

Ti-Fe-Cr-Al 系 β チタン合金の引張特性と時効挙動Tensile properties and aging behavior of Ti-Fe-Cr-Al β alloys

○池田勝彦 (関西大学)

Masahiko IKEDA, Kansai University, Yamate-cho 3-3-35, Suita, Osaka

Titanium and its alloys, especially beta titanium, are very attractive material to use for the supporting equipments because of their high specific strength and good biocompatibility. However, beta titanium alloys are relatively costly. Low cost Ti-Fe-Cr alloys without costly elements have an attractive balance of tensile strength and ductility. In this alloy isothermal omega phase, which makes the alloy brittle, is precipitated by aging. Further aging of the alloy, by precipitating alpha, did not harden significantly as compared to some the commercial beta titanium alloys. By aluminum addition, a less costly material, to the Ti-Fe-Cr alloy, isothermal omega precipitation was suppressed and the age hardening, with alpha precipitation, was improved. The alloy, Ti-Fe-Cr-Al, is less costly and harder than that of Ti-Fe-Cr alloy when aged at the same temperature.

Key Words: Beta titanium alloys, Low cost, tensile properties, aging, isothermal omega phase, alpha phase

1. 緒言

チタンは比強度が高く、耐食性も優れており、また良好な生体適合性を持っている¹⁾。つまり、介護等に使用される福祉器具のための金属材料としてその潜在能力は非常に高いといえる。既に、軽量・高強度を生かした車椅子が開発され、実際に使用もされている。また、スポーツ用車椅子としては欠かせない金属材料となっている²⁾。しかし、チタンとその合金が目指した用途が航空宇宙などであったため、その価格は安価であるとはいいがたい。福祉器具は民生品に属すると考えられ、価格は利用者(購入者)にとって非常に重要な問題である。

冷間加工性と熱処理性が良好である β チタン合金には高価なバナジウムやモリブデンが主 β 安定化元素として添加されている。また、バナジウムは生体毒性を示す金属³⁾として Implant 用材料への使用は Ni と同様、避けられるべきであるとされている。 β 安定化能が高く、安価である元素としては鉄がある。しかし、固液共存領域相が広いこと、凝固偏析が生じ、健全な鑄塊を得ることが他の β チタン合金、特に V を主添加元素として β チタン合金に較べ困難であるとされている。現在報告されている低コスト β チタン合金はフェロバナジウムなどを添加した鉄-バナジウム系チタン合金⁴⁾などがある。更なる低コスト化を目指すのであればバナジウムフリー β チタン合金の研究も非常に重要である。

著者らは、Ti-Fe 合金の基礎的研究から同系合金の引張特性を検討し、また鉄の凝固時の偏析と β 相中での異常高速拡散⁵⁾を緩和する目的で、クロムも複合添加した合金を開発した。さらに、鉄とクロムの複合添加材としてスポンジチタンに較べても非常に安価である製鋼用材料のフェロクロム合金を使用することも試みた。しかし、鉄およびクロムは β 相中で拡散がチタンの自己拡散より速く⁵⁾、時効により材料を脆化させる等温 ω 相が容易に析出すると考えられる。その等温 ω 相析出を抑制する合金元素としてアルミニウムがある。本報告ではアルミニウムを最大 4.5mass%まで添加した Ti-4.3Cr-7.1Fe-Al 合金を溶製し、溶体化処理状態での相構成と引張特性におよび時効挙動に及ぼす Al 添

加量の影響について述べる。

2. 実験方法

時効試料合金は純度 99.8%up スポンジチタン、低炭素フェロクロム 2 号 (Cr;62.1%, C;0.031%, Si; 0.28, P;0.004, Fe; 37.576%) および純度 99.999%アルミニウムを使用し、高純度アルゴン雰囲気小型アーク炉で溶製した。得られたボタン状インゴットは、約 1120K で熱間鍛造、熱間圧延し、厚さ約 4mm の板状にした。引張試験試料合金としては Ti-4.3Fe-7.1Cr と Ti-4.3Fe-7.1Cr-3.0Al 合金の 2 種類を大同特殊鋼に依頼し、プラズマ積層凝固炉法(PPC 法)で溶解後、真空アークで再溶解し、得られたインゴットを約 1270K の熱間鍛造、熱間圧延で直径約 25mm の丸棒として入手した。時効試料用熱延板から電気比抵抗測定用およびビッカース硬さ測定試料(4 \times 3 \times 50 μ m)、X 線回折試験試料 (4 \times 10 \times 10 μ m)をそれぞれ切り出し、整形した。また ϕ 25 丸棒から平行部直径 6mm、標点距離 30mm の引張試験片に加工した。時効試料での溶体化処理は 1123K、3.6ks 保持後、氷水中に焼入れた。また、引張試験片の溶体化処理温度は、 β 変態点(T_{β})の+25K とし、処理時間は 3.6ks とした。溶体化処理後氷水中に焼入れた。各合金の合金呼称、化学組成および引張試験片の β 変態点を Table 1 に示す。50K/3.6ks

Table 1 Alloy code, chemical composition and β transus temperature

Alloy code	Chemical Composition (mass%)				
	Fe	Cr	Al	O	T_{β}/K
Aging					
A0Al	4.26	6.88	<0.01	0.058	----
A1.5Al	4.29	6.91	1.52	0.078	----
A3.0Al	4.24	7.04	2.98	0.055	----
A4.5Al	3.91	6.57	4.56	0.087	----
Tensile					
T0Al	4.21	6.93	0.02	0.14	1023
T3.0Al	4.03	6.70	3.02	0.18	1098

の条件で等時時効を 373K から 973K まで行った。等温時効

は 673K と 773K の 2 温度、引張試験片については 673K 等温時効のみ行った。電気比抵抗は直流 4 端子法で、室温(ρ_{RT})と液体窒素温度(ρ_{LN})で測定した。ビッカース硬さは荷重 0.5kgf で 10 点測定し、最大最小を除いた 8 点の平均を採用した。X 線回折試験(XRD)によって相の同定をした。また、光学顕微鏡による組織観察も行った(OM)。引張試験は室温で引張速度 0.05mm/s で行った。また、引張試験後の破面も走査電子顕微鏡で観察した。

3. 結果および考察

3-1 溶体化処理状態

XRD で相の同定した結果、溶体化処理状態ですべての試料は β 単相であった。比抵抗は Al 添加量とともに増加し、抵抗比も A3Al 合金までは増加した。引張試験片の抵抗比は時効用試料より小さくなったが、引張試験片でもアルミニウム添加による抵抗比の変化は時効用試料同様、アルミニウム添加により増加した。硬さは時効用試料でも引張試験片でも 3mass%Al まではほぼ一定であった。時効用試料と引張試験片で比較すると、後者の酸素量が前者より若干高いためか、後者の方が前者より HV 値は大きくなった。この酸素量の違いが抵抗比の違いにも影響していると思われる。

3-2 時効挙動

Figure 1 に等時時効による抵抗比(ρ_{LN}/ρ_{RT})および HV 変化を示す。A0Al および A1.5Al 合金で時効初期より減少し、前者は 773K で急激な減少が認められた。また、後者の A1.5Al 合金では 723K で急激な減少が認められた。また、A3.0Al 合金では、初期の減少量は少なく、明確な減少は 573K で認められた。A4.5Al 合金は前述のように鉄、クロム量が他の合金より若干低いため、単純に他の時効試料と比較できないが、明確な抵抗比の減少は他の試料より高温である 623K で認められた。また、抵抗比の極小を示す

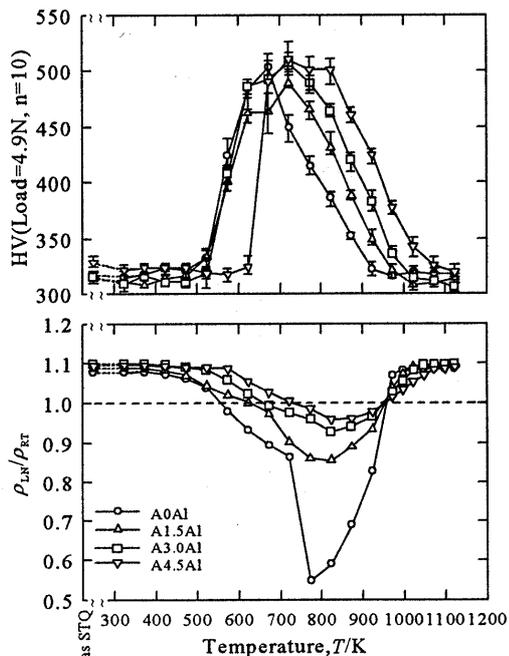


Fig.1 Changes of resistivity ratio and HV with isochronal aging.

温度はアルミニウム添加量が増加するとともに高温側に移動した。HV は、A0Al、A1.5Al および A3.0Al 合金とも

573K から増加した。また、それらの極大値はほぼ等しく 500HV 程度であった。しかし、その極大を示す温度はアルミニウム添加量とともに高温側に移動した。これら 3 合金の極大後の同時効温度での HV はアルミニウム添加量の増加とともに大きくなった。A4.5Al 合金は 673K で急激な HV 増加を示し、硬さの極大値はほぼ 500HV で、それを示す温度は A1.5Al および A3.0Al 合金同様 723K であった。しかし、その値は 823K までほぼ一定で、それ以上の時効温度で明確な減少を示した。XRD の結果、A3.0Al 合金までの時効初期の抵抗比減少および HV 増加は等温 ω 相析出が原因である。また、A0Al 合金の HV 減少は α 析出による。しかし、Al を添加した A1.5Al および A3.0Al 合金では、 α 相析出が HV の急激な減少の原因とならず、A4.5Al 合金では、 α 相析出で明確な HV 増加を示した。これは、アルミニウム添加によって析出 α の体積率の増加とその形態および分布状態の変化、さらにアルミニウムの α 相への優先固溶による α 相の硬化が原因であると考えられる。また、等温時効では、アルミニウム添加が等温 ω 相析出の抑制効果も認められた。

3-3 引張特性

Figure 2 に溶体化処理状態での T0Al と T3.0Al 合金の引張特性(引張強さと絞りの関係)を、これまでに報告した Ti-Fe-Cr 系合金と低コスト β チタン合金として開発された TIMETAL[®]LCB (Ti-4.5Fe-6.8Mo-1.5Al)のデータとともに示した。また、破線で囲まれた領域は河部らによって報告された既に開発された β チタン合金が示す強度-延性バランスの範囲を示す。T0Al および T3.0Al 合金の強度-延性バランスは既存の β チタン合金の強度-延性バランスの範囲内にあり、引張強さは TIMETAL[®]LCB のそれ同程度の約 1000MPa を示し、絞りは TIMETAL[®]LCB より大きく、約 50%を示した。伸びについても、TIMETAL[®]LCB より大きく、約 20%であった。

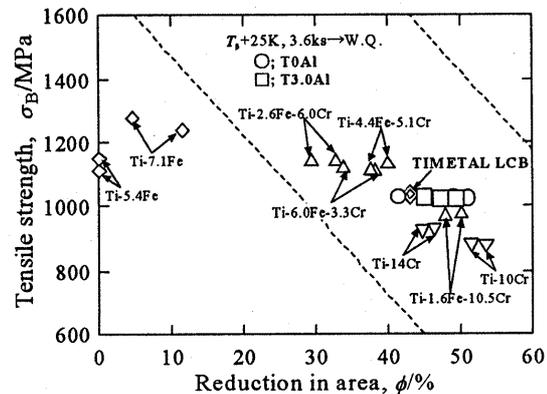


Fig. 3 Relationship between σ_B and ϕ of T0Al and T3.0Al alloys. The data of TIMETAL[®]LCB and other Ti-Fe-Cr alloys are also shown in this figure.

参考文献

1. 新家光雄：まてりあ、37(1998)、pp.71.
2. 加藤浩史：シンポジウム予稿「チタンとその合金の新展開」、日本金属学会、(2000)、pp.17.
3. K.H. Browy and K.H. Kramer: "Titanium. Science & Technology," ed. by G. Luejering et al., DGM, (1984), pp.1381.
4. K. Yamada et al.: Mat. Trans. JIM, 37(1996), 333.
5. H. Nakajima and M. Koiwa: ISIJ Intl., 31(1991), 757.