

© 1992 ISIJ

論 文

Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金の強度・靱性と
加工熱処理新家 光雄*・小林 俊郎*・本田 弘之*²・大藪 行俊*³Strength, Toughness and Thermomechanical Processings in
Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al Alloys

Mitsuo NIINOMI, Toshiro KOBAYASHI, Hiroyuki HONDA and Yukitoshi OYABU

Synopsis:

β type titanium alloy, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy, was conducted with conventional heat treatment, conventional thermomechanical processings and newly proposed thermomechanical processings. Mechanical properties, toughness and microstructures of them were examined by microstructural observations, tensile tests and instrumented Charpy impact tests.

Tensile strength, σ_B , and yield stress, that is, 0.2% proof stress, σ_y , increased with increasing the rolling reduction ratio in the alloys conducted with conventional thermomechanical processing where one or two step aging was carried out after cold rolling while elongation, El , and reduction of area, RA , decreased. Dynamic toughness and maximum load of the alloys conducted with the conventional thermomechanical processing where two step aging was carried out after cold rolling increased with increasing cold rolling reduction ratio while they were decreased in the alloys conducted with the conventional thermomechanical processing where one step aging was carried out after cold rolling. Grain refinement by RI-ITMT was effective for improving toughness and strength of the alloy. Newly proposed thermomechanical processing in the present study gave greater toughness at greater strength level.

Key words: Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al; thermomechanical processing; cold rolling; toughening; two step aging.

1. 緒 言

Ti-6Al-4V 合金にかわる航空機の板構造用チタン合金として、アメリカ合衆国空軍研究所、スタンフォード研究所、ロッキード社および TIMET 社等により Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金が実用化された¹⁾。その後、Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金は、優れた熱処理性、強度および靱性を有する代表的な β 型チタン合金として注目されるようになっていく。本合金は、特に冷間加工性に優れ、冷間での各種の成形加工が可能である。また、本合金は航空機の板構造用材料としてのみならず、自動車部品への利用も検討されており、今後飛躍的な需要の伸びが予測されているチタン合金である。このような、広範囲な使用目的に耐えうるチタン合金としては、高強度化および高靱性化が心要不可欠である。このため、本合金についても、なお一層の高強度、高靱性化が必要と

されている。そこで現在、本合金では、冷間圧延を駆使した種々の加工熱処理法による高強度、高靱性化についての研究が進められている^{2)~4)}。

このような背景から、本研究では、Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金につき、一層の高強度化および高靱性化を図るために、著者らが新たに考案した加工熱処理法を適用し、組織観察、引張試験および計装化シャルピー衝撃試験を行い、機械的性質および靱性について検討した。さらに、従来報告されている加工熱処理法あるいは熱処理法を本合金に適用したときの組織変化および上記機械的性質および靱性についても調査し、新加工熱処理法を適用した場合と比較検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片

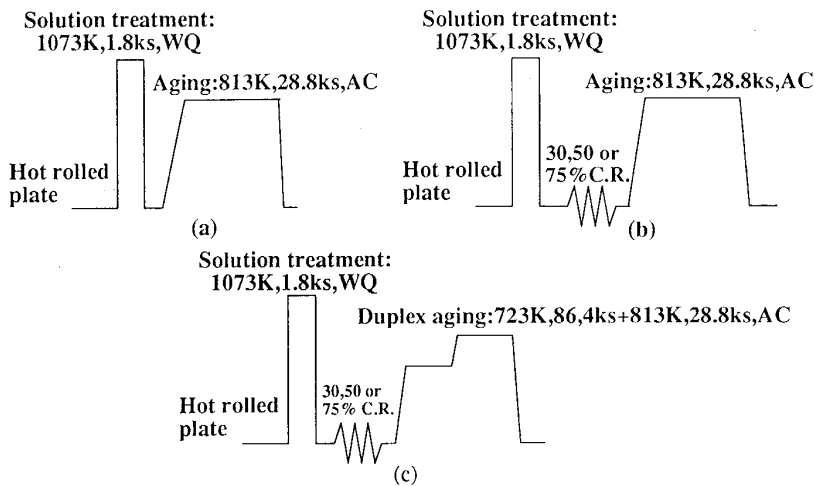
本研究には、厚さ (t): 1.8×10^{-2} m, 幅 (w): $7.8 \times$

平成 4 年 2 月 26 日受付 平成 4 年 9 月 4 日受理 (Received on Feb. 26, 1992; Accepted on Sep. 4, 1992)

* 豊橋技術科学大学 工博 (Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka Tempaku-cho Toyohashi 441)

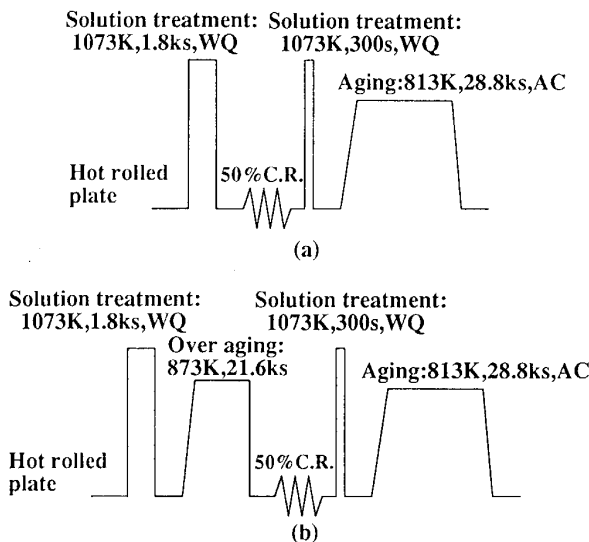
*² 豊橋技術科学大学大学院 (現: 住友金属工業(株))(Graduate School, Toyohashi University of Technology, Now Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*³ 豊橋技術科学大学大学院 (Graduate School, Toyohashi University of Technology)



(a) Solution treatment and aging (STA), (b) Solution treatment, cold rolling and aging (C. R. + aging), and (c) Solution treatment, cold rolling and duplex aging (C. R. + duplex aging). C.R., AC and WQ indicate "cold rolling", "air cooling" and "water cooling", respectively.

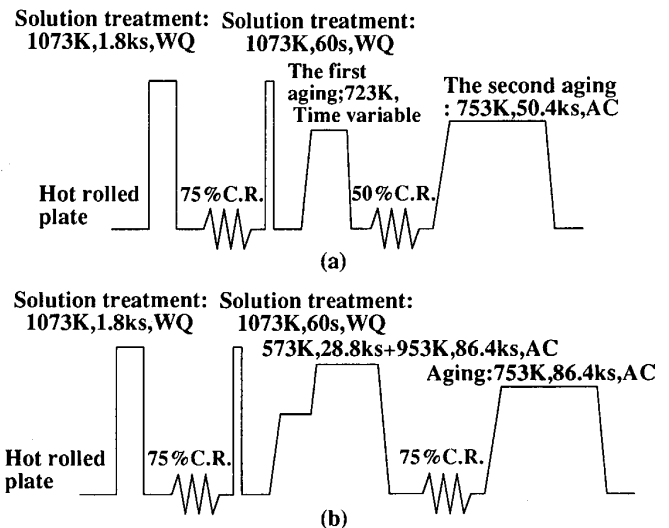
Fig. 1. Schematic drawings of conventional heat treatment and thermomechanical processings.



(a) Solution treatment, cold rolling, short time solution treatment and aging (C. R. + ST + aging) and (b) Rockwell International Intermediate Thermomechanical Treatment (RI-ITMT). C.R., AC and WQ indicate "cold rolling", "air cooling" and "water cooling", respectively.

Fig. 2. Schematic drawings of conventional thermomechanical processings.

10^{-2} m, 長さ (l): 1 m の Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金熱間圧延板 (化学組成 (mass %); V: 15.0, Al: 2.72, Sn: 2.88, Cr: 2.78, Fe: 0.18, H: 0.005, N: 0.014) を用いた。この圧延板より、長さ方向が板の圧延方向と一致するように $t: 1.6 \times 10^{-2}$ m, $w: 1.7 \times 10^{-2}$ m, $l: 5.5 \times 10^{-2}$ m の冷間圧延用試験片を採取し、後述する種々の加工熱処理および熱処理法を施した。その後、 $t: 2.0 \times 10^{-3}$ m, $w: 1.0 \times 10^{-2}$ m, $l: 5.5 \times 10^{-2}$ m の V ノッチシャルピー試験片および標点間距離: 2.0×10^{-2} m, 平行部幅: 3.0×10^{-3} m, 平行部厚さ: 1.5×10^{-3} m の平板引張試験片を長さ方向が圧延方向と同一になるように機



(a) New-process I and (b) New-process II. C.R., AC and WQ indicate "cold rolling", "air cooling" and "water cooling", respectively.

Fig. 3. Schematic drawings of newly proposed thermomechanical processings.

械加工により作製した。

2.2 熱処理および加工熱処理条件

本研究で行った熱処理および加工熱処理条件を Fig. 1 から 3 に示す。

Fig. 1 (a) は、通常行われる溶体化・時効熱処理 (STA) である。Fig. 1 (b) および (c) は溶体化・冷間圧延後に一段および二段時効を行う加工熱処理法で、後者はチタン合金ではやや特殊と言えよう。本論文では、特に Fig. 1 (a) および Fig. 1 (b) を従来法の範ちゅうと考えることとする。Fig. 2 (a) は、溶体化・冷間圧延後に短時間の溶体化処理を行い、最後に時効を行う加工熱処理で、Fig. 2 (b) は Fig. 2 (a) の冷間圧延前に過時効工程を付け加えた加工熱処理法であり、いずれも微

細 β 粒を得るための手法である。特に、後者は、アルミニウム合金の分野で超塑性合金を得るための加工熱処理法として知られており、Rockwell International 社により開発されたため RI-ITMT (Rockwell International Intermediate Thermomechanical Treatment) と呼ばれている⁵⁾。これらの、溶体化処理および冷間圧延後に一段あるいは二段時効処理を行う加工熱処理では、溶体化処理 (1073 K, 1.8 ks, WQ) 後の冷間圧延率を 0, 30, 50 および 75% と変化させた。この場合、時効処理条件を、一段時効処理では 813 K, 28.8 ks, AC と、二段時効処理では 723 K, 86.4 ks+813 K, 28.8 ks, AC と固定した。

今回、新たに考案した加工熱処理法については 2 種類がある。一つは、Fig. 3 (a) に示す加工熱処理法で、この場合溶体化処理 (1073 K, 1.8 ks, WQ) 後、冷間圧延率を 75% と一定にし、ついで短時間の溶体化処理 (1073 K, 300 sec, WQ) を行い、その後一段目の時効処理を 723 K で行うが、この時の保持時間の影響を調べるために、保持時間を 7.2, 14.4 および 25.2 ks と変化させた後、冷間圧延率を 50% と一定にし、次いで二段目の時効処理 (753 K, 50.4 ks, AC) を施した。他の一つは、Fig. 3 (b) に示すそれで、この場合溶体化処理 (1073 K, 1.8 ks, WQ) 後、冷間圧延を 75% 行い、次いで短時間の溶体化処理 (1073 K, 60 sec, WQ) を施し、その後の二段時効処理 (573 K, 28.8 ks+953 K, 86.4 ks, AC) に続き、冷間圧延を 75% 行い、最終の時効処理 (723 K, 86.4 ks, AC) を施した。

上記いずれの熱処理も真空中で行った。なお、本研究で用いた合金の β トランザスは、1003 K であった。

2.3 ミクロ組織観察

各加工熱処理後の試料のミクロ組織観察は、光学顕微鏡及び透過型電子顕微鏡 (TEM: 日立製作所製 H800) により行った。光学顕微鏡によるミクロ組織観察は、バフ研磨仕上げし、腐食した試料につき行った。TEM 観察は、Twin-jet 法により作成した薄膜につき行った。

2.4 引張試験

引張試験は、前述の引張試験片につき、インストロン型試験機により試験温度 293 K にて、クロスヘッド速度 8.3×10^{-6} m/s にて行った。歪の検出には、試験片の標点間に取り付けたクリップゲージおよび直接試験片に貼付した歪ゲージの両者を用いた。

2.5 計装化シャルピー衝撃試験

計装化シャルピー衝撃試験は、前述の V ノッチシャルピー試験片につき、容量 14.7 J の計装化シャルピー衝撃試験機にて、試験温度 293 K, 衝撃速度 3.1 m/s にて行った。計装化シャルピー衝撃試験で得られる、荷重-

変位曲線から演算装置により、公称き裂発生エネルギー (E_i), 公称き裂伝播エネルギー (E_p), 全吸収エネルギー (E_t) および最大荷重 (P_m) を評価した⁶⁾。

2.6 破面観察

各破断試験片の破面観察は、走査型電子顕微鏡 (SEM: 日立製作所製 X650) にて行った。

3. 実験結果および考察

3.1 従来の加工熱処理法における加工熱処理条件と機械的性質および靱性

新しい加工熱処理法を考案するための基礎的検討として、従来の加工熱処理法における加工熱処理条件の機械的性質および靱性への影響につき検討した。

3.1.1 冷間加工および時効条件の影響

Fig. 1 (b) の加工熱処理法にて、冷間圧延率を 30, 50, 75% と変化させた場合および Fig. 1 (c) の加工熱処理のように Fig. 1 (b) の時効条件のかわりに二段時効を取り入れた場合について検討した。

Fig. 4 および 5 に両加工熱処理における引張強さ (σ_B), 引張伸び (El), シャルピー全吸収エネルギー (E_t), シャルピー最大荷重 (P_m) と冷間圧延率との関係を示す。また、この図には示していないが、冷間圧延率に対する降伏応力 (0.2% 耐力; σ_y) の変化は σ_B の、シャルピーき裂発生エネルギー (E_i) およびシャルピーき裂伝播エネルギー (E_p) の変化はシャルピー E_t の冷間圧延率に対する変化とほぼ類似した傾向であった。冷間加工と一段の時効処理とを組み合わせた加工熱処理法 (Fig. 1 (b)) では、冷間圧延率の増大に伴い強度特性値 (σ_B, P_m) が増大し、延性値 (El) および靱性値 (E_t) は

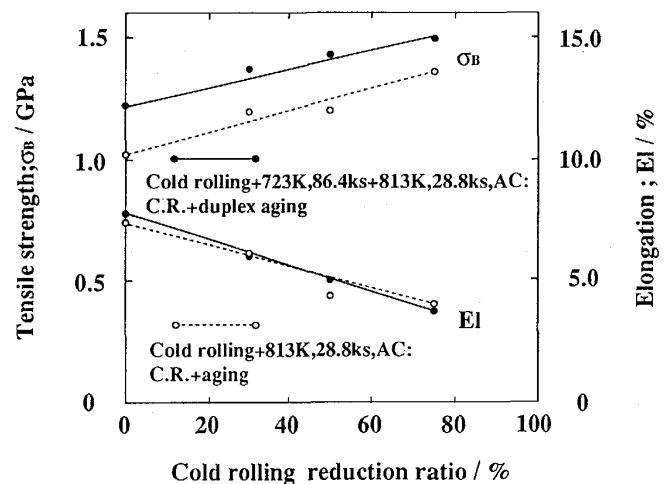


Fig. 4. Comparison of mechanical properties between C. R. + aging and C. R. + duplex aging.

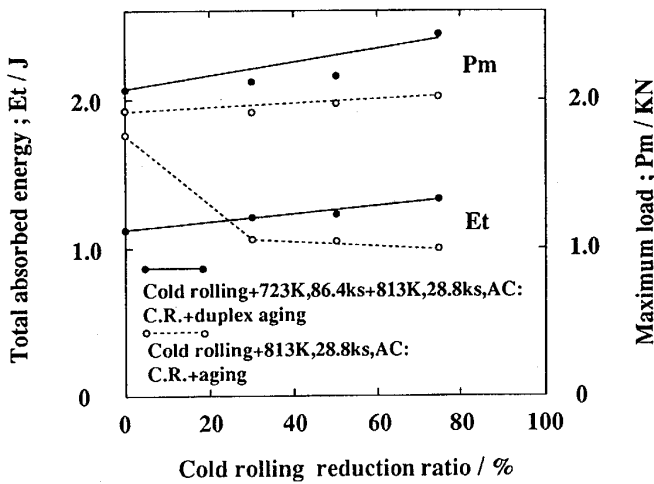


Fig. 5. Comparison of total absorbed energy (E_t) or maximum load (P_m) between C. R. + aging and C. R. + duplex aging.

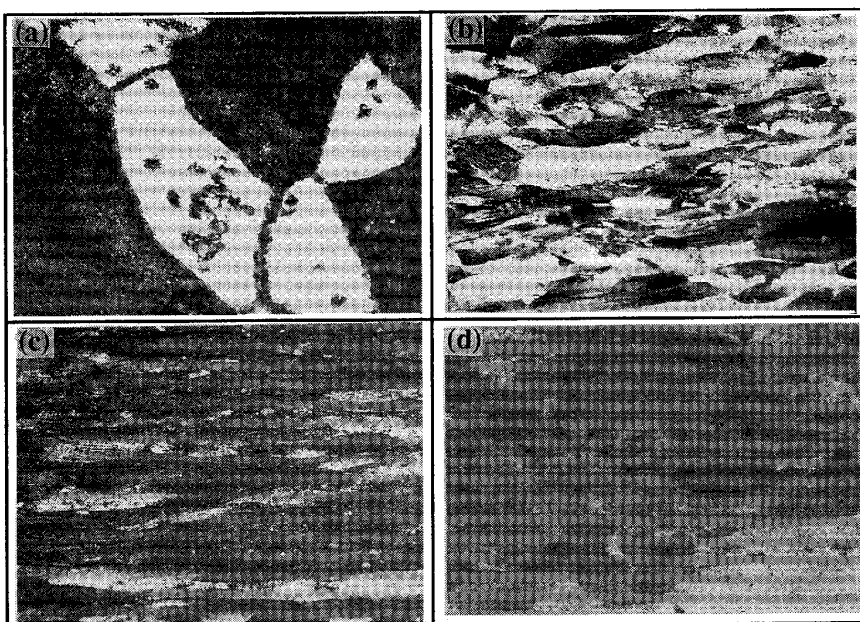
減少する傾向が認められる。しかし、一段時効の代わりに、二段時効を取り入れること (Fig. 1 (c)) により、強度値および靱性値ともに増大するようになり、強度および靱性の両者の改善が可能であることを示唆している。Photo. 1 に、溶体化・時効 (Fig. 1 (a)), 溶体化・冷間加工 (圧延率 75%)・時効および溶体化・冷間圧延 (圧延率 75%)・二段時効の各処理を施した試料の光学顕微鏡写真を示す。冷間加工および二段時効を採用することで試料全体が黒く観察され試料全体に α が析出す

る、すなわち α の析出がより均一になることがわかる。引張試験およびシャルピー試験後の試験片の破面を観察したところ、いずれの場合にも、二段時効処理に比べ、一段時効処理の条件では一部に粒界破壊が認められ、ミクロ組織の TEM 観察では粒内析出 α が比較的大きい傾向であった。したがって、冷間圧延と二段時効との組合せにより、析出 α をより微細かつ均一に粒内に分布させることができたと考えられる。

3.1.2 過時効処理の影響

β 結晶粒の微細化に関しても、冷間圧延は、重要な役割を示すが、その場合冷間圧延前に過時効により粗大な α 粒を析出させておけばその周りでの歪がより大きくなり、冷間圧延後の溶体化により、より微細な β 結晶粒が得られると予測される。そこで、Fig. 2 (a) および (b) に示すように、冷間圧延前に過時効処理を導入しない場合とした場合で、 β 結晶粒の大きさがどのように変化し、それと同時に機械的性質および靱性がどのように変化するかを調べた。

Fig. 1 (a) に工程を示す通常の溶体化時効材、Fig. 2 (a) および (b) の工程適用材では、 β 結晶粒の大きさ (直径) の平均値は、それぞれ 144.2, 63.3 および 30.0 μm であった。したがって、過時効処理の採用により β 粒が著しく微細化することが判明した。そこで、 β 結晶粒の大きさ (直径) と機械的性質およびシャルピー衝撃値との関係を調べた。それらの結果を Fig. 6 および 7 に示す。なお、これらの図中には、Fig. 2 (a) の工程中



(a) 1073 K \times 1.8 ks + 813 K \times 28.8ks, AC
 (b) 1073 K \times 1.8 ks + 50% C.R. + 813 K \times 28.8ks, AC
 (c) 1073 K \times 1.8 ks + 75% C.R. + 813 K \times 28.8ks, AC
 (d) 1073 K \times 1.8 ks + 75% C.R. + 723 K \times 86.4 ks, AC + 813 K \times 28.8ks, AC

100 μm

Photo. 1. Light micrographs of specimens.

の冷間加工後の溶体化時間が 900 sec のときの β 結晶粒の大きさで得られた各値も示してある。その β 結晶粒の直径は、Fig. 2 (a) の場合よりも均 10 μm 大きくなっていた。 E_p 値が β 粒の大きさの増大に伴いやや増加する傾向にあるが、その他の特性値は全て減少する傾向にあるといえる。 β 結晶粒のこれらの特性値への影響に関しては、必ずしも統一された見解が得られているとは限らず、さらに詳細な検討が必要ではあるが、本研究での範囲内での結果から判断して、 β 結晶粒を微細にすることは強度および靱性に対して不利になるとは考えられない。

3.2 新たに考案した加工熱処理法と機械的性質および靱性

以上のように従来の加工熱処理法における加工熱処理条件を検討した結果、加工熱処理により得られるマイクロ組織が、基本的には微細 β 粒で、 α が β 粒内に微細かつ均一に分布したものであることが本合金の強靱化に有効であると考えた。これに加え、最近の加工熱処理法による本合金の強靱化に関する研究報告⁴⁾を考慮し、 β 粒内の α の析出形態を微細な α とある程度粗大な α が混合した状態にすることが本合金の強靱化により有効であると考えた。このような思想に基づき、Fig. 3 (a) に示した加工熱処理法を考案し、本合金に適用した場合の機械的性質および靱性について検討した。その場合、第一番目の時効時間の影響を主として検討した。

Fig. 8 および 9 に第一番目の時効時間と機械的性質およびシャルピー特性値との関係をそれぞれ示す。第一番目の時効時間が 7.2 ks では、引張強度値 (σ_y, σ_B) にばらつきが大きかったので、最も大きな値の場合を実線で結び、引張強さについては全ての値を示してある (Fig. 8)。両図よりわかるように、強度特性値 (σ_y, σ_B, P_m) は、時効時間 7.2 ks で最大値を示しその後時効時間とともに低下する。延性値 (RA, EI) は、第一番目の時効時間が 7.2 ks まで減少するが、その後ほぼ一定となる。各靱性値 (E_i, E_p, E_t) は、第一番目の時効時間の増加とともに減少する。したがって、強度と靱性のバランスに優れた結果は、第一番目の時効時間が 7.2 ks の時であることがわかる。この時、最も良好な場合に、降伏応力 1.68 GPa、引張強さ 1.76 GPa、伸び 2.5%、断面減少率 3.0% およびシャルピー全吸収エネルギー 0.93 J の各特性値が得られている。しかし、前述したように、引張強度値のばらつきが大きく、安定した結果が得られていない。

第一番目の時効処理終了直後のマイクロ組織を光学顕微鏡にて観察した結果を、時効時間別に Photo. 2 に示す。

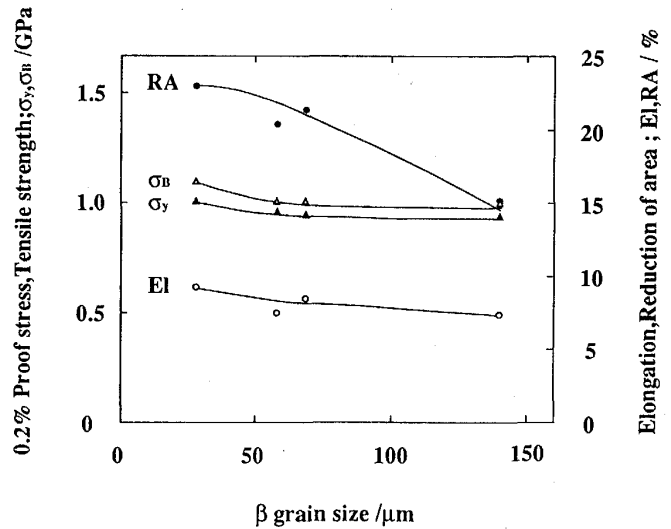


Fig. 6. Effect of β grain size on mechanical properties.

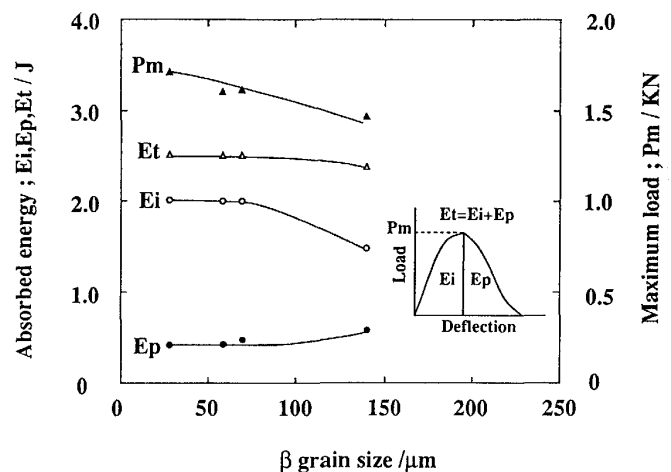


Fig. 7. Effect of β grain size on Charpy absorbed energy (E_i , E_p and E_t) or maximum load (P_m).

β 結晶粒径はかなり微細化しているが、黒く見える部分が α 相の析出した部分で、 α 相の析出した結晶粒とそうでない結晶粒が混在しており、 α 相の析出が不均一であることがわかる。時効時間 25.2 ks では、 α 相の粒界への析出傾向も認められる。したがって、 α 相の析出が不均一であることが上記引張強度特性値のばらつきの主原因の 1 つであると結論できよう。

そこで、上述のような α 相の不均一析出を防ぐ意味で、第一番目の時効処理工程に二段時効処理工程を取入れた加工熱処理法 (Fig. 3 (b)) を本合金に適用し、上記力学的性質を測定した。すなわち、低温での時効により、 β' 相を粒内に微細均一析出させ、この β' 相を続く高温で析出する α 相の析出核とすれば粒内に α 相が均

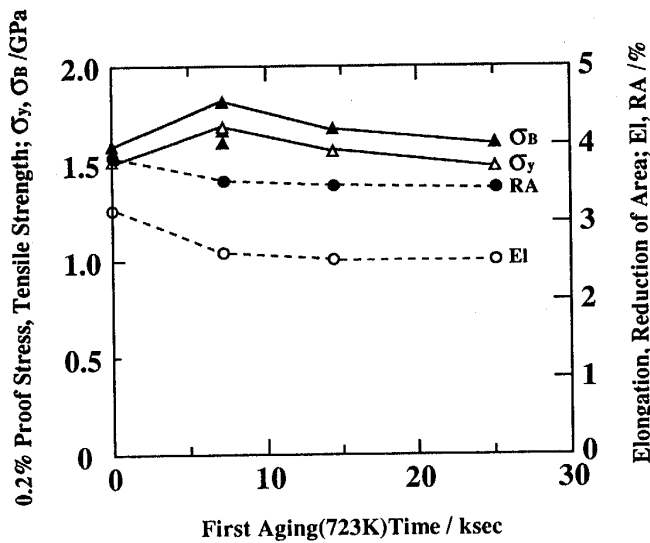


Fig. 8. Effect of first aging (723 K) time on mechanical properties in new process I.

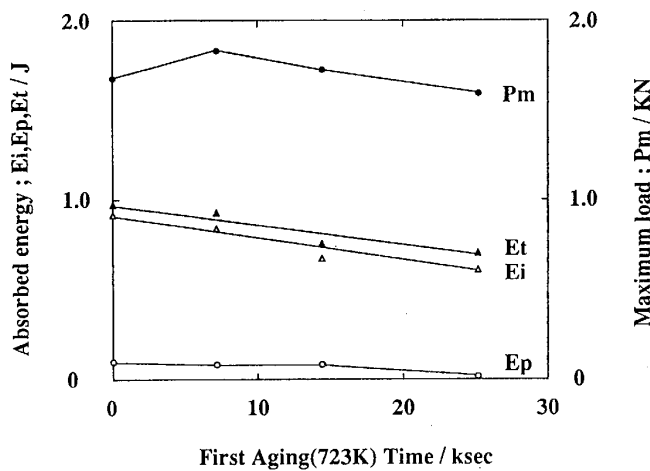


Fig. 9. Effect of the first aging (723 K) time on Charpy absorbed energy (E_t , E_p and E_i) and maximum load (P_m) in new process I.

一に分布した組織が得られる⁷⁾と考えた。その場合、引張強度値のばらつきは、極めて小さかった。すなわち、 σ_B の誤差は、一段時効および二段時効の場合で各々 $\pm 5.7\%$ および $\pm 1.9\%$ であった。力学的性質の測定結果 (New process II) を Table 1 に前述した第一番目の時効処理工程が一段時効であった場合の結果 (New process I) と併せ示す。第一番目の時効処理工程が一段時効である場合に比べ、強度値、断面減少率および靱性値がやや増大し、伸びはやや低下している。伸びがやや低下するものの、前述したように強度測定値の再現性に優れていた。したがって、本加工熱処理の方が、より優れていると考えられる。なお、末永ら³⁾、岡田ら²⁾ある

Table 1. Mechanical properties in new-process I and II.

Process	σ_y (GPa)	σ_B (GPa)	El (%)	RA (%)	E_t (J)
New Process I	1.68	1.76	2.5	3.0	0.93
New Process II	1.70	1.77	2.0 ₁	3.3 ₂	1.11

いは丹羽ら⁴⁾によって報告されている新加工熱処理法を Ti-15 \cdot 3 合金に適用した場合の強度および伸びの結果と比較すると、本研究での New process I および II を本 Ti-15 \cdot 3 合金に適用した場合のそれらの結果はやや劣るが、後述するようにいわゆる従来法を適用した場合と比べればかなり良好な結果と言える。また、上記報告者らの用いた母材の状況と著者らのそれは全く同一であるとは考えにくく、絶対値を直接比較することには問題があると思われる。

ここで、Photo. 3 に二段時効を取り入れた新加工熱処理法適用試料で、二段時効処理直後の光学顕微鏡組織および最終時効処理後の TEM 組織を示す。二段時効直後の光学顕微鏡組織では、一段時効の場合と比べ β 結晶粒径はほぼ同程度であるが、 α 相がどの結晶粒中にも均一に析出しているのがわかる。このことが主原因となり、強度測定値の再現性が良好になったと考えられる。また、TEM 組織では、粗大および微細 α 相が混在していることがわかり、このことと α 相の均一分散とが靱性の若干の向上に主として結びついたと考えられるが詳細にはさらに検討を要する。

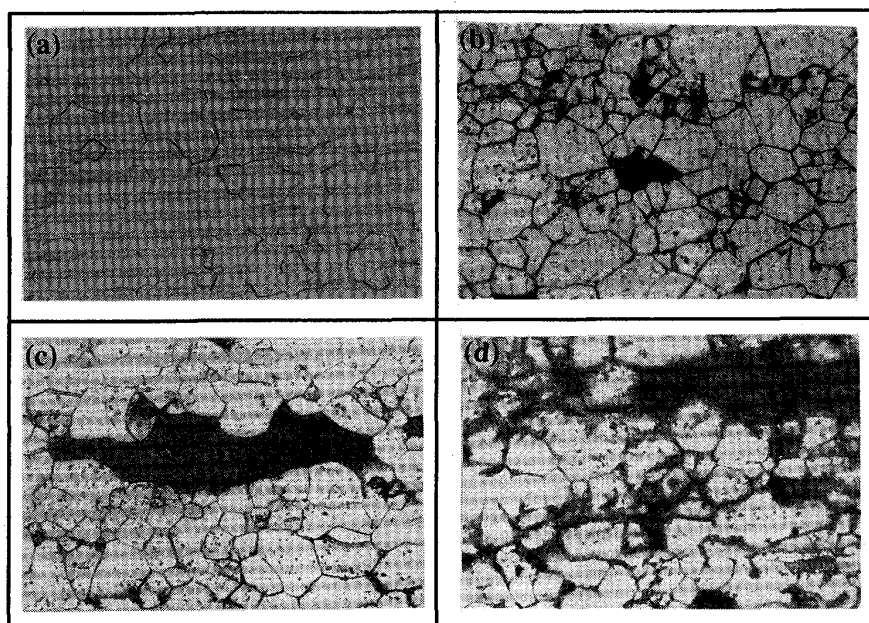
本新加工熱処理法を本合金に適用した時のマイクロ組織の制御形態を模式的に示すと、Fig. 10 のようになる。

3.3 各加工熱処理適用合金の強度と伸びおよび靱性との比較

Fig. 11 および Fig. 12 に本研究で行った各加工熱処理適用材の伸び (El) および引張強さ (σ_B) ならびに靱性 (E_t) および引張強さ (σ_B) の関係を示す。従来法 (Conventional) のバンドには、STA (Fig. 1 (a) 参照) および (冷間圧延+時効 : C.R.+aging) (Fig. 2 (b) 参照) 適用材の結果が記入してある。また、C.R.+duplex aging, RI-ITMT, New process 1 および New process 2 は、それぞれ Fig. 1 (c), 2 (b), 3 (a) および 3 (b) の加工熱処理適用材の結果である。これらの図からわかるように、本研究で考案した加工熱処理法 (New process 1 および 2) を適用した場合、最も高い強度が得られており、高強度側での靱性に優れていることがわかる。

4. 結 言

β 型チタン合金 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金につき、



- (a) 1073 K × 1.8 ks + 75% C.R. + 1073 K × 60 sec, WQ
 (b) 1073 K × 1.8 ks + 75% C.R. + 1073 K × 60 sec, WQ + 723 K × 7.2 ks, AC
 (c) 1073 K × 1.8 ks + 75% C.R. + 1073 K × 60 sec, WQ + 723 K × 14.4 ks, AC
 (d) 1073 K × 1.8 ks + 75% C.R. + 1073 K × 60 sec, WQ + 723 K × 25.2 ks, AC

Photo. 2. Light micrographs of specimens after the first aging in new process I.

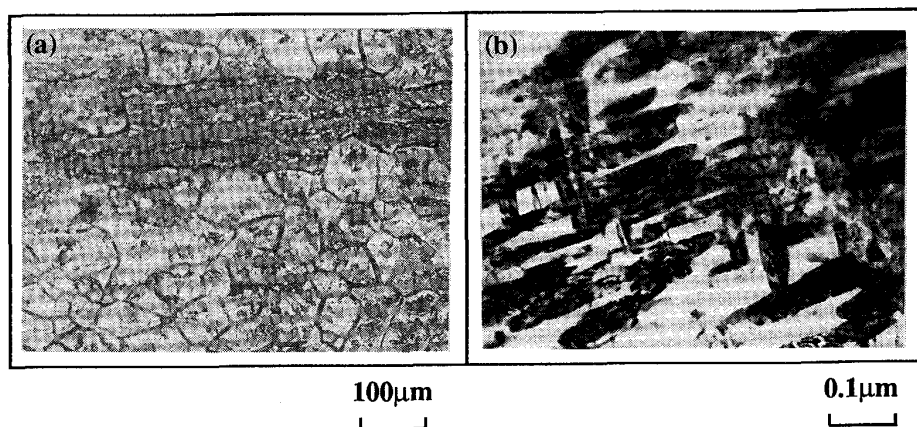


Photo. 3. Light : (a) just after two step aging and TEM : (b) after final aging micrographs of specimens conducted with new process II.

従来の熱処理、加工熱処理および今回新たに考案した加工熱処理を施した試料を作製し、ミクロ組織、機械的性質および靱性について検討し、以下の結果を得た。

(1) 従来の加工熱処理法の冷間圧延後一段あるいは二段時効処理適用材では、冷間圧延率が増加するにつれて、引張強さ (σ_B) および降伏応力 (0.2% 耐力; σ_y) が増加した。また、伸び (El) および絞り (RA) は、冷間圧延率が増大するにつれて減少してきた。

(2) 従来の加工熱処理法の冷間圧延後二段時効処理適

用材の公称き裂発生エネルギー (E_i)、公称き裂伝播エネルギー (E_p)、全吸収エネルギー (E_t) および動的最大荷重 (P_m) は、冷間圧延率が増加するにつれて増大した。一方、冷間圧延後一段時効処理適用材では、これらの靱性値は、冷間圧延率の増加に伴い減少した。

(3) RT-ITMT 法適用による結晶粒微細化により、強度および靱性の改善が認められた。

(4) 本研究で新たに考案した加工熱処理適用材のうち、加工熱処理条件が、1073 K, 1.8 ks, WQ + 75% C.R.

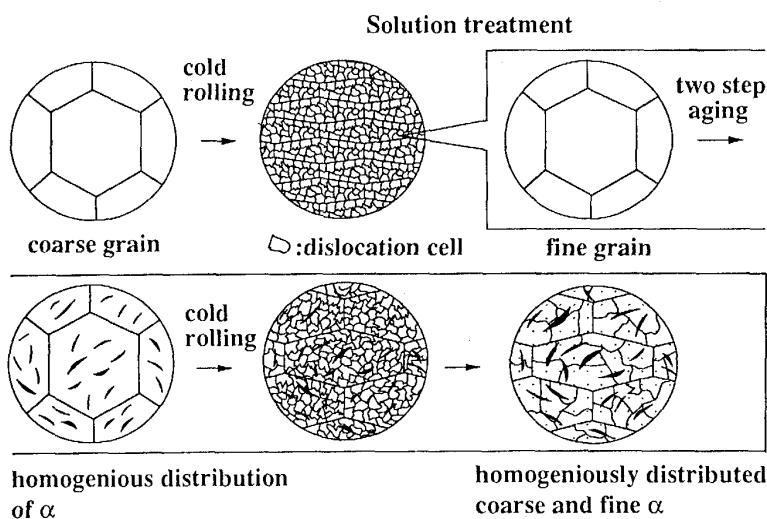


Fig. 10. Schematic drawing of microstructural variation in new process II.

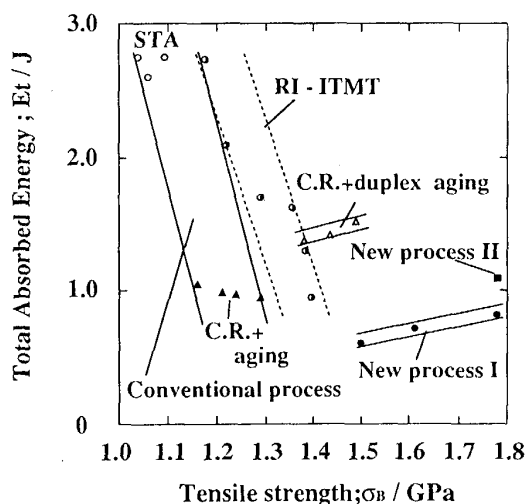


Fig. 11. Relationship between total absorbed energy (E_t) and tensile strength (σ_B) in conventional and newly proposed thermomechanical processings.

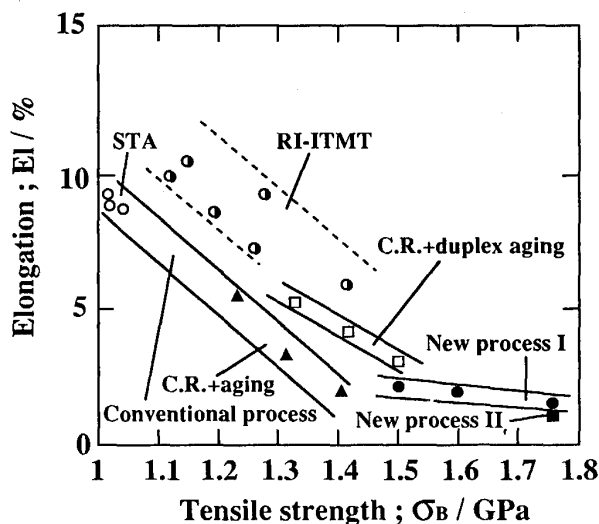


Fig. 12. Relationship between elongation (E_l) and tensile strength (σ_B) in conventional and newly proposed thermomechanical processings.

文 献

- 1) P. J. Bania, G. A. Lenning and J. A. Hall: Beta Titanium Alloys in the 1980's, ed. by R. R. Boyer and H.W. Rosenberg (1984), p. 209 [AIME]
- 2) 岡田 稔, 志田善明: 材料とプロセス, 1 (1988), p. 1364
- 3) 末永博義, 深江英明, 高坂洋司, 大内千秋: 材料とプロセス (1987), p. 1511
- 4) 丹羽直毅, 新井 聖, 高取英男, 伊藤邦夫: 鉄と鋼, 77 (1991), p. 131
- 5) 新家光雄, 羽生日登志, 小林俊郎: 軽金属, 35 (1985), p. 512
- 6) T. Kobayashi and M. Niinomi: Nuclear Engineering and Design, 3 (1989), p. 27
- 7) T. W. Duerig and J. C. Williams: Beta Titanium Alloys in the 1980's, ed. by R. R. Boyer and H. W. Rosenberg (1984), p. 19 [AIME]

+1073 K, 60 sec, WQ+723 K, 7.2 ks, AC+50% C.R.+753 K, 50.4 ks, AC の場合, 本合金の高強度側での高靱性が達成されたが, 強度値のばらつきが大きかった。しかし, 加工熱処理条件が 1073 K, 1.8 ks, WQ+75% C.R.+1073 K, 60 sec, WQ+573 K, 28.8 ks+953 K, 86.4 ks, AC+75% C.R.+723 K, 86.4 ks, AC の場合, 本合金の高強度側での高靱性が達成できると共に, 強度値の再現性も良好であった。

最後に, 本研究に多大な御援助をいただきました住友金属工業(株)に深謝致します。