

冷間加工後高温-低温二段時効した Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金の機械的性質

丹羽直毅*・新井 聖*²・高取英男*³・伊藤邦夫*

Mechanical Properties of Cold-worked and High-Low Temperature Duplex Aged Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al Alloy

Naotake NIWA, Akira ARAI, Hideo TAKATORI and Kunio ITO

Synopsis:

Mechanical properties were studied by tensile test of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy obtained by duplex-aging after cold-swaging, i.e. aging at higher temperatures followed by reaging at a lower temperature. Combinations of short-time aging at 823 K, 873 K and 923 K and reaging at 673 K have improved strength-ductility balance of this alloy greatly, realizing high strength of about 1.8 GPa with tensile elongation of 5%. This duplex aging process further diminishes the influence of reduction of cold-swaging on mechanical properties after aging.

Key words: beta titanium alloy; Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al; cold-working; aging; mechanical properties; duplex-aging.

1. 緒 言

実用 β 型チタン合金において、冷間加工後に時効を加える熱処理法は、 β 母相から α 相を析出させる時効応を著しく促進し、析出 α 相を微細化することが知られている¹⁾。実用 β 型チタン合金 Ti-13V-11Cr-3Al において、この熱処理法は、溶体化後冷間加工を加えずに時効を行う方法に比べ強度・延性のバランスを改善することが明らかになっている²⁾。 β 型チタン合金の特徴の一つは、溶体化状態での優れた冷間加工性と、その後の時効による強度の増加である。従って、冷間成形後時効をする方法は、 β 型チタン合金の特徴を活用する熱処理法である。しかし、実用 β 型チタン合金 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al (以下 Ti-15-3 と略記) においては、この熱処理法は、高強度化が図れるものの延性低下を招き、強度・延性のバランスを改善することはできないとされてきた^{3)~6)}。

本研究では、Ti-15-3 を溶体化後冷間加工し β 相を加工組織にした後、高温から低温への二段時効処理を行い、引張試験によって得られる機械的性質を検討した。

2. 実験方法

供試材は、熱間圧延後、1123 K で 3.6 ks 保持後空冷する溶体化処理をおこなった直径 12 mm の棒材である。供試材の化学的成分を、Table 1 に示す。供試材に、ロータリースウェジャーで 83% の冷間加工を加えた後、種々の時効をほどこし試料とした。本実験でおこなった熱処理方法を、Fig. 1 に模式的に示す。以後、冷間加工後単一の温度で保持する時効処理を CWA、冷間加工後高温から低温への時効をおこなう二段時効を CWDA と略記する。また、溶体化後冷間加工をおこなわずに時効する処理を STA と略記する。冷間加工後の時効のうち、短時間の時効 (60 s および 180 s) は、塩浴炉中でおこなったが、他の試料の熱処理はすべてマッフル炉を用いておこなった。また、熱処理後の冷却はすべて空冷

Table 1. Chemical composition (mass %).

V	Cr	Sn	Al	Fe	O	C	N	H	Ti
15.1	3.36	3.04	3.37	0.17	0.14	0.004	0.008	0.0061	bal.

平成 2 年 4 月 16 日受付 (Received Apr. 16, 1990)

* 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

*² 東京大学大学院 (現: セイコーエプソン(株)) (Graduate School, The University of Tokyo, Now Seiko Epson Corporation)*³ 日本鉱業(株)倉見工場 (Kurami Works, Nippon Mining Co., Ltd.)

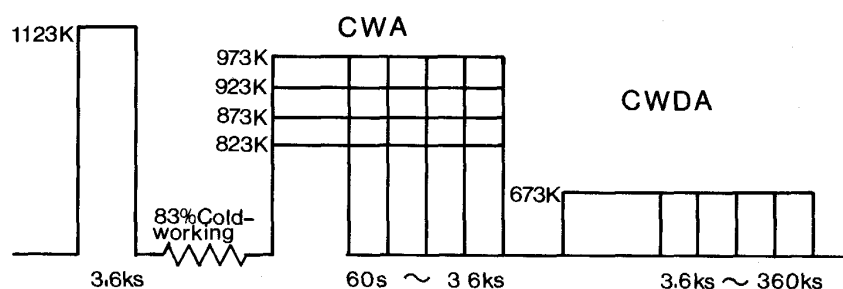


Fig. 1. Schematic diagram of heat-treatments.

とした。CWA の時効温度は、973 K, 923 K, 873 K, 823 K の四温度、CWDA の二段目の時効温度は 673 K の一温度とした。

以上の試験片についてビッカース硬度測定、光学顕微鏡、電子顕微鏡による組織観察、一軸引張試験をおこなった。また、X線回折法⁷⁾により析出 α 相の同定、体積率の測定をおこなった。

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 5.0 mm の丸棒試験片である。

3. 結 果

3.1 CWA における時効挙動

83% の冷間加工を加えた試料を、823 K, 873 K, 923 K, 973 K で時効した際の硬度変化を、Fig. 2 に中抜き印で示す。時効時間 60 s では、すべての時効温度の試料硬度が加工状態より低い値を示している。その中でも 973 K で時効した試料では硬度の低下が著しく、溶体化処理後の硬度とはほぼ同じ値を示した。973 K, 923 K における時効では、時効時間を増してもほとんど硬度の上昇はみられない。823 K, 873 K の時効では、時効時間が長くなるにつれ、硬度の上昇がみられる。この両者を比較すると、低温の 823 K での時効による硬度の上昇が顕著である。一方、873 K では、1.8 ks 以降硬度の低下が生じている。

組織観察によると、973 K で時効した試料では、 β 母相は、再結晶しており、未再結晶粒は存在しなかった。973 K の時効における著しい硬度の低下は、再結晶に起因していると思われる。また、923 K で時効した試料では、時効時間の増加とともに再結晶粒が出現した。823 K および 873 K で時効した試料は、光学顕微鏡観察では、3.6 ks の時効時間の範囲内で再結晶粒はみられなかった。823 K, 873 K および 923 K の時効において、X線回折により時効時間 600 s で体積率約 6%, 時効が進むにつれ増加し、本実験の範囲内では、20% 以下程

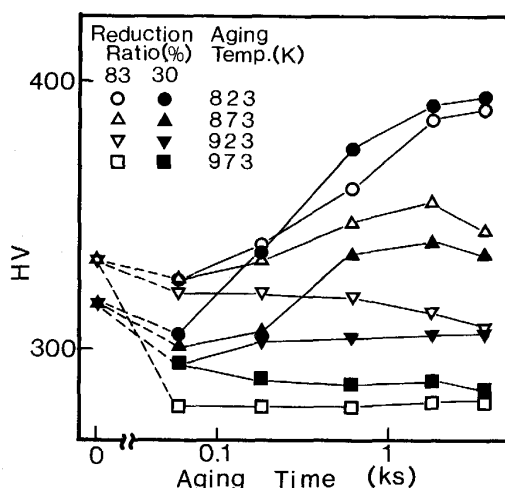


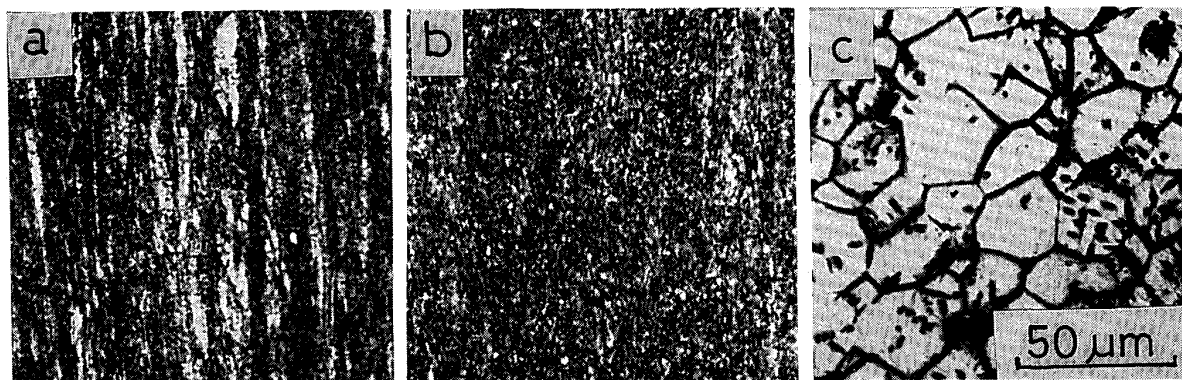
Fig. 2. Hardness as a function of aging time and temperature for specimens aged after cold-swaging with 83% and 30% reduction.

度の α 相の析出が確認された。一方、973 K で時効した試料においては、3.6 ks の時効時間の範囲では α 相の析出は認められなかった。また、TEM 観察の結果 (Photo. 2a 参照), 析出した α 相は、823 K, 873 K, 923 K と温度の上昇とともに大きくなり、本実験の時効時間内での平均的な平均半径はおおよそ $0.1 \mu\text{m}$, $0.2 \mu\text{m}$, $0.4 \mu\text{m}$ であり、形状は球形に近づく傾向がみられた。

CWA では、冷間加工による時効反応の促進と加工組織の回復が並行して起きていると考えられる。保持温度が高くなるにつれ回復の影響が強くなり、923 K では回復の進行が速く、 α 相粒子も大きいため α 相の析出が起きているにもかかわらず硬化が生じないと考えられる。一方、873 K や 823 K での時効では、STA において同一の時効温度で得られる硬化⁸⁾ に比べ、より速い硬化と高い硬度を示している。

3.2 CWDA における時効挙動

673 K で二段目の時効をおこなった際の時効時間と硬度変化の関係を、Fig. 3 に示す。一段目の時効温度は、823 K, 873 K, 923 K, 973 K で、この図では、一段目



a : Reaged at 673 K for 108 ks after aging at 873 K for 600 s b : Reaged at 673 K for 360 ks after aging at 923 K for 36 ks
c : Reaged at 673 K for 108 ks after aging at 973 K for 600 s

Photo. 1. Optical microphotographs of specimens duplex-aged after cold-swaging.

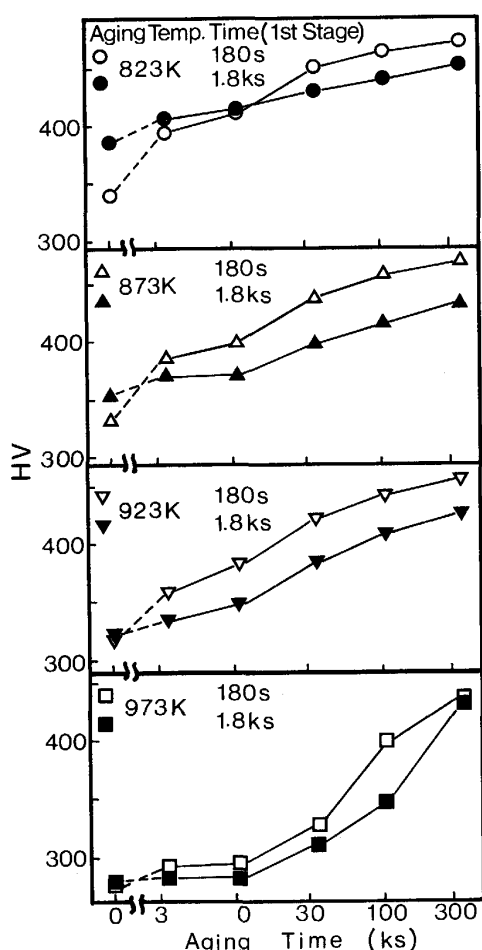
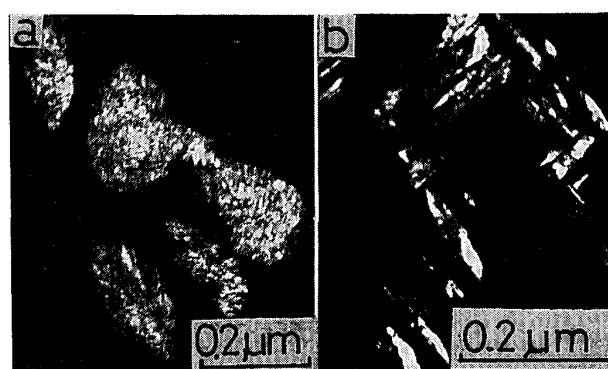


Fig. 3. Variation of hardness with time of reaging at 673 K as influenced by conditions of the first aging in the duplex-aging treatment.

の時効時間 180 s と 1.8 ks を比較している。いずれの時効条件においても、二段目の時効の進行とともに硬度の上昇が起きている。その硬化は、一段目の時効時間の短いものほど顕著である。さらに、一段目の時効時間が



a : Coarse precipitates produced during aging at 873 K for 180 s
b : Fine precipitates produced during the second stage of the duplex aging

Photo. 2. Dark-field electron micrographs of alpha-phase precipitates in the heat-treatment of aging at 873 K for 180 s and reaging at 673 K for 360 ks.

同じ試料では、一段目の時効温度が低いものほど初期硬度は高く、二段目の時効初期の硬化が速いが、360 ks 時効後の硬度には大きな差はなかった。

Photo. 1 に、光学顕微鏡によって観察した CWDA 材の組織を示す。二段時効を加えた組織において、一段目の時効温度が低いものほど冷間加工による変形帯や旧 β 粒界に対応すると思われる組織が明確に観察できたが、一段目の時効温度の上昇および時効時間の増加とともに不明瞭になった。また、973 K で一段目の加熱をした試料では、 β 母相が一段目の加熱により再結晶した。そのため、 α 相が β 粒界に優先的に析出した、STA 材に通常みられる時効組織となっている。Photo. 2 に、一段目 873 K で 180 s、二段目 673 K で 360 ks の CWDA における析出 α 相の TEM による観察結果を示す。a は、873 K で 180 ks 時効後の α 相、b は、

CWDA の二段目に析出した α 相である。973 K で一段目の時効をした試料以外は、この写真の例にみられるように、一段目の高温側での時効で析出する寸法の大きな α 相と、二段目の 673 K での時効で析出する微細な α 相の 2 種類の α 相が、 β 母相中に析出していた。673 K の時効で析出した α 相は、一段目に析出した α 相に比較し、より細長い形状をしていた。また、二段目の時効により析出する α 相は、二段目の時効温度は同一であるにもかかわらず、適用された熱処理条件の範囲内で一段目の時効温度が高くなるにつれ、2 倍程度にまで大きくなる傾向がみられた。X線回折結果によれば、適用された熱処理条件の範囲内で、二段目の時効で析出した α 相の体積率は一段目の時効温度によらず、15~25% 程度であった。

3.3 機械的性質

Fig. 4 に、CWA 材の時効時間に対する引張強度 (σ_B)、断面減少率 (RA)、破断伸び (EI) の変化を示す。時効温度 823 K および 873 K では、時効時間の増加にともない強度が上昇するが、その量はわずかであり、1.8 ks 以降は低下する傾向がみられる。923 K での時効では、時効時間の増加にともない強度の減少がみられた。また、時効温度が低いほど高い強度が得られた。一方、延性は、時効の進行にともない一時的に改善される。この現象は、断面減少率および破断伸びに共通であり、また、823 K、873 K、923 K のどの温度で時効した試料にもみられた。

Fig. 5 に、一段目 873 K の CWDA 材の引張強度および破断伸びと二段目の時効時間の関係を示す。強度は、

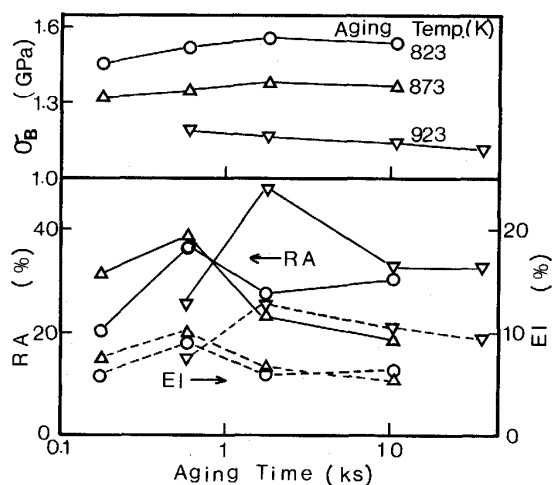


Fig. 4. Variation of ultimate tensile strength (σ_B), reduction of area (RA) and elongation (EI) with time and temperature of aging for specimens aged after cold-swaging with 83% reduction.

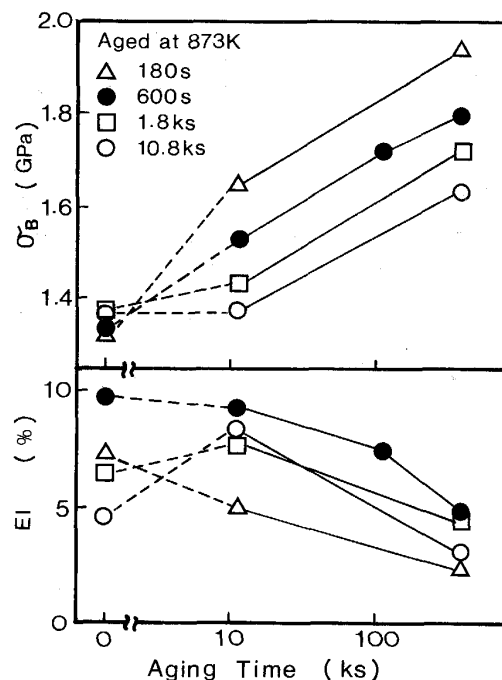


Fig. 5. Variation of ultimate tensile strength (σ_B) and elongation (EI) with time of the second aging for specimens reaged at 673 K after aging at 873 K for 180 s, 600 s, 1.8 ks and 10.8 ks.

いずれの時効条件においても二段目の時効を加えることにより上昇する。また、Fig. 3 に示した CWDA にともなう硬度の変化からも予想されるように、一段目の時効時間が短いものほど二段目の時効により高強度となっている。この傾向は、一段目の時効温度が 923 K、823 K の試料に関しても共通であった。さらに、一段目の時効時間が同じ試料では、一段目の時効温度が低いものほど初期強度は高く、二段目の時効により得られる強度も高かった。一方、破断伸びは、360 ks の時効後には強度の上昇にともない低い値をとるが、時効にともなう破断伸びの変化は一段目の時効時間に依存し、強度の上昇にもかかわらず破断伸びが増加する場合もあった。この傾向は、Fig. 5 に示した一段目の時効が 873 K の場合だけではなく、823 K の場合にもみられた。

4. 考 察

4.1 冷間加工後時効に及ぼす冷間加工度の影響

冷間加工後時効における時効反応は、冷間加工による歪み量に依存することが知られている³⁾⁸⁾。Fig. 2 に、時効温度 973 K から 823 K の CWA における冷間加工度 83% と 30% の試料の、時効にともなう硬度変化を比較して示す。加工状態では、冷間加工度 30% の試料が低い硬度を持つ。また、加工度 83%、973 K 時効の

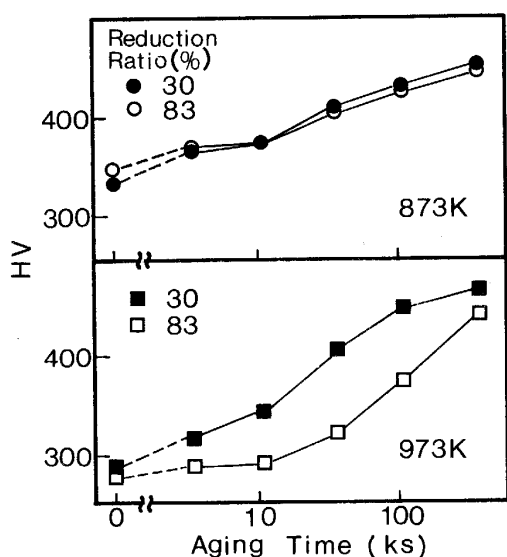


Fig. 6. Effect of reduction of cold-swaging on the variation of hardness during reaging at 673 K after aging at 873 K and 973 K for 600 s.

試料は別として、時効初期には、加工度 30% の試料がすべて低い硬度を示す。しかし、時効が進むにつれ、各時効温度における冷間加工度の差による硬度差は少なくなり、3.6 ks 後にはほぼ同じ値となる。冷間加工による歪みは、CWA において時効反応を促進し、硬度の上昇をもたらすと同時に、加工組織の回復も促し、硬度の低下をもたらすので、CWA での硬化は、この両者の兼ね合いで決定されると考えられる。冷間加工度 83% の試料は、加工度 30% の試料に比較し、加工状態でより高い転位密度を持つため、析出の速度も速いが回復の速度も速くなるので、973 K の加熱で再結晶をしてしまう場合は別として、時効初期の硬度は高いが、時効の進行とともに硬度差がなくなるものと思われる。

Fig. 6 に、加工度 83% と加工度 30% の試料の CWDA における硬度と時効時間の関係を示す。この図は、一段目の時効を 873 K、973 K で 600 s をおこなった後、673 K で二段目の時効をおこなった試料の例である。一段目 873 K の CWDA の例では、冷間加工度による硬化の違いはほとんど見られない。973 K で一段目の時効をした試料では、冷間加工度 83% よりも 30% の試料の方が、時効初期の硬化が速くなっている。冷間加工度の違いによる二段目の時効における硬化速度の差は、一段目の全時効温度で低加工度の試料が速い傾向がみられたが、973 K を除く他の時効温度ではその差は小さく、また、一段目の時効時間の増加とともに差が減少した。

Fig. 7 は、冷間加工度 83% と 30% の試料の CWDA

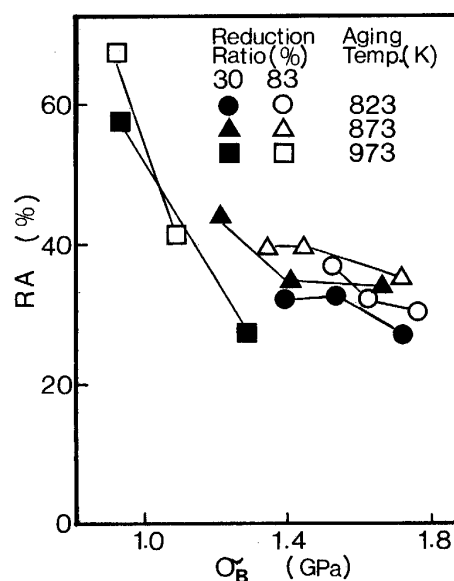
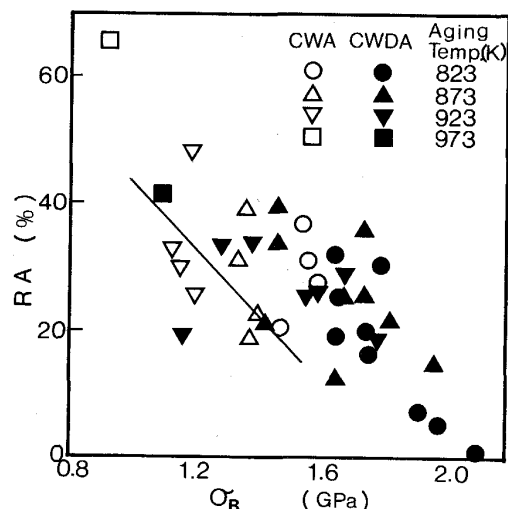


Fig. 7. Influence of reduction of cold-swaging on the relation between ultimate tensile strength (σ_B) and reduction in area (RA) of specimens reaged at 673 K for 0 ks to 108 ks after aging for 600 s at 823 K, 873 K and 973 K.

後の引張強度と断面減少率の関係を示している。これら試料の時効条件は、一段目の時効温度を 823 K、873 K とし、時効時間は、Fig. 4 に示されているように、冷間加工度 83% の試料に関し最もよい延性を与える 600 s とした。二段目の時効温度は 673 K で、時効時間は 0 から 108 ks とした。また、一段目の時効を 973 K で 600 s、二段目の時効を 673 K で、時効時間を 0 と 108 ks とした試料に関する結果も併せて示した。同一時効条件では、加工度の低い試料の方が強度、断面減少率とも低くなる傾向がみられるが、二段目の時効が進行し、強度が上昇するにともないその差も少なくなる。また、973 K で一段目の時効をおこなった場合には、二段目の時効を加えた後の強度に加工度の違いによる大きな差がみられた。

これらの結果は、CWDA 処理の一段目の時効において、加工組織が再結晶する 973 K 以外の温度で、ある時間以上の時効をすれば二段目の時効での硬化挙動に及ぼす冷間加工度の影響を小さく抑えることが可能であることを意味している。また、83% の強加工を施さなくても 30% の加工度でもほぼ同様の機械的性質を得られる可能性があることを示唆していると考えられる。

前述したように冷間成形後時効をする工程は、この合金の特徴を活用する熱処理法である。しかし、冷間成形品は加工歪みの分布を持つため、時効によりもたらされる製品内の機械的性質の不均一に注意を払う必要が指摘



CWA : Aged between 973 K and 823 K after cold-swaging
 CWDA : Reaged at 673 K after CWA
 Straight line indicates the relation between reduction of area and ultimate tensile strength obtained in the aging after solution-treatment⁶⁾.

Fig. 8. Variation of the relation between reduction of area (RA) and ultimate tensile strength (σ_B) with aging conditions.

されていた³⁾. Fig. 7 に示されているように、冷間加工後時効した際の機械的性質に及ぼす冷間加工度の影響をCWDAにより少なくできることは、冷間成形品の時効においてCWDAが有用であることを示している。

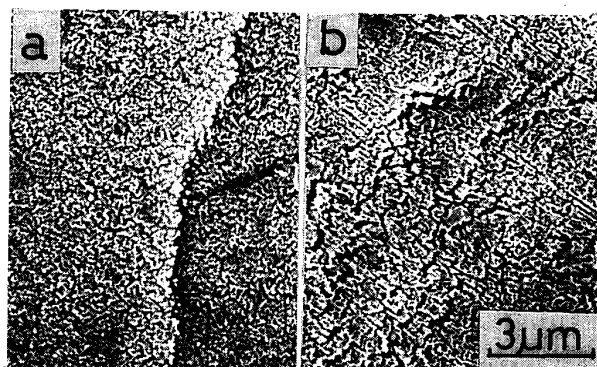
4・2 時効条件と機械的性質

Fig. 8 に、本実験のCWAおよびCWDAで得られた引張強度と断面減少率の関係を示す。また、以前著者らがTi-15-3のSTAにより得ている引張強度・断面減少率のおおよその関係を図中に直線で示してある⁶⁾。Fig. 4 のCWAにおける強度・破断伸びの関係から推定されるように、本実験においてCWAの同一温度で時効した試料では、強度はあまり変化せず断面減少率だけが変化していることがわかる。強度・延性のバランスは、STAのそれとほぼ同じか、または優れている。時効温度の低下とともに強度レベルは上昇し、本実験の時効条件の中では、823 KでのCWAにおいて引張強度が1.5 GPaほどとなり、STAで得られる最高強度とほぼ近い値をとる。また、時効時間の選択によっては、STAより優れた強度・延性のバランスを得ることができる。しかし、最高強度は、STAでのそれと同程度である。

一方、CWDAによって得られる引張強度は、CWA材に比較し全体的により高強度側に存在する。また、その中では、一段目の時効温度が低くなるほど、より高強度側に存在していることがわかる。CWDAにおいても2 GPa程度の強度レベルになると延性は急激に低下するが、1.8 GPa程度までは良好な延性を示している。

強度・延性のバランスに富む例をあげれば、一段目 823 K で 600 s の時効をし、二段目 673 K で 108 ks の時効を施した試料では、引張強度 1.77 GPa、0.2% 耐力 1.75 GPa、断面減少率 30.5%、破断伸び 5.7%、また、一段目 873 K で 600 s 時効後二段目 673 K で 108 ks の時効をした試料においては、引張強度 1.72 GPa、0.2% 耐力 1.70 GPa、断面減少率 35.3%、破断伸び 7.3% の値を示した。Ti-15-3 の熱処理により得られる強度・延性のバランスにおいて、破断伸びを最小 5% ほどとすると、従来の溶体化後時効および冷間加工後時効処理によっては、引張強度は最高 1.5 GPa ほどとされていた^{3)~5)} が、これらの結果は、同一条件で引張強度を 1.8 GPa 程度に引き上げることが可能であることを示している。また、一段目の時効時間がこれより短い試料では、二段目の最も長い時効時間における到達強度は増し、逆に一段目の時効時間が長い場合は到達強度は減少するが、いずれの場合にも強度・延性のバランスは劣っている。これらCWDAにおいて高強度まで十分な延性が保持されるのは、CWAで得られる高い延性と、二段目の時効で強度が増加するにもかかわらず延性の低下が緩やかなことに起因すると考えられる。

Photo. 3 に、走査型電子顕微鏡 (SEM) 内で引張変形をさせた切欠付き試片の切欠き近傍の変形の様相を示す。a は、CWA 材 (673 K×36 ks) の、b は、CWDA 材 (873 K×600 s+673 K×108 ks) の SEM 写真である。両者はおおよそ 1.62 GPa、1.72 GPa の引張強度を持つが、CWA 材の断面減少率は、9.1% であり、CWDA 材のほぼ 1/4 であった。この写真から、延性の低いCWA材では直線的な変形の集中がみられるのに対し、延性の高いCWDA材では変形が分散して生じていることがわかる。この写真にみられるような、変形の様相の



a : Aged at 673 K for 36 ks b : Reaged at 673 K for 108 ks after aging at 873 K for 600 s

Photo. 3. Scanning electron micrographs of deformation trace around notch of the specimens deformed in SEM.

違いが CWA と CWDA に延性の違いをもたらす要因となっていると思われる。また、破面は、ディンプルに覆われた延性の破面で、特に特徴的な様相の差異は見いだされなかった。

CWDA では、一段目の時効にともなう強度の増加はわずかであるが、二段目の時効による強度の増加は著しい。一段目の時効で析出する α 相は、二段目のそれに比較し寸法が大きく強度の増加への寄与が少ないと考えられる。 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⁹⁾。三次元に分布する粒子の中心間の平均距離 (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¹⁰⁾¹¹⁾。ここで、 q は、粒子の分布に依存する係数である。Fig. 9 は、CWDA の二段目の時効により析出する α 相粒子に関する $D/q^\dagger$ と二段目の時効による 0.2% 耐力の増加分の関係を示す。ここで D/q は、TEM により観察した α 相を回転楕円体とし、同体積の球に近似したときの平均粒子半径 r と X 線回折法により得た α 相の体積率 V を用い求めた。この図には、一段目を 823 K、873 K で時効した試料に関する結果を示してある。この図にみられるように、どちらの時効条件においても D/q

が減少するに従い耐力が急激に増加している。また、同じ耐力の増加分を与える D/q は、一段目 873 K で時効した試料の方が大きい値をとる。ここで、平均粒子間距離 ($D-2r$) の絶対値を求めることはできないが、両時効条件の試料間の r の差はおおよそ 0.01~0.02 μm の間にあり、一段目を 873 K で時効した試料の方が大きい。また、 q の値は 1 前後であると考えられるので、Fig. 9 の関係から、両時効条件における平均粒子間距離と耐力の増加分の関係は、ほぼ同じ曲線で表される関係となることと推定される。ここでは、粒子の形状や分布などの因子を考慮していないが、この結果は、析出した α 相の間の間隔が強度の増加に大きな影響を持つ因子であることを示唆しているものと思われる。

本研究において、冷間加工後高温側での比較的短時間の時効と低温側での時効を組み合わせる熱処理法は、十分な延性を保持したままで高強度が達成可能であり、従来の溶体化後時効や冷間加工後時効と比較し、強度・延性のバランスを著しく改善できることが明らかとなった。本方法において高強度まで十分な延性が保持されるのは、一段目の高温側で得られる高い延性と二段目の時効で強度の増加にもかかわらず延性の低下が緩やかなことに起因すると考えられる。また、本法の特徴は、強度・延性のバランスを改善するだけではなく、時効後の機械的性質への冷間加工歪みの差の影響を小さく抑えられる可能性を持っていることと考える。 β 型チタン合金の中でも Ti-15-3 は、冷間での成形加工を前提として開発された合金であり¹²⁾、本法は、Ti-15-3 における冷間成形後時効による製品製造における熱処理法として優れた可能性を持つものと思われる。

5. 結 言

Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 合金に溶体化後冷間加工を加えることによって β 相を加工組織にした後、高温から低温への二段時効処理を行い、引張試験した結果、次の結論を得た。

1) 冷間加工後、時効温度としては高温である 823 K から 873 K の時効において強度の増加はわずかであるが、時効の進行にともない一時的な延性の増加がみられた。この時効により得られた強度は、溶体化後時効により得られる強度の範囲内にあるが優れた延性を与える時効時間が存在した。

2) 先の時効に二段目の時効として 673 K での時効を加えることにより強度は大幅に増加した。しかし、時効の進行にともなう延性の低下は比較的緩やかであった。

3) 高温側での一段目の短時間の時効と 673 K での二

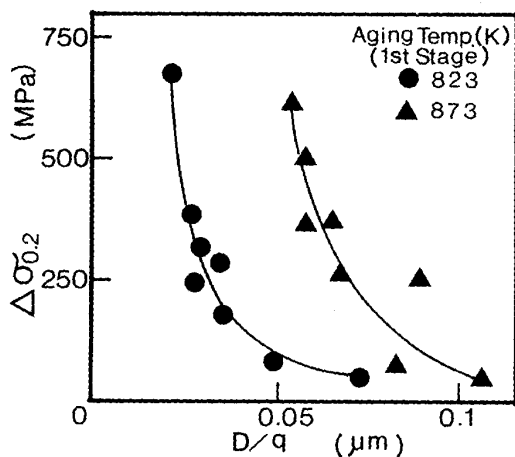


Fig. 9. Relation between increase of 0.2% proof stress ($\Delta\sigma_{0.2}$) with reaging at 673 K in the duplex aging and D/q (Mean distance of adjacent particles (D) divided by a coefficient dependent on distribution pattern of particle (q))¹⁰⁾¹¹⁾.

[†] q は、粒子の分布の規則性により変化する値で、無作為な配置に関しては、0.5540、等間隔的な規則性を持つときはこれより大きくなり最大値は 1.1225 となる。 α 相粒子の配列の仕方に関しては、明らかではなく、 q の値を決定することができないため Fig. 9 においては、横軸を D ではなく D/q を用いて表示をしている。 q の値が大きく変化しなければ、 D/q は、近似的に粒子の中心間距離の変化に対応していると考えられる。

段目の時効の組合せにより、本合金における強度・延性のバランスの改善が可能となった。例えば、5% 程度の破断伸びを保持しながら引張強度を 1.8 GPa 程度とすることができた。

4) 本二段時効法により、冷間加工後時効における時効後の機械的性質に及ぼす加工度の影響を小さく抑えられることが明らかとなった。

これらのことから、本二段時効法は、冷間加工後時効という Ti-15-3 の特性を活用した熱処理法における延性の低下と時効後の機械的性質の不均一の問題を克服できる可能性を持つ熱処理法であると考えられる。

終わりにあたり、実験に協力された竹本聡(現: ソニー(株))、藤島雄一(現: 安田火災海上保険(株))、両君並びにスウェジャーによる加工にご助言いただいた第二吉田記念商事の藤倉信夫氏に深く感謝致します。

文 献

- 1) J. C. WILLIAMS: Titanium Science and Technology, ed. by R. I. JAFFE and H. M. BURTE (1973), p. 1433 [Plenum Press, New York]

- 2) 郡司牧男, 北野皓嗣, 丹羽直毅, 伊藤邦夫: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 610
- 3) H. W. ROSENBERG: J. Met., 35 (1983), p. 30
- 4) 岡田 稔, 西川富雄: 日本金属学会誌, 50 (1986), p. 555
- 5) 津森芳勝, 松本年男, 児山佑二: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 203
- 6) 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. 241
- 7) 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
- 8) 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
- 9) たとえば, 転位論 (日本金属学会編) (1957), p. 359 [丸善]
- 10) たとえば, 諏訪紀夫: 定量形態学 (1977), p. 158 [岩波書店]
- 11) 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, 47 (1989), p. 237
- 12) J. A. HALL: The Metallurgy of Light Alloys, ed. by R. J. TAUNT *et al.* (1983), p. 116 [Institution of Metallurgists, London]