

© 1990 ISIJ

 論 文
 ////////////////
 ////////////////

Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 系 β 型チタン合金の 熱処理特性に及ぼす合金組成の影響

丹羽 直毅*・出村 泰三*²・伊藤 邦夫*³

Effects of Chemical Composition on the Heat-treatment Response of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al Based Beta Titanium Alloys

Naotake NIWA, Taizou DEMURA and Kunio ITO

Synopsis:

On Ti-15-3 (a shortened designation for Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al) and other two alloys which contain less V and Cr and more Al compared with Ti-15-3, the effects of alloy elements Al, V and Cr on beta transus temperature, aging behavior and mechanical properties were examined.

This variation in composition causes a little increase in beta transus temperature and nose temperature. At fully aged condition, it produces a little increase in hardness and great increase in alpha phase volume fraction. Among the effects, it is notable that it produces rapid aging to fully aged condition, however, it does not alter the strength-ductility relationship in fully aged condition.

Key words: beta titanium alloy; Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al; beta stability; alloy elements; aging behavior; mechanical properties; beta transus temperature; composition adjustment.

1. 緒 言

実用 β 型チタン合金 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al (以後 Ti-15-3 と略記) は、機械的特性と共に冷間での優れた加工性に基づく経済性から、用途の拡大が最も期待されている合金であり、加工性、熱処理性、機械的性質、また、その応用に関し多くの研究がなされ、加工と熱処理を用いた組織制御による特性の向上も試みられている^{1)~7)}。また、用途の拡大を図るためには、特性の向上と共に種々の加工スケジュールや製品設計に対応しうる幅広い熱処理条件を持つことも一つの要件である。

実用 β 型チタン合金では、時効処理により β 母相に α 相を析出させることにより、高強度の達成が図られている。 α 相の析出は、加工と熱処理の履歴と共に β 相の安定度すなわち合金組成により大きな影響を受ける。従って、合金成分を調整することにより、時効挙動を変え、所定の機械的特性を得るための熱処理条件を広げられる可能性がある。

本研究は、Ti-15-3 に関し、 α 相安定化元素および β 相安定化元素を増減することにより β 相の安定度を変えた合金を溶製し、熱処理性への影響を検討した。

2. 実験方法

2.1 試料

チタン合金では、 β 相安定化元素として V, Cr, Fe, Mo, H, α 相安定化元素として Al, O, C, N および中性元素として Sn, Zr などがある。このうち Ti-15-3 で合金成分として添加されるのは、 α 相安定化元素の Al, β 相安定化元素の V, Cr, 中性元素の Sn である。本研究では、Ti-15-3 の AMS 規格 (Aerospace Material Specification)⁸⁾ の成分範囲の中央値を目標成分とする基準合金 (以後合金 A16) と、V と Cr の濃度を低く、Al の濃度を高くし、 β 相の安定度を下げた二種の合金 B14, C12 を溶製した。溶製の目標値として B14 は、Al を基準合金の 110%, V, Cr を 90%, また、C12 は、Al を 120%, V, Cr を 80% に設定した。他の元素は合金間で目標値を変えることはしなかった。Table 1 に、得られた組成と各合金の Mo 当量⁹⁾ を示す。Mo 当量は、チタン合金の β 相安定度を表す指標の一つであり、室温まで β 相を残留させるのに必要な各元素の最小添加量に基づいている。最小添加量は、報告により異なっている^{9)~11)} が、いずれの値を用いても、Table 1 に示し

平成元年 11 月 27 日受付 (Received Nov. 27, 1989)

* 東京大学工学部総合試験所 工博 (Engineering Research Institute, The University of Tokyo, 2-11-16 Yayoi Bunkyo-ku, Tokyo 113)

*² 東京大学工学部 (現: 大和証券(株)) (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Now Daiwa Securities Co., Ltd.)*³ 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

Table 1. Chemical compositions of titanium alloys used (wt%).

Alloy	V	Cr	Sn	Al	Fe	O	C	N	H	Mo equivalente
A16	14.52	3.04	2.90	3.04	0.33	0.155	0.015	0.009	0.0141	17.2
B14	13.23	2.47	3.05	3.19	0.29	0.152	0.013	0.009	0.0115	15.2
C12	11.76	2.28	3.03	3.49	0.30	0.146	0.014	0.010	0.0131	13.7

た値と同様に、B14 の Mo 当量は、A16 の当量より約 10% 低く、C12 の当量は、約 20% 低い。溶製した合金は、AMS 規格値に比較し、O, Fe が、三合金とも最大値をわずかに超えているが、合金間ではほぼ同じである。Al, V, Cr のうち Al は規格内にあるが、V, Cr は、B14 が下限をわずかに下回った成分となっている。従って、B14 は、V, Cr, Al に関し、同規格で β 相の安定度が最も低い成分にほぼ相応していることになる。

供試材[†]は、直径 30 mm の冷間鍛造棒で、1123 K で 3.6 ks 保持・空冷の溶体化処理後、ロータリースウェジャで 90% の冷間加工を加え、試料とした。

2.2 溶体化・時効条件

作製した試料を、973 K から 1173 K まで 50 度間隔の温度で 3.6 ks 保持後空冷し、光学顕微鏡による組織観察で再結晶することを条件に検討した結果、三合金とも条件を満たす 1073 K で 3.6 ks 保持後空冷の溶体化処理を行った。溶体化処理後、三合金とも光学顕微鏡観察、X 線回折によって β 相一相となっていることを確認した。時効温度は、573 K から 873 K の範囲で、50 度間隔とした。

2.3 その他

X 線回折による測定には、 $\text{CuK}\alpha$ 線を使用し、 α 相の検出は、主に $2\theta = 54^\circ$ 付近の $(10\bar{1}2)$ α 面のピークを利用した。体積率は、バルクの試料を炭素工具鋼の平形やすり (JIS B4703) で研削した粉末により測定した。体積率の決定は、 α 相と β 相の回折ピークの積分強度より求めた¹²⁾。

引張試験は、室温で、クロスヘッド移動速度 1.7×10^{-2} mm/s で実施した。試験片は、平行部直径 4.0 mm、標点間距離 15.0 mm、つかみ部直径 7.0 mm の丸棒試験片である。なお、引張試験および体積率の測定をした試料の時効条件とその略称および硬度を Table 2 に示す。

[†] 供試材の加工履歴は次のようである。PPC 炉 (熱プラズマアーク非消耗電極型積層凝固方式溶解炉) により予備溶解後真空アーク中消耗電極式溶解、偏析を軽減するため縦に 4 分割後溶接し、二度目の真空中消耗電極式アーク溶解をし、表面を削って直径 190 mm、長さ 300 mm の鋳塊とした。この鋳塊を、1373 K から 1173 K の温度範囲で直径 63 mm に熱間鍛造、さらに、1173 K から 1023 K の温度範囲で直径 42 mm に鍛造したのち、1173 K で 3.6 ks 保持・水冷の溶体化後表面を切削、直径 36 mm の棒材とした。この熱間鍛造丸棒を、ロータリースウェジャにより冷間で直径 30 mm に加工したものである。

Table 2. Aging conditions, designation and hardness of specimens.

Specimen	Aging condition	Hardness
A16-1	673K for 1.08Ms	465
A16-2	673K for 241ks	398
A16-3	773K for 36ks	396
A16-4	873K for 108ks	302
B14-1	673K for 360ks	467
B14-2	673K for 76ks	400
B14-3	773K for 36ks	406
B14-4	873K for 36ks	309
C12-1	673K for 360ks	496
C12-2	673K for 25ks	400
C12-3	773K for 10.8ks	425
C12-4	873K for 36ks	333

3. 実験結果

3.1 溶体化処理

A16, B14 は、1023 K で 3.6 ks の溶体化処理で再結晶をするが、C12 は、1023 K では加工組織が残留し、1073 K で再結晶する。Fig. 1 に、1023 K から 1223 K まで 50 度間隔の温度で 3.6 ks 保持・空冷の溶体化処理後の β 粒の粒度を示す。 β 粒は、溶体化の保持温度の上昇と共に急激に粗大化する。また、 β 粒は、どの溶体化温度においても、A16, B14, C12 の順にわずかながら小さくなる。溶体化処理後は、 α 相の析出は無く、 β 型チタン合金で形成されやすいとされる未再結晶粒¹³⁾ も残存していなかった。

3.2 β 変態点

本研究では、組織観察法および変態に伴う電気抵抗変

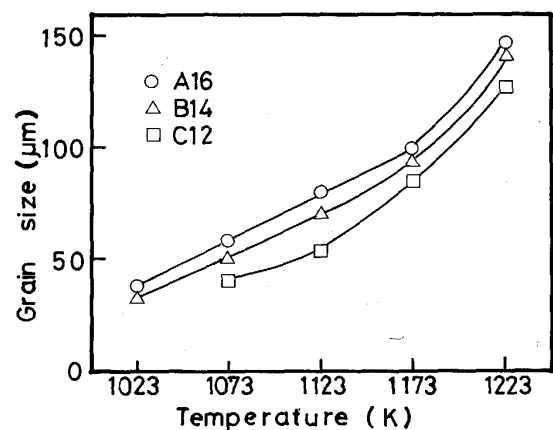


Fig. 1. Variation of grain size of alloys A16, B14 and C12 after heat-treated at temperatures from 1023 K to 1223 for 3.6 ks and air-cooled.

化により β 変態点 (以後 β_{tr} と略記) を決定した. 組織観察法では, いったん析出させた α 相がその温度で保持後残留しているかどうかにより決定した. 試料は, 溶体化処理後 773 K で 100 ks の時効をし, α 相を析出させた. この試料を 1003 K から 1103 K までの温度範囲で 1.2 ks 保持後水冷し, 光学顕微鏡による観察をした. 保持温度は 5 K 刻みで, 保持は ± 1 度とした. その結果 β_{tr} は, A16: 1028 K, B14: 1038 K, C12: 1083 K であった. また, α 相の消失に及ぼす保持時間の影響を検討するため, α 相が残留する上限の温度で保持時間を 2.4 ks として観察を行ったが, α 相の状態に変化はなかった. また, 電気抵抗変化は, 一辺 2.0 mm, 長さ 5.0 mm の角棒を用い, 昇温速度は, 1 s に 8.3×10^{-2} 度で連続昇温し測定した. その結果 β_{tr} は, A16: 1033 K, B14: 1036 K, C12: 1073 K であった. この二つの方法で得られた結果は, 絶対値も近く, その傾向もよく一致している.

本研究で成分濃度を変えている V, Cr, Al と Ti との二元系平衡状態図¹⁴⁾⁻¹⁷⁾ より予想されるように, β_{tr} は, A16, B14, C12 の順に上昇することが明らかとなった. β_{tr} は, チタン合金の熱処理を決定する重要なパラメーターであり, β_{tr} を推定する試みがなされてい

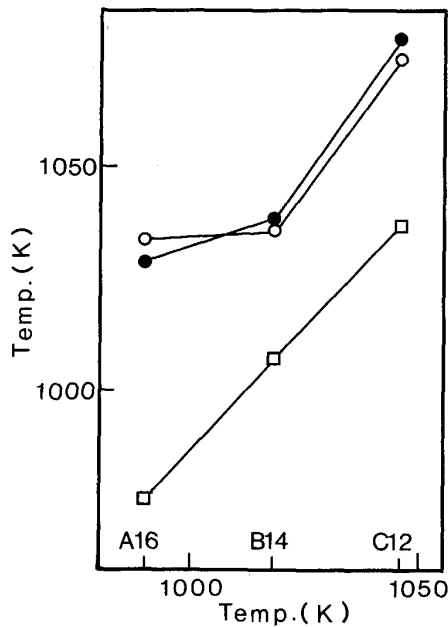


Fig. 2. Comparison between measured beta transus temperatures and calculated ones of alloys A16, B14 and C12. Beta transus temperatures determined by the disappearing α -phase method (●), electric resistivity change (○) and the equation proposed in the literature of (□: Reference 19) vs. beta transus temperature calculated with the equation proposed in the literature of Reference 18.

る¹⁸⁾⁻²⁰⁾. いずれの推定式も, 各元素の β_{tr} に及ぼす影響の強さを与える係数に濃度を掛け, 加算することによって β_{tr} が推定される形式になっている. これら推定式のうち, YOLTON らの式¹⁸⁾ は, 70 種余の Lean beta チタン合金に関し, 多重回帰分析により求めた係数を基に構成されている. 小川ら¹⁹⁾ は, チタン合金に用いられる合金元素に関し, 二元系で電気抵抗変化の測定により β_{tr} を調べ, 成分濃度と β_{tr} の間に良好な直線関係を得, 推定式を求めている. これには, YOLTON らの式に比べ多くの元素が取り入れられ, その中でも, 強い α 相安定化元素である酸素の影響が考慮されている. Fig. 2 に, 三合金の分析値を用いて推定式に基づき計算した β_{tr} の値と組織観察および電気抵抗変化により決定した β_{tr} の値を, YOLTON らの推定式により求めた値を横軸にとって示す. 推定式より求めた β_{tr} は, 実測値に対し 20 度から 60 度ほど低い値をとるが, 合金 A16, B14, C12 の順に上昇し, 大局的にはよい対応を示す. しかし,

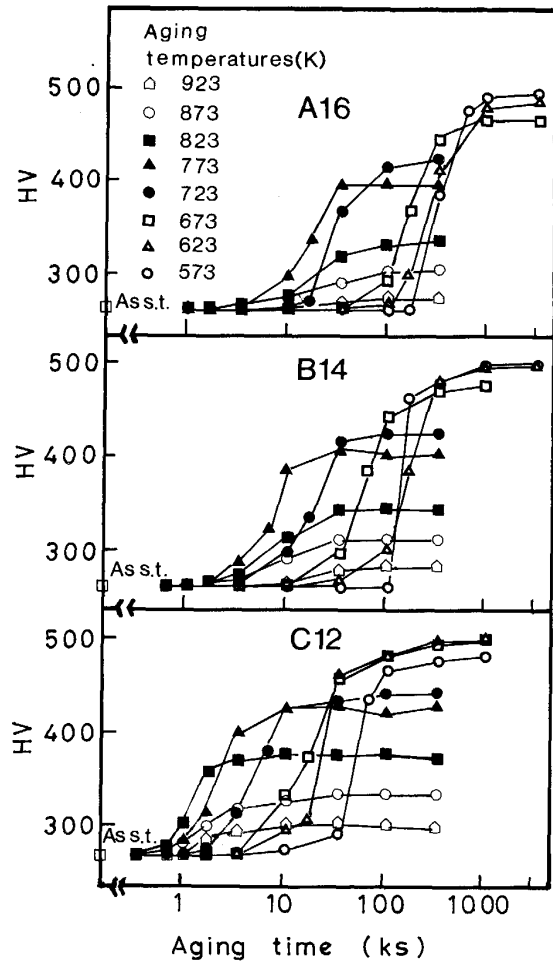


Fig. 3. Hardness as a function of aging time and temperature for alloys of A16, B14 and C12 after solution-annealed at 1073 K for 3.6 ks and air-cooled.

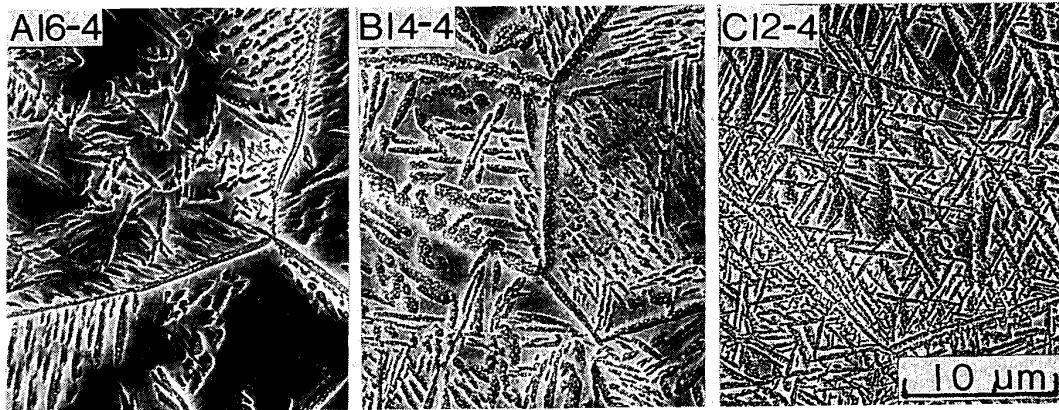


Photo. 1. Microstructures of A16-4, B14-4 and C12-4 (Aging conditions listed in Table 2).

各合金についてみると、C12 と B14 の実測値は、計算値との差が比較的小さいのに対し、A16 では、差が大きい。また、小川らの式では、強い α 相安定化元素である酸素の影響が考慮されているが、本実験の範囲では、YOLTON らの推定値と特に差はみられなかった。

3.3 時効硬化

Fig. 3 に、各合金の 573 K から 923 K までの時効硬化曲線を示す。いずれの合金においても時効温度が低いほど硬化は遅れるが、最終到達硬度は高くなる傾向がみられる。また、各時効温度における到達硬度および硬化速度は、A16, B14, C12 の順に高く、また、速くなる。この時効温度の範囲では、特に変わった硬化挙動はみられなかった。また、前節で調べたように三合金は異なった β_{tr} を持つため、各合金で溶体化温度と β_{tr} の温度差は異なる。このため、組織観察による β_{tr} を基準に、B14 と C12 を、A16 と同様おのおの β_{tr} の 45 度上の温度で 3.6 ks 保持・空冷の溶体化後 773 K で時効し、溶体化条件の違いが硬化挙動に及ぼす影響を調べたが、硬化速度、最高到達硬度とも 1073 K で溶体化した試料と変わらなかった。

3.4 時効組織

Photo. 1 に、873 K の時効で、ほぼ硬化が飽和に達した時点での各合金の組織を示す。A16 は、三合金中時効時間が最も長いにもかかわらず、 α 相の析出量は少ないことがわかる。さらに、C12 と B14 では、同一の時効時間であるが、C12 の α 相析出量が多いといえる。すなわち、 β 相の安定度が低くなるに従い α 相の析出が速くなっている。析出した α 相の形状や大きさは、合金間で特に顕著な差はみられない。また、時効組織は、Ti-15-3 に通常みられるように、時効温度が低温になるほど α 相は微細になり、より均一なものとなっていく

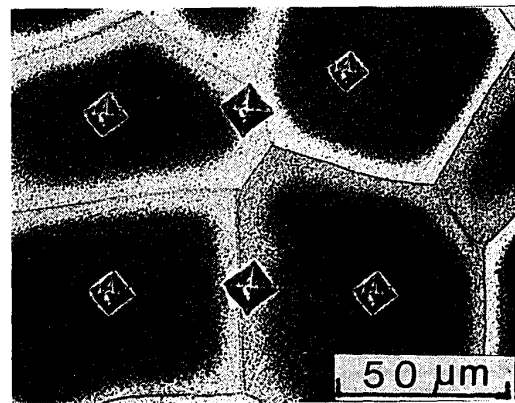


Photo. 2. Microstructure of the alloy C12 aged at 573 K for 11 ks.

が、573 K での時効の初期には、例えば、TC6 合金 (Al: 4.05, Mo: 6.97, V: 10.25, Cr: 3.2, Fe: 0.10, Si: 0.07, C: 0.02, N₂: 0.017, O₂: 0.065, Ti: bal./1 wt%) の時効において観察された α 相の不均一析出²¹⁾ と類似した不均一な析出組織が観察された。Photo. 2 に、C12 を 573 K で 11 ks 時効した際の不均一な析出の様相を示す。これにみられるように、粒内には著しい析出が起きているのに対し、粒界近傍にはほとんど析出していない。また、Photo. 2 中に示したように、この組織に対応して、マイクロピッカース硬度 (測定荷重 0.5 N) も粒内では 360 程度であり、粒界近傍では溶体化状態の硬度である 270 程度と大きな違いがあった。同様の析出形態は、A16, B14 でも 573 K の時効の初期に観察され、X 線回折では α 相のピークが検出された。この析出組織は、初期には点在するが、時効の進行に伴い全面に広がり、同時に粒界近傍にも析出し、硬度差もみられなくなる。

3.5 引張試験

Fig. 4 に、引張試験で得られた 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$)、引張強度 (σ_B) および破断伸び (ϵ) を縦軸に、断面減少率 ($R. A.$) を横軸にとって表す。試験片の時効条件、略称および硬度は、Table 2 に示した。時効条件は、時効温度 673 K、773 K で硬化がほぼ飽和する点およびより高硬度の得られる 673 K の時効で、A16 の 773 K の時効の到達硬度 (HV396) と同一硬度を目標とした条件の試料 (A16-2, B14-2, C12-2) について行った。

この結果、673 K、773 K 両時効温度において A16、B14、C12 の順に到達硬度が高く、それに対応して高い引張強度、耐力を持つことがわかる。最も高い強度は、C12 を 673 K で 360 ks 時効した場合に得られ、引張強度にして 1.72 GPa であった。673 K で時効した A16-2、B14-2、C12-2 は、773 K で時効した A16-3 とほぼ同じ硬度が得られているが、時効時間についてみると A16-2 は、241 ks、B14-2 は、76 ks、C12-2 は、25 ks であり同一硬度に達するのに A16 は、C12 の約 10 倍、B14 の約 3 倍の時効時間を要している。延性に関しては、このうち A16-3 が最も高く、673 K で時効した A16-2、B14-2、C12-2 の試料は劣っている。また、A16-3 と -2、B14-2 と -3、C12-2 と -3 をおのおの比較すると、強度に大きな差はないが、おのおのの合金において 673 K で時効した試料が、より低い延性を示す。従って、所定の強度が得られるならば、673 K より 773 K での時効が望ましいといえる。また、延性値を表す

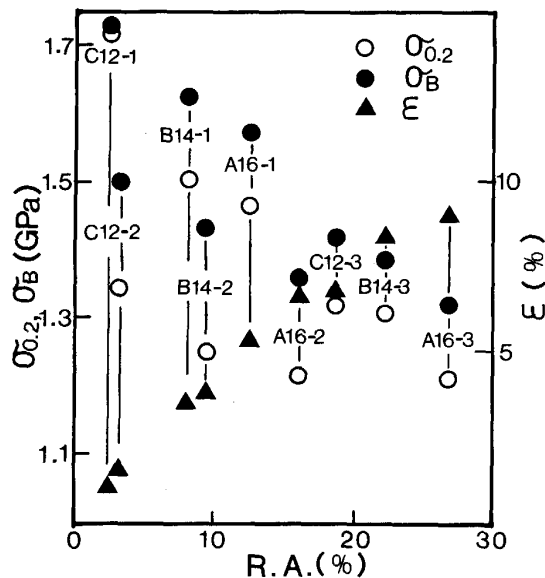


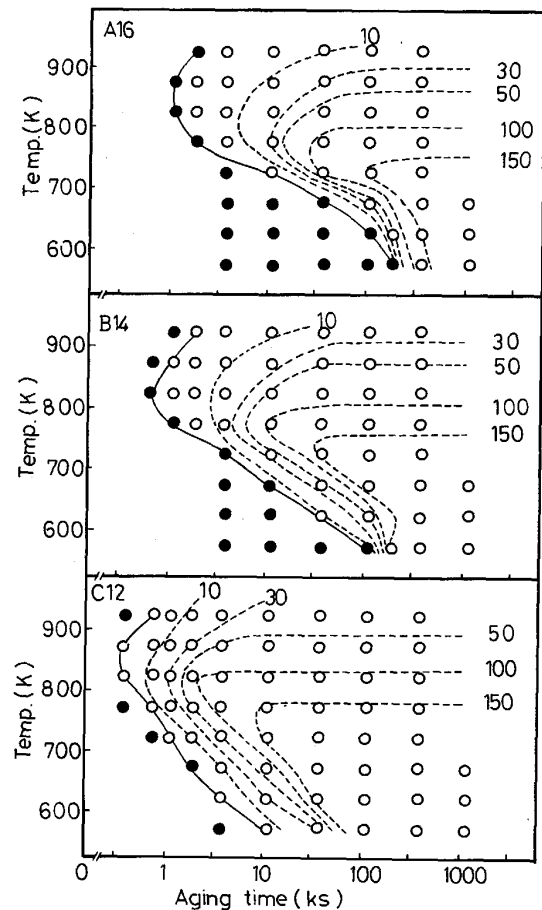
Fig. 4. Ultimate tensile strength (σ_B), 0.2% proof stress ($\sigma_{0.2}$) and elongation (ϵ) versus reduction in area ($R. A.$) of alloys A16, B14 and C12 after aged. Aging conditions of specimens are listed in Table 2.

断面減少率と破断伸びはよい対応関係にある。本実験で得られた強度・延性の関係において、特に合金間の差は無く、従来 Ti-15-3 に関し、著者らが同様の加工と熱処理により得ている強度・延性の関係とも差はみられない²²⁾。

4. 考 察

4.1 TTT 線図

Fig. 5 に、三合金の硬度測定、X 線回折法による α 相の検出および光学顕微鏡による組織観察の結果を用いて作成した、 α 相の析出と時効温度、時効時間の関係を示した。等硬度の線は、溶体化状態からの硬度の上昇分が等しい点を、各温度での時効曲線から内挿して求めた。図中の数字は硬度の上昇分を表している。X 線回折法



○ and ● : Alpha precipitation was observed and not observed through optical microscope, respectively — : Alpha phase was detected through X-ray diffraction analysis ··· : Dotted line shows equal hardness increase with aging from solution-treated condition Figures beside lines indicate the amount of hardness increase, respectively.

Fig. 5. Time-temperature-transformation diagrams for alloys A16, B14 and C12 as determined through hardness change, metallographic observation and X-ray diffraction analysis.

による α 相の検出と組織観察によるそれとは、ほぼ対応していると考えられる。一方、硬度測定の結果は、低温側の時効では α 相析出に伴い硬度が上昇するが、高温側の時効では組織観察や X 線回折によって析出が確認されてから遅れて硬度の上昇がみられる。これは、高温の時効で析出する α 相は粗大で、硬度上昇に対する寄与が少ないことによると考えられる。

等硬度線の形態に関しては、特に合金間に特徴的な差はみられないが、A16, B14, C12 の順にノーズは、短時間側へ移動しており、C12 の硬化開始および α 相の析出開始に要する時間は A16 に比べ著しく速まっている。また、ノーズ温度は、等硬度曲線の形態から、C12 が、A16, B14 に比べわずかに高い値を示している。YOLTON らによって、ノーズ温度と β_{tr} との間により相関があることが明らかにされている¹⁸⁾ が、本実験においても A16, B14 は、近い β_{tr} と近いノーズ温度を持ち、C12 は、これらに比べ高い β_{tr} と高いノーズ温度を持っているといえる。

4.2 析出 α 相と機械的性質

Ti-15-3 の機械的性質は、時効により析出する α 相と β 母相からなる時効組織に強く依存することが知られている。溶体化後時効により得られる時効組織は、時効温度により変化し、時効温度が低温になるほど析出 α 相は微細になり、また、粒界での優先析出が抑制されて均一なものとなる。本来の Ti-15-3 である A16 を初め三合金ともこの溶体化後時効により得られる時効組織の特徴は一致する。Fig. 6 に、時効後の三合金の α 相体

積率を横軸にとって、引張強度、断面減少率および硬度との関係を示す。測定は、各合金が、673 K, 773 K, 873 K の時効でほぼ硬化が飽和する点の試料について行った。ただし、873 K での時効は強度の上昇が期待できないので、引張試験は行わなかった。各試料の時効条件は、Table 2 に示してあり、試料略称の末尾の数字 1 は 673 K, 3 は 773 K, 4 は 873 K での時効を表す。 α 相の体積率の測定は、X 線回折法により行ったが、ある相の面積率と体積率は理論的には一致するはずである²³⁾。析出 α 相が粗大であり、SEM 像により面積率の測定が可能な 873 K で時効した試料に関して、 α 相の面積率を求め、X 線回折による体積率と比較を行った。その結果、A16 の X 線回折による α 相の体積率は、20%、SEM 像による面積率は、22%、B14 の体積率は 39%、面積率は 37%、C12 の体積率は 45%、面積率は 44% とほぼよい一致を示した。

Fig. 6 にみられるように、いずれの時効温度においても A16, B14, C12 と β 相の安定度が減少するに従い α 相の体積率が増加し、硬度も上昇している。また、引張強度も、A16, B14, C12 と増加し、断面減少率は、反対に減少する。しかし、硬度をはじめとしていずれの機械的特性値も、 α 相の体積率の増加に対する変化量よりも時効温度への依存性が強いといえる。

β 型チタン合金の α 相析出による強化機構に関しては、まだ明らかになってはいないが、一般に金属材料の析出強化においては、粒子間距離に反比例して強度の上昇が生じるとされている²⁴⁾。三次元に分布する粒子の平均粒子間距離 (D) は、粒子半径 (r) と体積率 (V) の関数として $D = qr / (3V/4\pi)^{1/3}$ で表されることが知られており²⁵⁾ (q は、粒子の分布に依存する係数)、粒子が微細になるほど、また体積率が増すほど強度が上昇することになる。著者らが、Ti-15-3 の加工後二段時効処理における機械的性質と析出 α 相の大きさおよび粒子間距離の対応関係を調べた例²⁶⁾ では、限定された条件の範囲ではあるが、析出 α 相の微細化および体積率の増加と強度の上昇との間により相関が見いだされている。本研究における A16, B14, C12 に関していえば、Fig. 6 に示されているように、同一時効温度では β 相の安定度が減少するに従い析出 α 相の体積率が増加し、強度が上昇している。また、時効温度が低下するに従い、析出 α 相が微細になり強度の上昇がみられる。これらの結果をみて、定性的ではあるが、同一時効温度における強度変化には体積率の影響が現れ、時効温度の違いによる強度の変化には、 α 相の大きさの影響が強く現れていると思われる。今後、 β 型チタン合金の機械的特性の

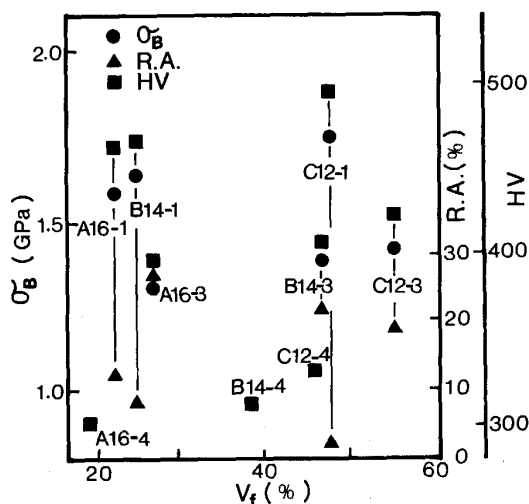


Fig. 6. Ultimate tensile strength (σ_B), reduction in area (R. A.) and hardness (HV) versus volume fraction of alpha phase (V_f) of alloys A16, B14 and C12. Aging conditions of specimens are listed in Table 2.

いっそうの向上のためには、その強化機構の解明は一つの課題であるが、単に析出相の大きさや体積率だけでなく、時効に伴う析出相、母相の成分濃度の変化²⁷⁾、また、それによる格子定数などの変化²⁸⁾、界面の役割などを考慮した解明が必要と考えられる。

以上検討してきたように、Ti-15-3 の β 相安定化元素 V, Cr 濃度の低減および α 相安定化元素 Al 濃度の増加は、 β_{tr} の上昇などに示されるように β 相の安定度の低下をもたらす。その中で最も特徴的なことは、 β 相の安定度の低下に伴い α 相の析出反応が促進され硬化速度は著しく速まるが、得られる強度・延性のバランスは、基準とした合金と同様であることである。このことは、所定の機械的性質を得ようとする際に、合金成分を調整することにより、より幅の広い熱処理条件を選択できる可能性を示唆していると思われる。

5. 結 言

Ti-15-3 を基準合金 (A16) とし、 β 相安定化元素の V, Cr 濃度を低め、 α 相安定化元素の Al 濃度を高めた二種の合金 (B14, C12) を溶製し、時効挙動、析出組織、機械的性質への影響を検討した結果、以下の結論を得た。

(1) V, Cr 濃度の低下, Al 濃度の増加は、 β 変態点を上昇させる。

(2) 三合金とも空冷により溶体化される。溶体化後の β 粒径は、溶体化温度が高温になるにつれ急激に粗大化する。粗大化の傾向は同一であるが、 β 粒径は、A16, B14, C12 の順にわずかに小さくなる。

(3) 合金間で、時効組織に特徴的な差はみられなかったが、 β 変態点が高くなる A16, B14, C12 の順に α 相の析出が促進され、硬化が飽和する点での析出 α 相の体積率が增大する。

(4) 硬化速度は、いずれの時効温度においても、A16, B14, C12 の順に著しく速まる。

(5) 硬化が飽和した時点での強度・延性の関係は合金間で優劣はみられず、また、Ti-15-3 において従来得られているものとも差はみられない。

(6) これらの結果は、Ti-15-3 において、合金成分を調整することにより、その溶体化温度や時効温度、機械的性質を大幅に変えることなく、時効時間を調整することが可能であることを示している。

終わりに、合金の溶製をしていただきました大同特殊鋼(株)中央研究所の関係者の方々、スウェージャーによる加工にご助言をいただいた第二吉田記念商事の藤倉信

夫氏、また、電気抵抗変化による β_{tr} の測定にご協力いただきました NKK 中央研究所の末永博義氏に深く謝意を表します。

文 献

- 1) 末永博義, 高坂洋司, 大内千秋: 鉄と鋼, **73** (1987), S 1510
- 2) M. OKADA: Sixth World Conference on Titanium, Proc., ed. by P. LACOMBE, R. TRICOT and G. BERANGER, Cannes (1988), p. 1625
- 3) 本田弘之, 小林俊郎, 新家光男: 材料とプロセス, **1** (1988), S 1362
- 4) 丹羽直毅, 新井 聖, 伊藤邦夫, 高取英男, 作山秀夫: 材料とプロセス, **1** (1988), S 1363
- 5) 新井 聖, 竹本 聡, 丹羽直毅, 伊藤邦夫, 高取英男, 作山秀夫: 材料とプロセス, **1** (1988), S 1364
- 6) 藤田充苗, 海江田義也, 入江広定, 河部義邦: 材料とプロセス, **1** (1988), S 1365
- 7) 丹羽直毅, 関村直人: 東京大学工学部総合試験所年報, **48** (1989), p. 251
- 8) AMS 4914: Issued 1984-4, Titanium Alloy Sheet and Strip Ti-15-3 Solution Heat Treated
- 9) 木村啓造: チタニウム・ジルコニウム, **19** (1971) 1, p. 7
- 10) S. ANKEM and S. R. SEAGLE: Beta Titanium Alloys in the 1980's, ed. by R. R. BOYER and H. W. ROSENBERG (1984), p. 107 [The Metallurgical Society of AIME]
- 11) B. de GELAS, R. MOLINIER, L. SERAPHIN, M. ARMAND and R. TRICOT: Titanium and Titanium Alloys, ed. by J. C. WILLIAMS and A. F. BELOV (1982), p. 2121 [Plenum Press]
- 12) たとえば, 丹羽直毅, 小野勝男, 伊藤邦夫, 関村直人: 東京大学工学部総合試験所年報, **47** (1988), p. 253
- 13) P. J. BANIA, G. A. LENNING and J. A. HALL: 文献 11), p. 209
- 14) M. HANSEN: Constitution of Binary Alloys (1958) [McGraw-Hill]
- 15) R. P. ELIOT: Constitution of Binary Alloys (1965) [McGraw-Hill]
- 16) チタン合金状態図集 (美馬源次郎監修) (1986) [東レ経営研究所]
- 17) G. GREWAL and S. ANKEM: Metall. Trans. A, **20** (1989), p. 334
- 18) C. F. YOLTON and R. F. MALONE: Metall. Trans. A, **10** (1979), p. 132
- 19) 小川 厚, 高坂洋司, 大内千秋: 鉄と鋼, **73** (1987), S 704
- 20) H. ONODERA, Y. RO, T. YAMAGATA and M. YAMAZAKI: Titanium Science and Technology, ed. by G. LUTZERING, U. ZWICKER and W. BUNK (1985), p. 1883 [DGM]
- 21) M. A. NIKHANOROV and V. V. LATSH: 文献 11), p. 1651
- 22) 丹羽直毅, 郡司牧男, 新井 聖, 伊藤邦夫: 東京大学工学部総合試験所年報, **47** (1988), p. 247
- 23) J. E. HILLARD: Quantitative Microscopy, ed. by R. T. DEHOFF and F. N. RHINES (1968), p. 48 [McGraw-Hill]
- 24) たとえば, 転位論 (日本金属学会編) (1957), p. 359 [丸善]
- 25) たとえば, 諏訪紀夫: 定量形態学 (1977), p. 158 [岩波書店]
- 26) 丹羽直毅, 新井 聖, 藤島雄一, 伊藤邦夫: 東京大学工学部総合試験所年報, **48** (1989), p. 237
- 27) T. MAEDA: Ph. D. Thesis (University of London) (1988)
- 28) 丹羽直毅, 郡司牧男, 北野皓嗣, 伊藤邦夫: 東京大学工学部総合試験所年報, **46** (1987), p. 225