780 mmHg の圧力下でアーク溶解した。得られたインゴットを表面切削後鍛造し、脱スケールして径約 80 mm の 2 次溶解用消耗電極とした。これを再びアルゴン 780 mmHg の圧力下で溶解し、径 130 mm のインゴットを製作した。溶解電流はいずれも約 1800 A、電圧約 40 V であった。

インゴットの皮削りの際、その上下面、側面の上中下部の 5ヶ所より試料を採取し偏析試験を行なつたが偏析は認められなかつた。Table 1 にその結果を示す。なお酸素、水素の分析は鍛造丸棒より採取した試料について NRC ガス分析装置により行なわれた。

皮削りしたインゴットをスペリー超音波探傷試験機により 2.25 MC の周波数で探傷し、内部に欠陥のないことを確かめた後、850°~900°C に加熱して鍛造し、径 20 mm 丸棒、12 mm 角棒、および 10 mm 角棒を製作した。丸棒は後述の常温、高温の引張試験片およびクリープ試験片、12 mm 角棒はシャルピー衝撃試験片 (JIS 衝撃試験片 3 号)、

10 mm 角棒は表面切削して約 8 mm 角の熱処理試験片とした。試験片の処理法については各試験の項に述べる。

かる。 $\alpha+\beta$ 型チタン合金の溶体化処理は $\alpha+\beta$ 域で行なうのが普通で、 β 域での処理はある種の脆性をおこすといわ

Table 1 Result of segregation-test of Ti-6 Al-4 V alloy ingot.

	C	Si	Fe	Al	V	N	O	H
1	0.017	<0.05	0.070	5.80	3.95	0.0085	0.075	0.0011
2	0.017	〃	0.071	5.70	3.95	0.0086		
3	0.016	〃	0.070	5.90	3.92	0.0086		
4	0.017	〃	0.068	5.84	3.88	0.0082		
5	0.022	〃	0.066	5.68	3.88	0.0082		
6	0.020	〃	0.065	5.66	3.88	0.0080		
7	0.023	〃	0.065	5.65	3.82	0.0078	0.080	0.0012
Average	0.018	<0.05	0.068	5.75	3.90	0.0083	0.078	0.0012

III. 熱 処 理 性 質

1. 試験方法

前述の 8 mm 角棒を約 10 mm 長に切断して熱処理試料とした。試験前の試料の状態を揃えるため、 5×10^{-4} mm Hg の真空中で $700^\circ\text{C} \times 2$ hr 炉冷なる焼鈍処理を施した。数ヶの試料について測定した硬度は VHN 326~333 の範囲内にあり、平均硬度は VHN 331 であった。このことから供試材はほぼ均質であったとみなされよう。行なつた試験は焼入ならびに焼入時効試験である。前者は供試材の変態点を知るために 700°C より 1100°C に至る各種温度に 1 hr 保持後水焼入れし、顕微鏡組織の観察と硬度の測定を行なつた。後者は $1100^\circ, 950^\circ\text{C}$ および 850°C にそれぞれ 1 hr 保持後水焼入れの溶体化処理をした後、 $200 \sim 600^\circ\text{C}$ の各種温度に 30 min, 1 hr, 2 hr, 4 hr の各時間保持後水焼入れし硬度を測定した。試料はいずれも外熱式エレマ炉の中心部に挿入した石英管内に装入され、約 5×10^{-4} mmHg の真空中で加熱された。焼入する際は試料は大気中に取り出され、直ちに 0°C の水中に投入された。また測温の正確を期するため PR 熱電対が石英管内に封入され、その尖端が直接試料に接触せしめられた。

2. 熱処理試験結果

1100° および 1050°C より焼入れた試料には粒内一面に針状の α' (Photo. 1 (a)) が見られ、 1000°C より焼入れた試料には大部分 α' の地内に島状に α 相が見られる (Photo. 1 (b))。このことより供試材の $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ 変態は 1000°C と 1050°C の間でおこなうことがわかる。 $850^\circ \sim 950^\circ\text{C}$ より焼入れた試料では大部分 $\alpha+\beta$ 組織であるが、わずかに針状の α' 組織が見られた (Photo. 1 (c))。それ以下の温度から焼入れた試料の組織は、顕微鏡観察の結果ではすべて $\alpha+\beta$ 組織であった (Photo. 1 (d))。

硬度は焼入温度が 1000°C 以上で大部分 α' 組織の場合は高い値を示し、それ以下で $\alpha+\beta$ 組織となると急激に低下し、 $700^\circ \sim 800^\circ\text{C}$ では焼鈍硬度とほぼ同様となる。各温度からの空冷試料では僅かしか硬度の上昇が見られない。加熱温度と硬度の関係を Fig. 1 に示す。

以上の試験結果より、溶体化処理温度として選んだ 1100°C は β 域であり、 $950^\circ, 850^\circ\text{C}$ は $\alpha+\beta$ 域であることがわ

れているが⁽⁴⁾、本試験では各種条件による差異を明らかにするためそれをも含めた。また時効処理は実用の場合は長

(a) $1100^\circ\text{C} \times 1$ hr W.Q. (b) $1000^\circ\text{C} \times 1$ hr W.Q.

(c) $950^\circ\text{C} \times 1$ hr W.Q. (d) $700^\circ\text{C} \times 1$ hr W.Q.

Photo. 1 Microstructures of Ti-6Al-4V alloy water-quenched from various temperatures (a), (b), (d) $\times 400$, etchant: 10% HNO + 2% HF, (c) $\times 800$.

時間にわたつて行なわれ、over aging したところで使用されるが、本試験の場合はそれに至るまでの前述のごとき各種温度、時間でなつた。熱処理材の機械的性質を求める場合は後述のように 24 hr の時効処理をしている。各種温度における時効処理時間と硬度の関係を Fig. 2 に、処理時間 4 hr の場合の時効処理温度と硬度の関係を Fig. 3 に示した。

一般に $\alpha+\beta$ 型チタン合金の熱処理による硬化の原因としては、ある温度範囲において過飽和の β 相が α 相に変態する中間過程において、 ω 相なる中間相になるためとされている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。Ti-6 Al-4 V 合金における硬化も ω 相に起因

(4) P.D.Frost: J. Metals, 8 (1956), 35.

(5) F.R. Brozen, H.L. Harmon and A.R. Troiano: J. Metals, 7 (1955), 413.

(6) P.D. Frost, W.M. Parris, L.L. Hirsch, J.R. Doig and C.M. Schwarz: Trans. ASM, 46 (1954), 1056.

すると考えられ、例えば Zwick⁽⁷⁾ によれば ω 相が出はじめる温度は 600°C 付近と考えられている。また本合金にお

入れした前記試料の検鏡面、およびそれより採取した粉末試料の自記記録 X 線回折装置 (CuK α による) による解析を

Fig. 1 Effect of heating temperature on the hardness of Ti-6 Al-4 V alloy water-quenched and air-cooled.

いては β 域からの水焼入れによつて針状の α' 相があらわれることは前述の実験ならびにこれまでの報告⁽⁷⁾ (8) より明かである。その硬度は冷却速度によつてかなり異なるが⁽⁷⁾ (9), 前述の試験では高い硬度値を示した。これは冷却過程において β 相が α' 相に変態するとともに、 ω 相をも生成するためといわれている⁽⁸⁾。

1100°C より水焼

Fig. 3 Effect of aging temperature on the hardness of Ti-6 Al-4 V alloy solution-treated at various temperatures (aging time: 4 hr).

行なつたが、 β 相、 ω 相のいずれも検出することはできなかった。P.D.Frost らは焼入時効処理して硬化させた本合金で、X 線的に ω 相が検出されないこと⁽¹⁰⁾ を報告しており、また本合金の少量の β 相の X 線回折による検出も困難であるとの報告⁽⁷⁾ から当然の結果とも思われる。しかし Saulnier⁽¹¹⁾ は本合金の 950°C からの焼入試料中に β 相の変態した針状の α' 相とともに ω 相と推定される析出物を電子顕微鏡により検出していることより

みて、本試験での焼入れによる硬化も ω 相によるものと推定される。また焼入温度が 1000°C 以上となると、かえつて硬度がやや低下しているが、この現象は他のチタン合金にも認められており⁽¹²⁾、恐らく冷却速度の影響により生成する ω 相が少なくなるためと思われる。

時効処理温度と時間による硬度の変化は、 ω 相の挙動によるものと考えられる。Fig. 2 において、600°C の処理温度では時間の経過とともに硬度が低下するのは焼入状態にて存在した ω 相が分解するためであり、500°C において短時間の時効処理で硬度が上昇した後、時間の経過とともに硬度が低下するのは、はじめに過飽和の β 相から ω 相が生成した後、それが分解する過程であろう。400°C において時間の経過とともに硬度の上昇するのは ω 相が次第に生成するためと考えられる。また Fig. 3 より時効温度が約 400°C で最高の硬度を示し、溶体化処理温度の高いほど高い硬度値を示すことがわかるが、本実験条件ではその状態にお

Fig. 2 Effect of aging time on the hardness of Ti-6 Al-4 V alloy at various temperatures.
W.Q. ... Water quenched hardness
—○— Solution-treated at 1100°C
—●— Solution-treated at 950°C
—x— Solution-treated at 850°C

- (7) U. Zwick: Z. Metallk., **47** (1956), 535.
(8) W. Knorr: Z. Metallk., **47** (1956), 548.
(9) R. G. Sherman and H. D. Kessler: Trans. ASM, **48** (1956), 657.

- (10) A. J. Griest, J. R. Doig and P. D. Frost: Trans. AIME, **215** (1959), 627.
(11) A. Saulnier: Mém. Sci. Rev. Mét., **56** (1959), 205.
(12) 草道, 八木, 湯河, 戸田, 宮本: 本誌, **19** (1955), 81.

いて最も多くの ω 相が生成したものと考えられる。なお溶体化処理温度が高い時は焼入状態からの硬度の上昇が少ないが、これは本実験においては焼入時に針状 α' とともに生成する ω 相の量が多く、したがって低温で時効処理を行なつてもそれ以上に多くの ω 相が生成されないからであろう。同様の関係は Saulnier の 950°, 850°C の溶体化処理後の 490°C における時効処理においても観察されている。なお 200°C の時効において、溶体化処理温度 1100°, 950°C の場合には時効処理によつて硬度が焼入状態よりも低下しているが、 α' とともに生成する ω 相は分解しやすいといわれているので、そのためかも知れないが、なお今後の検討にまちたい。

IV. 機 械 的 性 質

1. 焼鈍材の機械的性質

前述した 20 mm ϕ 丸棒、および 12 mm 角棒を用いて、まず焼鈍材の常温ならびに高温の引張性質、およびシャルピー衝撃値を求めた。焼鈍条件としては 700°C $\times$ 2 hr 炉冷および 700°C $\times$ 2 hr 空冷を選んだ。なお常温引張試験片は JIS 4 号引張試験片、高温引張試験片は平行部の径 8 mm、標点距離 50 mm のものを、シャルピー衝撃試験片は JIS 衝撃試験片 3 号を使用した。衝撃試験片は空気中にて加熱され、試験温度にて 30 min 保持後直ちに取出して試験された。

鋳塊の上部より底部にわたつて 5 本の試験片を採取し、引張試験を行なつた。その結果は Table 2 に示すように均一な性質を示す。また 700°C $\times$ 2 hr 空冷したものの方がやや軟い状態を示している。

焼鈍後炉冷した材料の高温引張性質を Fig. 4 に示す。試

類を、また時効温度としては硬化の著しいと考えられる 450°C と over-aging のかなり著しいと考えられる 550°C

Fig. 4 High temperature tensile properties of Ti-6 Al-4 V alloy.

Fig. 5 Charpy impact values at various temperatures of Ti-6 Al-4 V alloy.

Table 2 Tensile properties of annealed Ti-6 Al-4V alloy.

Sampling place	Annealing condition	Tensile strength (kg/mm ²)	Yield strength 0.2 % offset (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
Top of the ingot ↓ Bottom of the ingot Mean value	700°C $\times$ 2 hr F.C.	100.0	96.8	14.0	43.0
		98.0	94.1	15.2	48.2
		100.0	95.1	14.5	47.0
		100.0	96.3	14.4	44.6
		99.7	94.5	14.4	43.5
		99.5	95.4	14.5	45.3
Middle of the ingot	700°C $\times$ 2 hr A.C.	96.8	90.0	16.6	51.8

験温度の上昇とともに抗張力は次第に低下する。これらはチタン合金一般にみられる性質である。

各温度におけるシャルピー衝撃試験の結果を Fig. 5 に示した。試験温度の上昇とともに衝撃値は急激に増大する。

2. 熱処理材の引張性質およびクリープ性質

チタン合金の熱処理としては普通 $\alpha+\beta$ 域で溶体化処理後、時効処理するのがよいとされている。上述の熱処理試験結果より溶体化処理温度は 950°C、および 850°C の 2 種

の 2 種をえらんだ。また時効時間は実用上長時間がよいとされているので 24 hr とした。いずれも加熱はアルゴンガス気流中で行ない、熱処理後機械加工して試験片を製作した。引張試験片は前述の通りであり、クリープ試験片は平行部の径 8 mm、標点距離 50 mm、クリープ破断試験片は平行部の径 6 mm、標点距離 30 mm である。

Table 3 および Table 4 に熱処理材の常温、および 427°C (800°F) における引張性質を示した。また比較のため 700°C $\times$ 2 hr 空冷なる焼鈍処理をした材料の引張性質を併記した。

この結果をみるに、溶体化処理温度が一定のときは、時効温度 950°C および 850°C にて溶体化処理後、500°C で 24 hr 効温度 450°C の方が、時効温度 550°C よりも高強度であるの時効処理をした試料について、クリープおよびクリープ

Table 3 Tensile properties in room-temperature of heat-treated Ti-6Al-4V alloy.

Heat treatment		Tensile strength (kg/mm ²)	Yield strength 0.2 % offset (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Young's modulus (kg/mm ²)
Solution-treatment	Aging					
950°C×1 hr	450°C×24 hrs	115.6	104.3	17.7	43.4	11800
950°C×1 hr	550°C×24 hrs	111.4	—	16.1	48.2	12000
850°C×1 hr	450°C×24 hrs	114.2	105.8	16.8	48.4	11900
850°C×1 hr	550°C×24 hrs	108.1	102.3	17.1	45.5	12100
700°C×2 hrs A.C.		96.8	90.0	16.6	51.8	11300

Table 4 Tensile properties at 427°C (800°F) of heat-treated Ti-6 Al-4 V alloy.

Heat-treatment		Tensile strength (kg/mm ²)	Yield strength 0.2 % offset (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Young's modulus (kg/mm ²)
Solution-treatment	Aging					
950°C×1 hr	450°C×24 hrs	78.6	62.1	14.2	46.0	9300
950°C×1 hr	550°C×24 hrs	77.2	64.5	14.2	53.4	9000
850°C×1 hr	450°C×24 hrs	75.2	58.4	11.4	46.3	9900
850°C×1 hr	550°C×24 hrs	69.2	56.5	17.1	59.3	9500
700°C×2 hrs A.C.		63.0	56.3	12.2	57.3	9400

り、時効温度が一定のときは溶体化処理温度の高い方が高強度であることがわかる。この結果は、前に述べた本合金の熱処理性質と一致している。熱処理材に比し焼鈍材はかなり低い強度を示している。また熱処理によるヤング率の変化は殆んどみられない。これらと同様の傾向が高温における引張試験においてもみられる。

これらの熱処理をした試験片の組織を **Photo. 2** に示し

550°C×24hr A.C. after 950°C×1 hr W.Q. 550°C×24 hr A.C. after 850°C×1 hr W.Q.

Photo. 2 Microstructures of heat-treated Ti-6 Al-4 V alloy. (×400)
etchant: 10% HNO₃+2% HF

た。溶体化処理温度 950°C の場合は、地は大部分針状の α' で、その中に島状に α が存在する。溶体化処理温度 850°C の場合は、細かい α と β の混りあつた組織である。溶体化処理後水焼入れしたときに存在した残留 β が、その後の時効処理中に一部 ω または α にかわり、また地の α' も一部 $\alpha+\beta$ にかわるにより、それぞれの硬度・抗張力となるわけであるが、同一溶体化処理温度の試料の組織は時効温度によりあまり大きな変化はみられない。

Fig. 6 Creep curve of heat treated Ti-6 Al-4 V alloy.

Table 5 Results of creep test under 49 kg/mm² (70,000 psi) at 427°C (800°F) on heat treated Ti-6 Al-4 V alloy.

Heat-treatment		Testing time (hr)	Minium creep rate (%/1000 hr)	Total elongation (%)
Solution-treatment	Aging			
950°C×1 hr A.C.	550°C×24 hr A.C.	500	0.206	0.582
850°C×1 hr A.C.	550°C×24 hr A.C.	500	0.428	0.767
550°C×24 hr A.C.		500	0.766	1.187

破断試験を行なつた。

Fig. 6 は応力 49 kg/mm² (70,000 psi) の場合の 427°C (800°F) における 500 hr までのクリープ曲線で、**Table 5**

はクリープ曲線より求めた試験結果である。前述の引張試験結果と同じく溶体化処理温度が高い方が大きいクリープ抵抗を示す。ついで 427°C (800°F) において応力 63.3 kg/mm² (90,000 psi) をかけてクリープ破断試験を行なった。

Table 6 はその試験結果である。この試験結果より、溶体

Table 6 Results of creep-rupture-test under 63.3 kg/mm² (90,000 psi) at 427°C (800°F) on heat treated.

Heat-treatment		Rupture-time (hr)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
Solution-treatment	Aging			
950°C × 1 hr W.Q.	550°C × 24 hr A.C.	1438.0	21.6	55.4
850°C × 1 hr W.Q.	550°C × 24 hr A.C.	1139.3	16.6	40.7
700°C × 2 hr A.C.		11.7	18.3	53.4

化処理温度 950°C の場合の方が 850°C の場合よりも破断時間が長く、また焼鈍状態の試料は著しく短時間で破断することがわかる。

V. 結 言

試験用消耗電極式アーク溶解炉により Ti-6Al-4V 合金を溶製し、各種性質をしらべ次の結果を得た。

(1) 消耗電極式二重アーク溶解法により、化学成分および機械的性質が均一で、健全なインゴットを得た。

(2) 700°C × 2 hr 炉冷の焼鈍試料を用いて、各種温度よりの焼入試験を行なった。700°C ~ 800°C より焼入れたものは焼鈍材と同様の硬度を示し、900°C 以上になると硬度は急激に上昇し、最高 VHN 410 程度になる。焼入組織から判断して β 単相となる変態点は 1000°C と 1050°C の間にあることがわかった。

(3) 熱処理性質の概要を知るため、溶体化処理後時効処理を行なった。溶体化処理温度は変態点以上の 1100°C、 $\alpha + \beta$ 域の 950°C、および 850°C の 3 種類とし、時効処理は 200°C ~ 600°C の各種温度で 4 hr までの各種時間で実施した。工業的には 8 hr 以上の長時間時効処理が実施されているが、今回は熱処理性質の概要を知るのが目的で、比較的短時間の範囲で試験した。熱処理試験の結果、一般に溶体化処理温度の高いほど高硬度を示し、また時効温度 400°C ~ 500°C で最高の硬度 (VHN 400) を示すことがわかった。

(4) 700°C 焼鈍材の常温から 700°C までの温度範囲における機械的性質をしらべた。常温における引張強さは 100 kg/mm²、伸び 16%、絞り 44% で、温度が上るにしたがい引張強さは次第に低下し、絞りは次第に増加する。伸びは 400°C まではあまり変化がなく、その後は次第に増加する。衝撃値は常温において約 5 kg·m/cm² で、温度が上るにしたがい増加し、400°C 以上では破断しなくなる。

(5) 溶体化処理温度 950°C, 850°C、時効温度 450°C, 550°C、時効時間 24 hr の熱処理材、および焼鈍した試料の機械的性質をしらべたが、溶体化処理温度が高く時効処理温度の低い方が強度が大で、引張強さ 115.6 kg/mm²、伸び 17.7%、絞り 43.4% を示し、また焼鈍材が最低の強度 (引張強さ 96.8 kg/mm²、伸び 16.6%、絞り 51.8%) を示した。

(6) 溶体化処理温度 950°C、および 850°C、時効温度 500°C、時効時間 24 hr なる熱処理材について、応力 35.1 kg/mm²、温度 427°C (800°F) でクリープ試験を行ない、応力 63.3 kg/mm²、温度 427°C (800°F) でクリープ破断試験を行なった結果、溶体化処理温度の高い方がクリープ抵抗大きく (最小クリープ速度 0.206%/1000 hr) 破断時間が長い。また焼鈍材は最低のクリープ強度を示した。