

TRATTAMENTI TERMICI DELLE LEGHE DI TITANIO $\alpha+\beta$, CORRELAZIONI FRA MICROSTRUTTURA E COMPORTAMENTO MECCANICO

A. Morri

Le leghe di titanio $\alpha+\beta$ sono largamente utilizzate in campo aeronautico ed aerospaziale sia per le loro ottime proprietà meccaniche ed elevata resistenza alla corrosione, sia per le loro caratteristiche come l'alta temperatura di fusione e la bassa densità.

La modifica della microstruttura mediante adatti trattamenti termici consente di determinare la combinazione di varie proprietà meccaniche, al fine di potenziare quelle più utili in funzione delle condizioni d'utilizzo del componente. Per le leghe di titanio è possibile identificare tre tipologie di microstruttura derivabili da trattamento termico:

- lamellare, con elevata tenacità e resistenza alla propagazione dei difetti, ma con scarsa duttilità;
- ricristallizzata o parzialmente ricristallizzata, con discreta resistenza meccanica e buona duttilità;
- duplex o bi-modale, con la migliore combinazione fra le varie proprietà meccaniche.

PAROLE CHIAVE: leghe di titanio $\alpha+\beta$, trattamenti termici, microstruttura, proprietà meccaniche

INTRODUZIONE

I minerali di titanio sono noti dalla fine del XVIII secolo, quando prima il reverendo inglese William Gregor, appassionato mineralogista, scoprì nella zona di Menakine in Cornovaglia sabbie scure contenenti in prevalenza l'ossido FeTiO_3 (ilmenite), e poi il chimico M.H. Klaproth individuò in campioni di sabbia provenienti dall'Ungheria l'ossido TiO_2 (rutilo). Quest'ultimo chiamò il nuovo elemento scoperto titanio, riferendosi ai titani della mitologia greca.

L'elevata stabilità dei composti del titanio con l'ossigeno rese però praticamente impossibile la sua estrazione dai minerali utilizzando le tecnologie siderurgiche tradizionali. Solo all'inizio del XX secolo, con la messa a punto dei processi Hunter e Kroll, fu possibile ottenere titanio puro da poter utilizzare su scala industriale.

Alcune caratteristiche peculiari del titanio quali la bassa densità, l'alta temperatura di fusione unite alle proprietà come l'elevata resistenza alla corrosione, sono apparse immediatamente molto interessanti per molte applicazioni industriali, ma sono state soprattutto le elevate proprietà resistenziali delle leghe, ad attirare l'attenzione del settore aeronautico ed aerospaziale

(Tab. 1) [1-7].

Il titanio è un elemento allotropico con una struttura a reticolo esagonale compatto (EC), detta fase α , a temperature inferiori agli 883°C, ed una struttura a reticolo cubico a corpo centrato (CCC), detta fase β , per temperature superiori. Nelle sue leghe si definisce come temperatura di β -transus la temperatura più bassa per cui si ha la presenza della sola fase β .

I più comuni elementi α -stabilizzanti sono: l'alluminio, che ha una larghissima solubilità sia in campo α che β , le terre rare, l'ossigeno, il carbonio e l'azoto (Fig. 1). Questi ultimi, in particolare l'ossigeno, non possono però essere considerati come elementi di lega, essendo la loro presenza spesso indesiderata. Gli elementi di lega β -stabilizzanti possono determinare la formazione di composti eutettoidici come nel caso di Ferro, Cromo, Silicio e Nichel, oppure essere isomorfi con la fase β , come Vanadio, Molibdeno e Niobio (Fig. 1). Altri elementi quali Zirconio, Afnio o Stagno non hanno sostanziali effetti sulla temperatura di β -transus della lega in cui sono presenti, ma tendono ad incrementarne le proprietà meccaniche (Fig. 1).

A seconda della quantità di fase β presente nelle varie leghe a temperatura ambiente, (Fig. 2 e Tab. 2) queste vengono classificate in:

- leghe α se hanno una percentuale di fase $\beta < 5\%$: questa tipologia di leghe non risponde ai trattamenti termici, ma d'altro canto possiede un'elevata saldabilità;
- leghe $\alpha+\beta$ e near α se hanno una percentuale di fase β compresa fra il 10% e 20%: queste leghe rispondono ai trattamenti termici e possono subire trasformazioni di tipo martensitico;

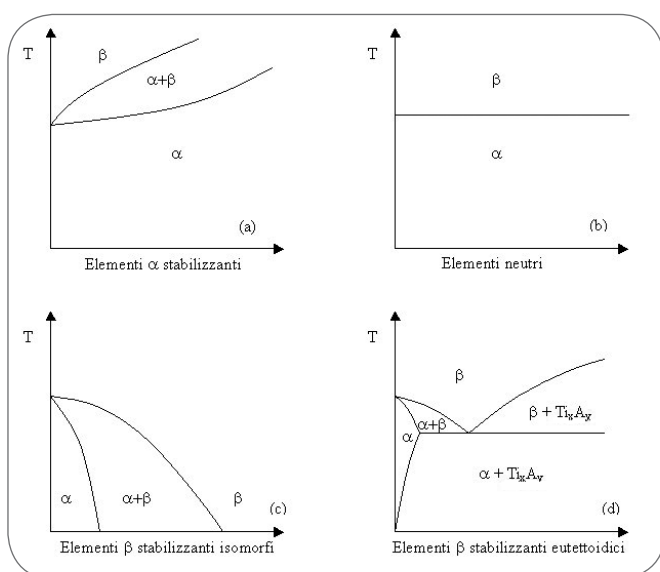
Alessandro Morri

Dipartimento SMETEC, Università di Bologna,
V.le Risorgimento 4, 40136 Bologna, Italia
alessandro.morri4@unibo.it

Principali caratteristiche e proprietà	Ti	Fe	Ni	Al
Temperatura di fusione, °C	1670	1538	1455	660
Modulo elastico, GPa	115	210	200	72
Livello della tensione di Snervamento, MPa	1000	1000	1000	500
Densità, g/cm ³	4,5	7,9	8,9	2,7
Resistenza alla corrosione, comparazione	Altissima	Bassa	Media	Alta
Reattività con l'ossigeno, comparazione	Altissima	Bassa	Bassa	Alta
Espansione termica lineare, 10-6m K-1	8,4	11,8	13,4	23,1
Conduttività termica, W m-1 K-1	20	80	90	237

▲
Tab. 1

Comparazione fra alcune caratteristiche e proprietà fisiche del titanio e di altri metalli usati comunemente in meccanica [3,5].
Some important characteristics of titanium and titanium alloys compared to other structural metallic materials [3,5].

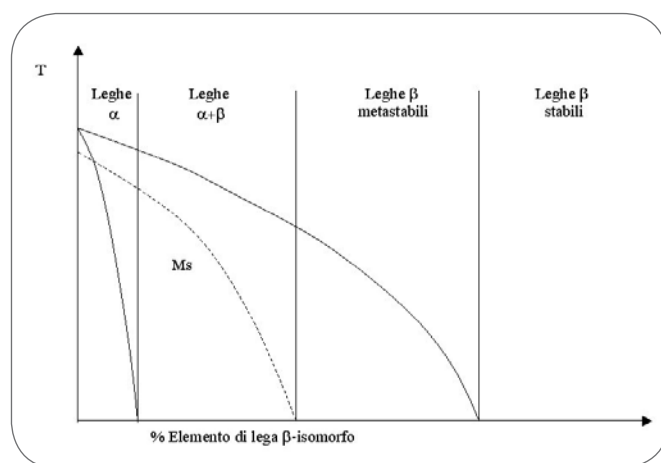


▲
Fig. 1

Rappresentazione schematica dell'effetto degli elementi di lega sui diagrammi di fase delle leghe di titanio. (a) α stabilizzanti, (b) neutri; (c,d) β stabilizzanti. Effect of alloying elements on phase diagrams of titanium alloys. (a) α stabilizer; (b) neutral; (c,d) β stabilizer (schematic representation).

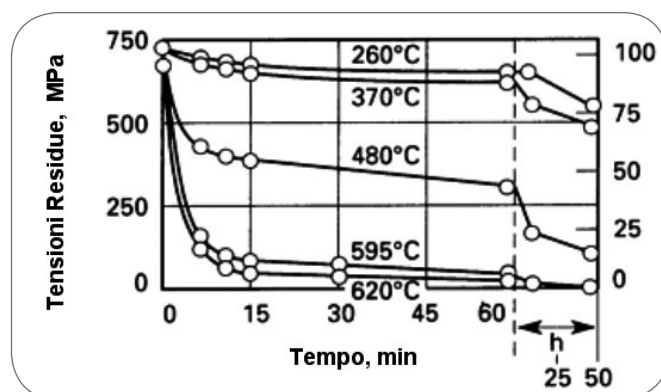
• leghe β e near β per percentuali di fase β superiori al 20%: sono leghe che possono essere soggette a trattamenti termici ma non possono subire trasformazioni martensitiche. Per queste leghe, comunque, la denominazione utilizzata è impropria, visto che a temperatura ambiente la quantità di fase β presente può essere paragonabile a quella della fase α ed è in forma metastabile. Nelle due ultime classi di leghe la scelta del trattamento termico influenza fortemente non solo la resistenza statica e la duttilità del materiale, ma anche la sua tenacità a frattura e resistenza a fatica.

Attualmente le leghe $\alpha+\beta$ sono le più utilizzate in campo aeronautico e motoristico, nonostante lo sviluppo che negli ultimi anni hanno fatto registrare le leghe β . Per tale ragione in questo lavoro vengono presi in considerazione i principali trattamenti termici di interesse industriale eseguiti su queste leghe, evidenziando le correlazioni fra la microstruttura e le corrisponden-



▲
Fig. 2

Rappresentazione schematica di un diagramma di fase binario con un elemento di lega β -isomorfo. Campi di esistenza delle varie leghe. Pseudo-binary section through a β isomorphous phase diagram (schematic representation).



▲
Fig. 3

Trattamento di distensione. Relazione fra tempo e riduzione delle tensioni residue a varie temperature nella lega Ti-6Al-4V. [11]. Residual stresses after stress relieving treatments at different temperatures for the Ti-6Al-4V [11].

Leghe	Temperatura di β -transus. °C
Ti commercialmente puro, 0.25 O2 max	910
Ti commercialmente puro, 0.40 O2 max	945
Leghe α e near α	
Ti-5Al-2.5Sn	1050
Ti-8Al-1Mo-1V	1040
Ti-2.5Cu (IMI 230)	895
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	995
Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.2Si (IMI685)	1020
Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-1Nb-0.3Mo-0.3Si (IMI 829)	1015
Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.3Si (IMI 834)	1045
Ti-6Al-2Cb-1Ta-0.8Mo	1015
Ti-0.3Mo-0.8Ni (Ti code 12)	880
Leghe $\alpha + \beta$	
Ti-6Al-4V	1000
Ti-6Al-7Nb (IMI 367)	1010
Ti-6Al-6V-2Sn (Cu + Fe)	945
Ti-3Al-2.5V	935
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	940
Ti-4Al-4Mo-2Sn-0.5Si (IMI 550)	975
Ti-4Al-4Mo-4Sn-0.5Si (IMI 551)	1050
Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr (Ti-17)	900
Ti-7Al-4Mo	1000
Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo-2Cr-0.25Si	970
Ti-8Mn	800
Leghe α e near β	
Ti-13V-11Cr-3Al	720
Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn (Beta III)	760
Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo (Beta C)	795
Ti-10V-2Fe-3Al	805
Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	760

▲
Tab. 2

Elenco delle più comuni leghe di titanio ed indicazione della temperatura di β -transus con una incertezza di $\pm 15^\circ\text{C}$ [3].
Some commercial titanium alloys [3].

ti proprietà meccaniche. In particolare verrà mostrato come queste siano sostanzialmente legate alla lunghezza effettiva di scorrimento delle dislocazioni all'interno della microstruttura e conseguentemente a tutti quei parametri che incidono su di essa [1-7].

TRATTAMENTI TERMICI

L'elevata reattività del titanio soprattutto alle alte temperature, impone che prima dei trattamenti termici il componente sia completamente pulito, sgrassato ed asciugato. L'inosservanza di queste accortezze può indurre alla contaminazione del materiale con conseguente rischio di infragilimento o tendenza alla

corrosione sotto tensione (stress corrosion). L'elevata velocità di ossidazione può indurre la formazione sulla superficie del pezzo di uno strato costituito di fase α ricca di ossigeno (α -case), che risulta essere più fragile del restante materiale, e quindi può generare difficoltà durante le successive lavorazioni plastiche od alle macchine utensili. L' α -case, se non può essere evitato, deve essere asportato dopo il trattamento termico.

L'assorbimento dell'idrogeno, invece, deve essere assolutamente scongiurato, poiché anche quantità limitate di questo elemento possono determinare una cospicua riduzione della tenacità e della resilienza [1,8-10]. I trattamenti termici, quando non possono essere condotti in forni a vuoto oppure con atmosfera inerte, spesso si effettuano in atmosfere ossidanti, per ridurre da una parte la pressione parziale dell'idrogeno, e dall'altra la sua velocità di diffusione a causa della presenza della superficie ossidata del materiale.

Trattamento di distensione

Il trattamento di distensione, riducendo gli effetti delle tensioni residue dovute a lavorazioni per deformazione plastica, saldatura e trattamento termico, favorisce il mantenimento della stabilità geometrica e dimensionale del componente realizzato.

Questo trattamento può essere omesso quando alle lavorazioni meccaniche viene fatta seguire la ricottura o, in alcuni casi, il trattamento d'invecchiamento.

La distensione nel titanio può avvenire utilizzando varie combinazioni di temperatura - tempo ma, come mostrato in Fig. 3, la riduzione delle tensioni è sostanzialmente legata alla temperatura a cui viene eseguito il trattamento. Questa, comunque, non deve modificare i risultati di precedenti trattamenti termici, così come la velocità di raffreddamento non deve generare nel materiale gradienti di temperatura eccessivi [1-3].

Ricottura in campo β

La ricottura in campo β permette di ottenere nelle leghe di titanio $\alpha+\beta$ una microstruttura di Widmanstätten [1-6, 12-14] che si genera durante il raffreddamento a partire dai bordi

di grani della fase β (Fig. 4). I principali parametri microstrutturali (Fig. 5) sono:

- dimensione delle lamelle;
- dimensione delle colonie di lamelle, definite come gruppi di lamelle aventi lo stesso orientamento e sviluppatasi all'interno di un grano β ;
- presenza e spessore della fase α al bordo del grano di fase β di pretrasformazione (αGB).

La sequenza di operazioni, trattamenti termici e deformazioni plastiche, a cui viene sottoposto il materiale prima della ricottura è sostanziale per il risultato finale del trattamento (Fig. 6). La temperatura a cui viene effettuata la deformazione plastica condiziona fortemente le dimensioni del grano β e, per evitarne

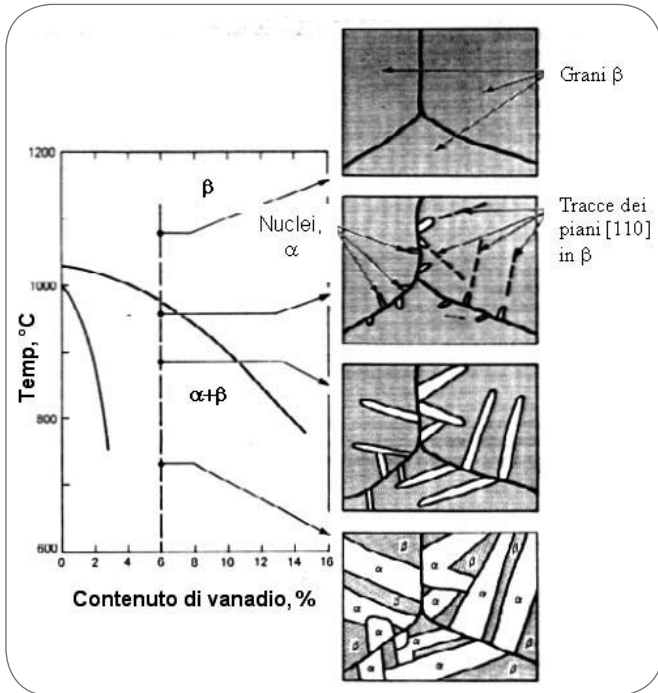


Fig. 4 Interpretazione delle fasi di formazione della struttura di Widmanstätten in una lega $\alpha+\beta$ [3].
Development of the Widmanstätten microstructure in a $\alpha+\beta$ titanium alloy [3].

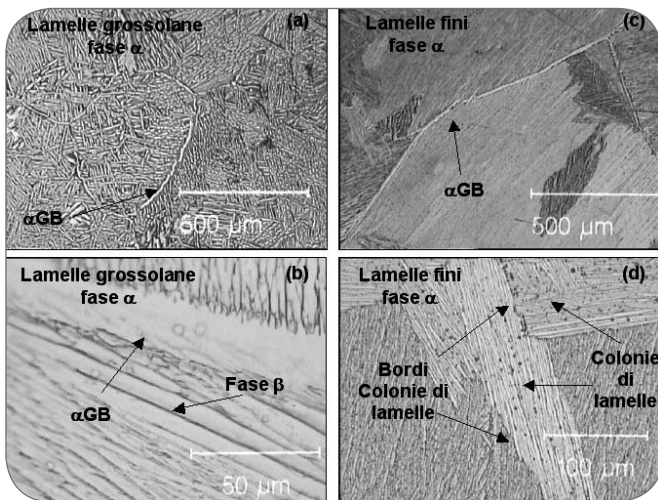


Fig. 5 Struttura di Widmanstätten nella lega Ti-6Al-4V. (a), (b) struttura grossolana; (c), (d) struttura fine [1, 12].
Widmanstätten microstructure of the Ti-6Al-4V alloy. (a), (b) large lamellae; (c), (d) fine lamellae [1, 12].

l'ingrossamento, le deformazioni plastiche vengono effettuate a temperature poco al di sopra del β -transus. In taluni casi si ricorre ad una sequenza di deformazioni in campo β seguite da una deformazione finale in campo $\alpha+\beta$, solo raramente la deformazione è realizzata unicamente in campo $\alpha+\beta$. La ricottura in campo β è sostanzialmente una ricottura di ricristallizzazione. La scelta della temperatura di trattamento inci-

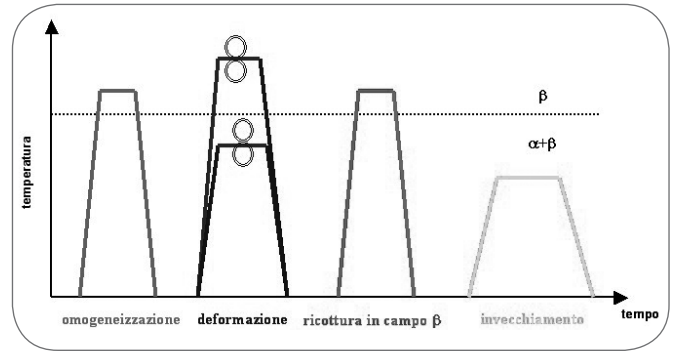


Fig. 6 Sequenza di operazioni che deve subire la lega di titanio $\alpha+\beta$ prima di essere sottoposta a ricottura in campo β . Dopo la ricottura il materiale può essere sottoposto a trattamento d'invecchiamento [1, 5, 12-14].
Processing route for lamellar microstructures of $\alpha+\beta$ titanium alloys (schematic representation) [1, 5, 12-14].

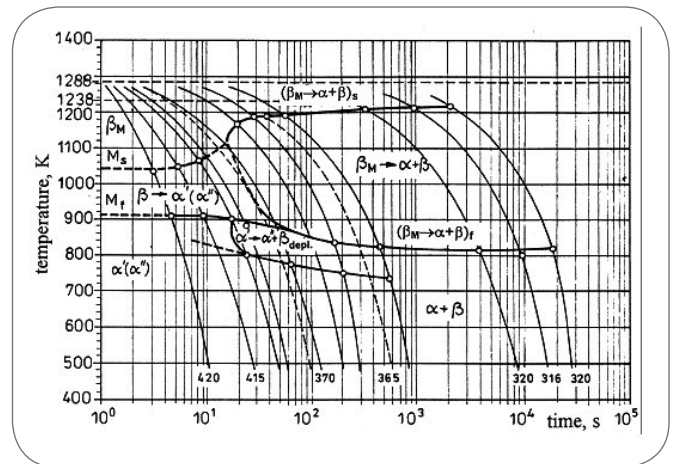


Fig. 7 Curve di raffreddamento CCT per la lega Ti-6Al-2Mo-2Cr [15].
CCT curves of the Ti-6Al-2Mo-2Cr alloy [15].

de sulle dimensioni dei grani β ricristallizzati e di conseguenza sulle dimensioni delle colonie di lamelle che al loro interno si sviluppano. La velocità di raffreddamento, invece, determina principalmente la dimensione delle lamelle di fase α e lo spessore dell' α GB che si riducono con il suo aumento. Per velocità di raffreddamento molto elevate si può avere una trasformazione di tipo martensitica (Fig. 7) con una microstruttura che assume una diversa morfologia e un diverso reticolo cristallino in funzione del contenuto di elementi di lega [1-5, 12-15]. Per ridotti contenuti di elementi β -stabilizzanti il reticolo cristallino è di tipo esagonale, anche se distorto, e la martensite (definita α') può assumere una morfologia "massiva" od "aciculare" (Fig. 8). Per elevati contenuti di soluto, invece, il reticolo cristallino diviene di tipo ortorombico a facce centrate e la martensite è definita α'' (Fig. 8). L'ottenimento di una struttura molto fine, ed eventualmente la formazione di martensite, determina un incremento delle ten-

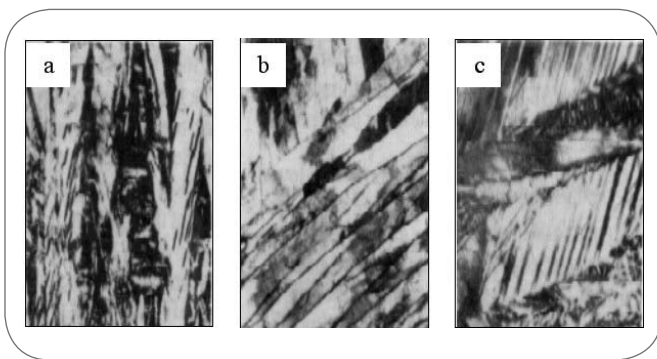


Fig. 8
Effetto del contenuto degli elementi β -stabilizzanti sul reticolo cristallino e sulla morfologia della martensite che si sviluppa nelle leghe $\alpha+\beta$. (a-b) martensite α' con reticolo esagonale: (a) massiva, (b) aciculare; (c) martensite α'' con reticolo ortorombico a facce centrate. [4].
 Effect of the β stabilizer on the crystal structure and morphologies of the martensite in the $\alpha+\beta$ alloys. Hexagonal α' martensite: (a) massive, (b) acicular; (c) orthorhombic α'' martensite [4].

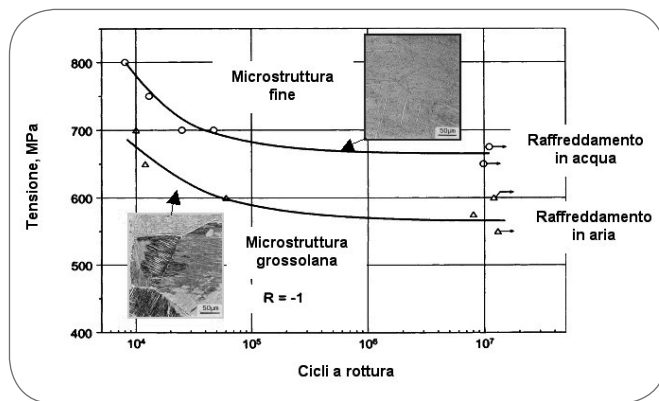


Fig. 10
Curve di fatica della lega Ti-6Al-4V dopo ricottura in campo β e raffreddata in acqua ed aria [5-14].
 Effect of cooling rate on the HCF strength of lamellar microstructures in the Ti-6Al-4V [5-14].

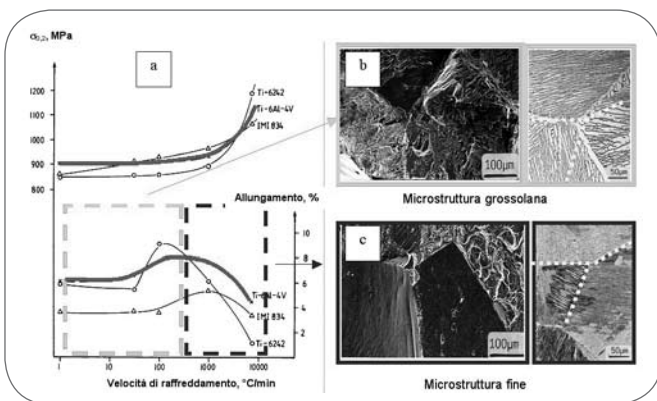


Fig. 9
(a) Tensioni di snervamento e duttilità di leghe $\alpha+\beta$ in funzione della velocità di raffreddamento durante il trattamento di ricottura β . (b) Microstruttura lamellare grossolana e superficie di frattura analizzata al microscopio elettronico a scansione (SEM) che mostra un cedimento duttile di tipo transcristallino, (c) microstruttura lamellare fine e superficie di frattura analizzata al SEM che mostra una morfologia duttile di tipo intercristallino lungo gli α GBs. [5-14].
 (a) Effect of cooling rate from the β phase field on yield stress and tensile elongation of lamellar microstructures. Tensile fracture surfaces of lamellar microstructures: (b) transcrystalline fracture in a large lamellar microstructure, (c) ductile intercrystalline fracture along the continuous α GB in a fine lamellar microstructure [5-14].

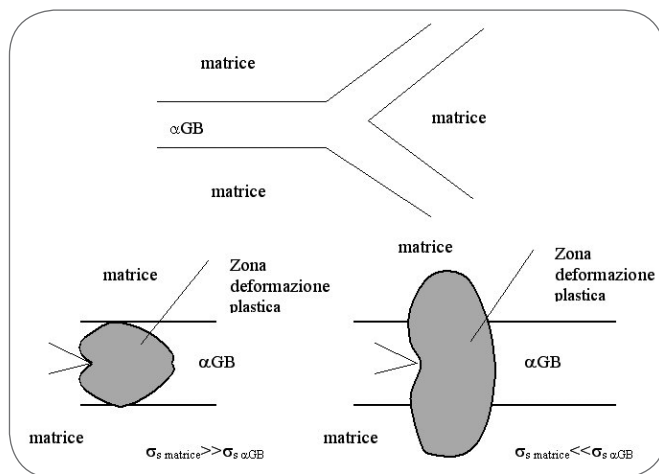


Fig. 11
Influenza del diverso valore della tensione di snervamento della matrice e dell' α GB sulla duttilità delle leghe di titanio $\alpha+\beta$ [16-18].
 Effect of the α GB and matrix yield strength on the ductility of the $\alpha+\beta$ titanium alloys [16-18].

sioni di snervamento e rottura e quindi della resistenza a fatica ad alto numero di cicli, in virtù del ridotto percorso libero delle dislocazioni (Figs. 9,10). Diverso è l'effetto dimensionale della microstruttura sulla duttilità (Fig. 9), che, come rilevato da Lütjering [14], tende prima ad aumentare e quindi, raggiunto un massimo, a diminuire al crescere della velocità di raffredda-

mento dalla temperatura di ricottura. Fino a quando la tensione di snervamento delle lamelle ha valori inferiori o paragonabili a quelli dell' α GB, la deformazione del materiale avviene in entrambe le strutture, mentre quando la configurazione lamellare diviene molto fine, e quindi la sua tensione di snervamento supera quella dell' α GB, la deformazione del materiale si concentra (Fig. 11) esclusivamente all'interno di quest'ultimo [1, 16-19]. La superficie di frattura di provini di leghe sottoposte a basse velocità di raffreddamento è così caratterizzata da un cedimento duttile di tipo transcristallino, mentre per provini di materiale sottoposto ad alte velocità di raffreddamento si individua una frattura duttile di tipo intercristallino lungo gli α GBs (Fig. 9). La ricottura è normalmente seguita da un trattamento d'invecchiamento al fine di ottenere la formazione del precipitato di rinforzo Ti_3Al nella fase α [1-6,12-14]. La formazione di questo precipitato si compie quando la lega contiene una percentuale di alluminio superiore al 6% ed il trattamento non viene ese-

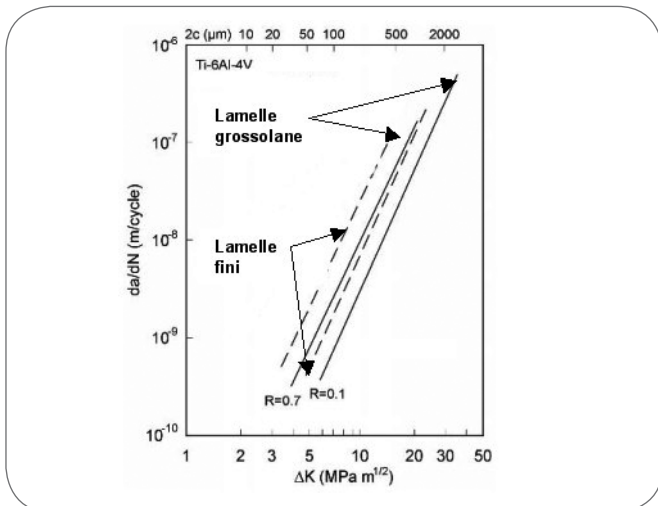


Fig. 12 Velocità di propagazione delle cricche in funzione della dimensione delle lamelle e del rapporto di carico applicato [5].
dN-ΔK curves for coarse and fine lamellar microstructures [5].

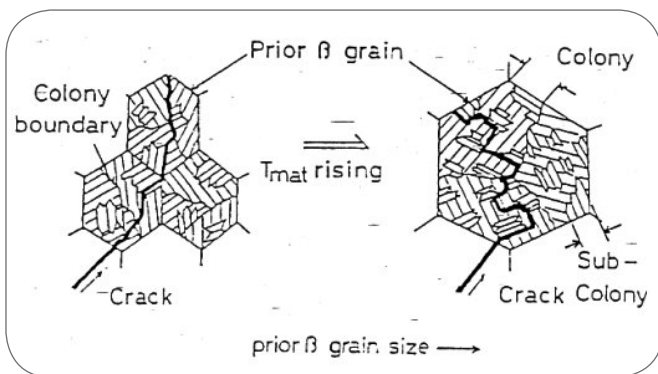


Fig. 13 Effetto delle dimensioni della microstruttura lamellare sul percorso seguito dalle cricche durante la loro propagazione [20].
Effect of coarse and fine lamellar microstructures on the crack path [20].

guito a temperature superiori a quella di solubilizzazione del precipitato stesso, temperature che variano a seconda della lega (per la lega Ti-6Al-4V $T \approx 550^\circ\text{C}$). Inoltre è fondamentale che gli elementi di lega siano distribuiti in maniera omogenea nel materiale, per avere un uniforme sviluppo dei precipitati. L'invecchiamento può essere effettuato anche per ottenere una microstruttura di fasi α e β stabili dalle fasi metastabili presenti in seguito ad un rapido raffreddamento. Si può così avere sia la formazione di fini lamelle di fase α secondaria all'interno della fase β metastabile, sia la trasformazione della struttura martensitica in una finissima struttura $\alpha+\beta$ [4-5,12-14]. Da un punto di vista delle proprietà meccaniche le particelle Ti_3Al determinano un incremento della tensione di snervamento ed una riduzione della duttilità particolarmente pronunciata nel caso di strutture lamellari grossolane, mentre al contrario la trasformazione della martensite determina una riduzione della tensione di snervamento ed un incremento della duttilità. [1-

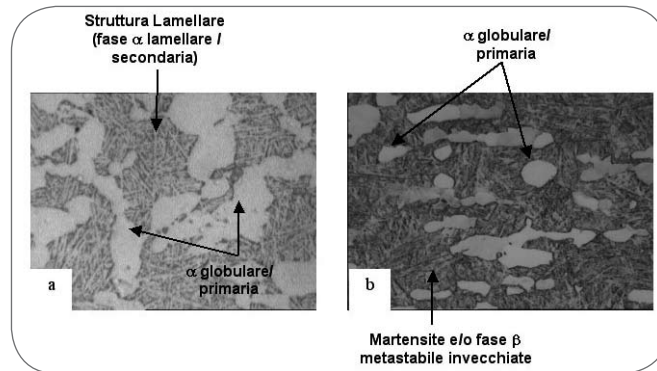


Fig. 14 Struttura duplex/bimodale nella lega Ti-6Al-4V. (a) matrice con struttura lamellare, (b) matrice costituita da martensite e fase β metastabile invecchiate [1].
Bi-modal microstructure of the Ti-6Al-4V alloy. Matrix with: (a) lamellar microstructure, (b) aged martensite and/or aged metastable β phase [1].

5,12-14]. La tenacità a frattura e la resistenza alla propagazione delle cricche risultano più elevate per microstrutture più grossolane che hanno valori di K_{IC} e ΔK_{th} superiori (Fig. 12) [1-5,10-14] rispetto alle microstrutture più fini poiché, a parità di altre condizioni, una microstruttura fine non devia il percorso della cricca durante il suo sviluppo in maniera sostanziale, cosa che invece avviene quando la cricca deve superare i bordi di grosse colonie di lamelle o grosse lamelle (Fig. 13) [20-22]. L'incremento di tenacità connesso con l'andamento del percorso della cricca incide, in questo caso, quanto gli effetti di plasticizzazione all'apice della cricca stessa.

Ricottura Duplex

Questo trattamento ha lo scopo di ottenere una struttura "bimodale" o "duplex" costituita da grani equiassici (globuli) di fase α primaria e da una struttura lamellare fine di fase α secondaria, riducendo al minimo la presenza e le dimensioni degli αGB (Fig.14) [1-6,12-14].

Fondamentali, ancora più di quanto lo siano nella ricottura in campo β , sono la scelta dei parametri relativi a tutte le fasi del processo a cui è sottoposto il materiale prima del trattamento termico (Fig. 15).

Durante il trattamento di omogeneizzazione della lega, che precede la deformazione plastica a caldo, è fondamentale la scelta della velocità di raffreddamento poiché questa incide sulle dimensioni della struttura lamellare che si sviluppa. Lamelle fini, infatti, permettono di ottenere nella struttura bimodale grani equiassici di fase α primaria di minori dimensione e distribuiti in maniera più omogenea di quanto avvenga quando la struttura di Widmanstätten di partenza è grossolana (Fig. 16).

Parametri da controllare durante la fase di deformazione plastica sono la temperatura ed il grado di deformazione a cui il materiale viene sottoposto. La temperatura, sempre al di sotto del β -transus, incide sulle percentuali relative di fase α e β presenti al momento della deformazione. Se per basse temperature si ha una deformazione prevalentemente della fase α a reticolo EC, per temperature prossime al β -transus si ha, al contrario, una deformazione prevalente della fase β avente reticolo CCC. La deformazione di una struttura costituita da fase α oppure da fase β inciderà sulla tessitura del reticolo cristallino della fase

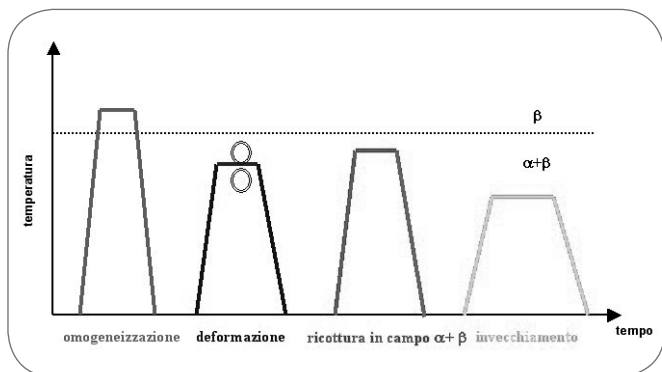


Fig. 15

Sequenza di operazioni che deve subire la lega di titanio $\alpha+\beta$ per ottenere una microstruttura duplex/bimodale. Dopo la ricottura in campo $\alpha+\beta$ il materiale può essere sottoposto a trattamento d'invecchiamento [1, 5, 12-14].
Processing route for bi-modal/duplex microstructures of $\alpha+\beta$ titanium alloys (schematic representation) [1, 5, 12-14].

alfa che si svilupperà durante le successive fasi del trattamento termico [13-14]. Il grado di deformazione plastica a cui viene sottoposta la struttura lamellare, invece, deve indurre nella lega una densità di dislocazioni sufficiente a permettere una sua successiva completa ricristallizzazione.

Durante la ricottura in campo $\alpha+\beta$ la temperatura a cui viene effettuato il trattamento determina sia la frazione volumetrica sia la dimensione dei grani di fase α primaria. Questi, essendo posti ai punti tripli dei grani ricristallizzati di fase β , ne influenzano l'accrescimento e la loro dimensione finale. Le dimensioni dei grani β incidono a loro volta sia sulle dimensioni delle lamelle e delle relative colonie, sia sull'estensione degli α GB che si sviluppano durante il raffreddamento.

Durante questo trattamento si ha la redistribuzione degli elementi di lega verso le fasi che essi stabilizzano e questo può determinare una disomogenea composizione chimica del materiale, a livello microstrutturale, che condizionerà il successivo trattamento d'invecchiamento. Questo inconveniente può essere in parte ridotto mantenendo la frazione volumetrica di fase α primaria al di sotto del 15%-20% [14].

Il tempo di mantenimento in temperatura non influenza in maniera rilevante le dimensioni dei grani β , in quanto la presenza contemporanea delle due fasi rende molto lento il processo d'ingrossamento dei grani.

La velocità di raffreddamento condiziona la microstruttura che si sviluppa dai grani di fase β ricristallizzata e deve essere sufficientemente elevata per ottenere una struttura lamellare, più o meno fine, od eventualmente una struttura costituita da fase β metastabile e/o martensite. Marginale è, invece, l'influenza che questo parametro ha sulle dimensioni sia delle colonie di lamelle sia dell' α GB, che sono determinate sostanzialmente dalle dimensioni dei grani di fase β .

Il trattamento finale d'invecchiamento, come nel caso della ricottura dal campo β , ha come scopo quello di favorire la formazione del precipitato di rinforzo Ti_3Al o lo sviluppo, dalla struttura martensitica o dalla fase β metastabile presenti fra i globuli di fase α primaria, di una microstruttura estremamente fine costituita da fasi α e β stabili.

La struttura bimodale, rispetto a quella lamellare, induce un moderato incremento della resistenza a snervamento ed a fatica a basso numero di cicli, ma un elevato aumento della duttilità.

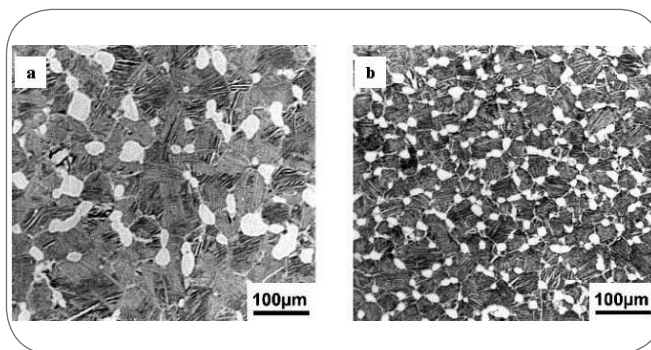


Fig. 16

(a) microstruttura duplex ottenuta deformando una struttura lamellare grossolana, (b) microstruttura duplex ottenuta partendo da una struttura lamellare fine [5].
Bi-modal microstructure of IMI 834 alloy cooled differently from the β phase field during homogenization treatment of the processing route: (a) slow cooling rate (b) fast cooling rate [5].

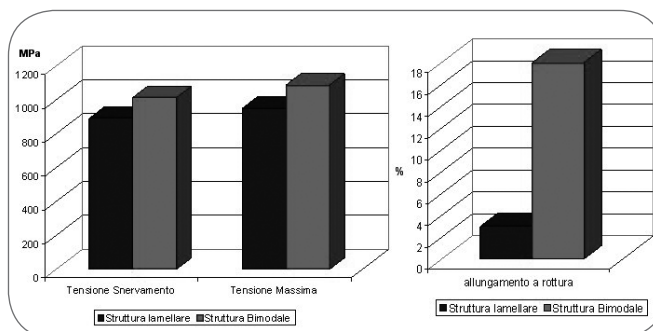


Fig. 17

Confronto fra la tensione di snervamento, rottura e duttilità della lega Ti-6Al-4V avente microstruttura lamellare e duplex [1, 12].

Yield stress and tensile elongation of the Ti-6Al-4V alloy with lamellar and duplex microstructures [1, 12].

Questi incrementi sono dovuti alla microstruttura più fine, sia in termini di dimensioni delle lamelle che di colonie di lamelle, ed alla netta diminuzione della presenza degli α GB che riducono sensibilmente la duttilità del materiale (Fig. 17-19) [1-6,10-14].

La tenacità e la resistenza alla propagazione delle cricche, analogamente a quanto già osservato nelle microstrutture lamellari, risente del percorso che queste devono seguire durante il loro sviluppo. La microstruttura duplex, essendo più fine rispetto alla microstruttura lamellare, non devierà in maniera apprezzabile le cricche durante il loro accrescimento (Fig. 20) e quindi i valori di ΔK_{th} e K_{IC} del materiale saranno modesti. Per le microstrutture bimodali è fondamentale la percentuale di fase α primaria presente, in quanto un suo incremento, oltre ad indurre un decadimento della resistenza meccanica per effetto della redistribuzione degli elementi di lega, riduce le dimensioni delle colonie di lamelle e determina una diminuzione del K_{IC} e ΔK_{th} (Fig. 18) [1, 5, 12-14].

Ricottura in campo $\alpha+\beta$

La ricottura in campo $\alpha+\beta$ ha come scopo l'ottenimento di una struttura costituita da grani di fase α primaria equiassici [1-6,

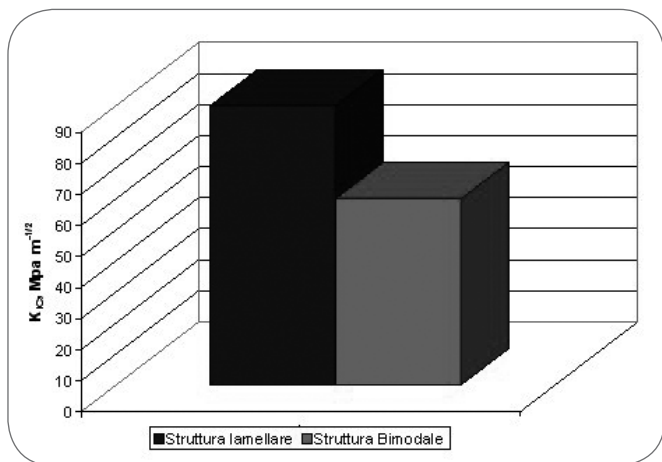


Fig. 18 Confronto fra la tenacità a frattura della lega di titanio Ti-6Al-4V avente microstruttura lamellare e duplex. [1, 10, 12].

Toughness of the Ti-6Al-4V alloy with lamellar and duplex microstructures [1, 10, 12].

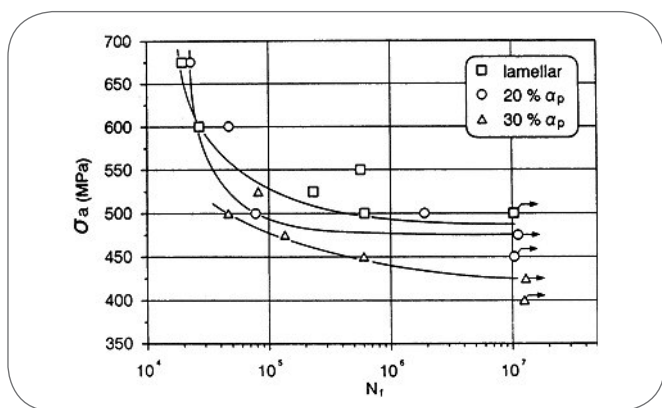


Fig. 19 Effetto della percentuale di fase α primaria sulla resistenza a fatica nella microstruttura bimodale [5].
Effect of the vol% of equiaxed α on the HCF strength of a bimodal microstructure [5, 14].

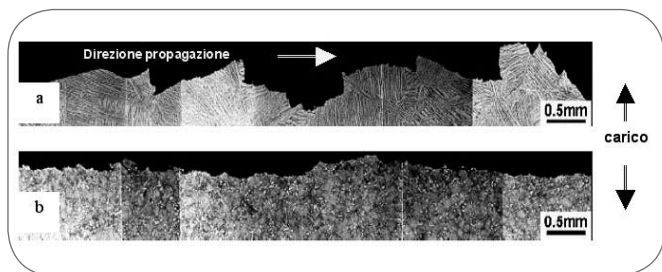


Fig. 20 Effetto della microstruttura sul percorso di propagazione di una cricca (a) microstruttura lamellare, (b) microstruttura duplex [5].
Effect of the microstructures on the crack path. (a) lamellar microstructure, (b) duplex microstructure [5].

12-14]. Rispetto a quanto riportato per le strutture bimodali (Fig. 15), l'unico parametro del processo ad essere modificato è la velocità di raffreddamento dalla temperatura a cui è eseguita la ricottura di ricristallizzazione. Se questa è sufficientemente lenta non si ha la formazione di una struttura lamellare fra i grani di fase α primaria presenti, ma si ha un loro ingrossamento (Fig. 21). La dimensione dei grani può essere influenzata dalla microstruttura lamellare deformata di partenza, e quindi dalla velocità di raffreddamento durante il trattamento di omogeneizzazione, o dalla temperatura a cui viene eseguita la ricottura di ricristallizzazione. Incrementando la temperatura del trattamento si riduce la frazione volumetrica di fase α presente nel materiale, questo favorirà durante il raffreddamento l'ingrossamento dei pochi grani α presenti; riducendola ad un valore opportuno, invece, è possibile ottenere una struttura costituita esclusivamente da grani di fase α ricristallizzati molto fini senza dover passare attraverso la ricristallizzazione dei grani di fase β . Da un punto di vista industriale è comunque molto più comune incidere sulla microstruttura ottenuta dal trattamento di omogeneizzazione che ridurre le temperature di ricristallizzazione.

Il trattamento finale d'invecchiamento ha come unico scopo quello di promuovere la formazione dei precipitati di rinforzo Ti_3Al .

Una variante della ricottura in campo $\alpha+\beta$ è quella che viene definita ricottura di lavorabilità, attraverso la quale è possibile ottenere una microstruttura costituita da fase α primaria parzialmente ricristallizzata (Fig. 22) [1-6, 12-14]. In questo trattamento la ricottura di ricristallizzazione in campo $\alpha+\beta$ viene completamente omessa (Fig. 15). La parziale ricristallizzazione della fase α viene ottenuta durante la fase di deformazione, incidendo sulla temperatura a cui questa viene effettuata, sul grado di deformazione plastica, il tempo di mantenimento alla temperatura di deformazione e soprattutto sulla velocità di raffreddamento che deve essere estremamente ridotta.

Le dimensioni dei grani di fase α così ottenuti sono influenzate dalle dimensioni della struttura lamellare presente prima della deformazione e conseguentemente per ottenere una microstruttura fine è necessario utilizzare elevate velocità di raffreddamento durante il trattamento di omogeneizzazione.

Dopo la deformazione plastica il materiale viene sottoposto ad un trattamento di ricottura avente esclusivamente il fine di rilasciare le tensioni residue ed è effettuato a temperature superiori a quelle di solubilizzazioni dei precipitati di rinforzo Ti_3Al .

Le proprietà meccaniche delle microstrutture ricristallizzate sono influenzate dalla dimensione dei grani sia per quanto riguarda la resistenza meccanica che la duttilità [1,5, 10-14]. Una

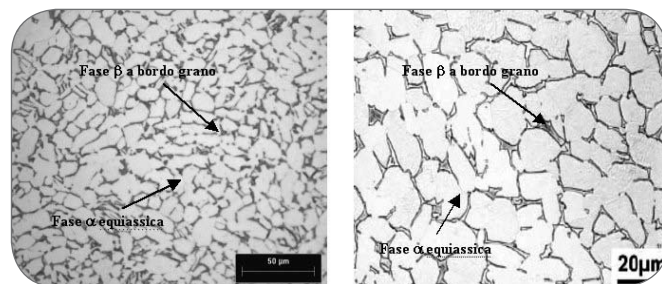


Fig. 21 Fase α equiassica ottenuta attraverso una ricottura in campo $\alpha+\beta$ [5, 12].
Fully equiaxed microstructure after annealing in $\alpha+\beta$ field [5, 12].

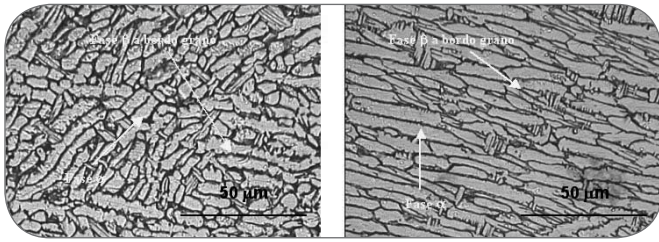


Fig. 22
Fase α primaria parzialmente ricristallizzata [1].
 Partially equiaxed microstructure after annealing in $\alpha+\beta$ field [1].

sua riduzione determina un incremento della resistenza a snervamento, a fatica e della duttilità (Figs. 23- 26) ma una diminuzione della tenacità a frattura, dovuta anche in questo caso al minore effetto di deviazione del percorso della cricca indotto dai grani.

CONCLUSIONI

Il titanio, essendo un elemento allotropico, può essere soggetto a trattamenti termici che modificano notevolmente la microstruttura delle leghe $\alpha+\beta$ e conseguentemente le loro proprietà meccaniche. I risultati ottenuti sono però fortemente influenzati dalle lavorazioni a cui il materiale è sottoposto prima di essere trattato termicamente in maniera definitiva.

Le microstrutture tipiche di queste leghe sono la lamellare, la bimodale e l'equiassica. Il comportamento a trazione ed a fatica del materiale è legato alle dimensioni delle lamelle, delle colonie di lamelle e dell' α GB nelle strutture completamente lamellari ed in quelle bimodali, ed alle dimensioni dei grani nelle strutture costituite da fase α equiassica. Le varie microstrutture, influenzando la lunghezza effettiva di scorrimento delle dislocazioni e/o la propagazione di eventuali cricche presenti, determinano infatti la risposta del materiale alle sollecitazioni esterne. Tenendo presente l'influenza sulle proprietà meccaniche che all'interno di ogni tipologia di microstruttura possono avere le dimensioni e la morfologia delle varie fasi, si può comunque affermare che le microstrutture duplex forniscono la migliore combinazione fra resistenza meccanica, duttilità e tenacità a frattura, le strutture lamellari sono caratterizzate da una ottima tenacità, mentre le strutture costituite da fase α completamente o parzialmente equiassica mostrano una buona duttilità ed una discreta resistenza meccanica e tenacità.

BIBLIOGRAFIA

1. A. Morri, "Meccanica della frattura della lega di titanio Ti-6Al-4V in condizioni sperimentali diverse" Tesi di Dottorato di Ricerca in Ingegneria Metallurgica, XVI ciclo, Università degli Studi di Padova, marzo 2004.
2. Matthew J. Donachie, Jr., "Titanium, A Technical Guide", ASM International USA 1989.
3. B. Rodney and W. Gerhard "Materials Properties Handbook: Titanium Alloy", ASM International, Materials Park, OH 1994.
4. J. Polmear, "Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals". Edward Arnold Editor, 1984.
5. G. Lutjering, J. C. Williams "Titanium" 2nd edition, Springer 2007
6. C.M. Gilmore M.A. Imam, "Titanium and Titanium Alloys" Ed. Plenum Press, 1982.

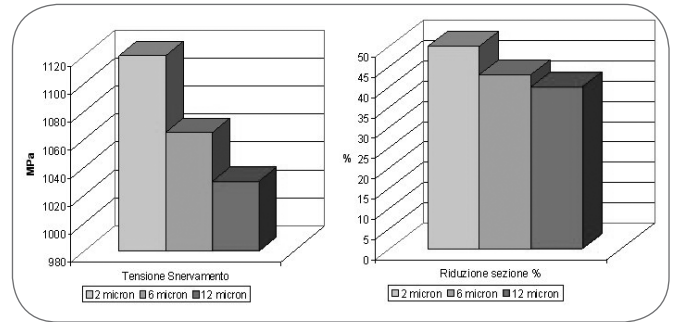


Fig. 23
Tensione di snervamento e duttilità della lega di titanio Ti-6Al-4V con microstruttura equiassica completamente ricristallizzata e diverse dimensione dei grani [5].
 Yield stress and tensile elongation of the Ti-6Al-4V alloy with fully equiaxed microstructures and different grain size [5].

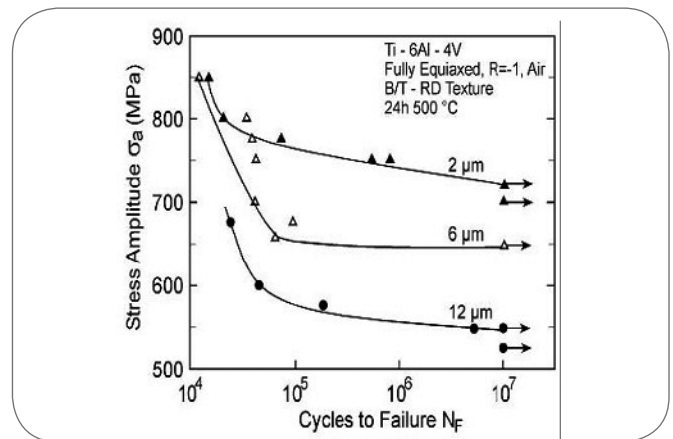


Fig. 24
Comportamento a fatica della lega di titanio Ti-6Al-4V con microstruttura equiassica, completamente ricristallizzata e diverse dimensione dei grani [5].
 HCF strength of the Ti-6Al-4V alloy with fully equiaxed microstructures and different grain size [5].

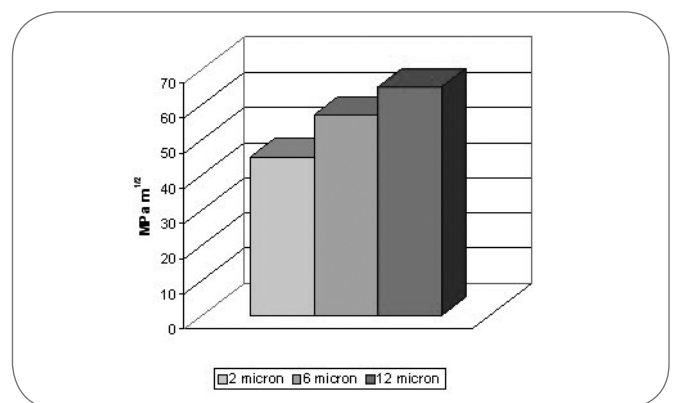


Fig. 25
Tenacità a frattura nella lega di titanio Ti-6Al-4V con microstruttura equiassica completamente ricristallizzata e diverse dimensione dei grani di fase α [5].
 Toughness of the Ti-6Al-4V with fully equiaxed microstructures and different grain size [5].

7. Monica Cariola, "Il Titanio. Un metallo per molteplici applicazioni. Analisi tecnologica e valutazioni economiche" Franco Angeli, 1996.
8. U. Bernabai, G.B. Festa, M. Macchia, "La formazione di idruri durante il decapaggio del titanio e sue leghe", La metallurgia italiana, vol. 86, n. 6-7 (1994) 363-371.
9. H.G.Nelson, "Hydrogen Effects in Materials", The Minerals, Metals & Society, 1996.
10. H.Herold, M.Streitenberger, G.P.Cammarota, L.Ceschini, A.Morri, F.Tarterini, "Fracture toughness and ΔK_{th} of the Ti-6Al-4V alloy and TIG modified welded joints", La Metallurgia Italiana, Vol. 10, 2003, 47-51.
11. R.A. Wood and R.J. Favor, "Titanium Alloy Handbook," Report MCIC-HB-02, Battelle Memorial Institute, Columbus, Dec 1972
12. G.P. Cammarota, A. Casagrande, L. Ceschini, A. Morri, F. Tarterini "Effetti dei trattamenti termici sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche della lega di titanio Ti-6Al-4V" Atti del XXX Convegno Nazionale AIM, Vicenza 17-19 Novembre 2004 ISBN 88-85298-52-4, p.159 e su CD-ROM AIM (2004).
13. G. Lütjering "Property optimization through microstructural control in titanium and aluminum alloys" Mate. Sci. and Eng. A263 (1999) 117-126
14. G. Lütjering "Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys" Mat. Sci. and Eng. A, Volume 243, Issues 1-2, 15 March 1998, 32-45.
15. J. Sieniawski, R. Filip, W. Ziaja "The effect of microstructure on the mechanical properties of two-phase titanium alloys" Materials & Design, Vol. 18, N. 46, 1997, 361-363.
16. J.C. Williams, F.H. Froes, J.C.Chesnutt, C.G.Rhodes, and R.G.Berryman "Development of High Fracture Toughness Titanium Alloys" ASTM Special Technical Publication, Philadelphia 1978, 64.
17. H. Margolin, J.C. Williams, J.C. Chesnutt, G. Luetjering "Review of the fracture and fatigue behavior of ti alloys", Metall Soc of AIME, v 1, 1980, p 169-216.
18. G.T. Tenderlinde, T.W. Duering, and J.C. Williams "Microstructure, Tensile Deformation and Fracture in Aged Ti-10V-2Fe-3Al", Metal. Trans. 1983, 11A, 2101.
19. C. Sauer, G. Lütjering "Influence of a layers at grain boundaries on mechanical properties of Ti-alloys" Materials Science and Engineering A319-321, 2001, 393-397.
20. M. Niinomi, T. Kobayashi, "Fracture characteristics analysis related to the microstructures in titanium alloys" Mat. Sci. Eng. A213, 1996, 16-24.
21. M. Niinomi, I. Inaaki and T. Kobayashi, "Micromechanism of improvement in crack initiation and propagation toughness of a Ti-Al-Sn-Zr-Mo alloy by coarsening prior β -grains", Mater. Sci. Tech., 4, 1988, 803-810.
22. T. Kishi, H. Ohyama and K. Kim, "Crack growth mechanism and fracture toughness in acicular alpha structure of ti-6al-4v alloy", Tetsu to Hagane, v 72, n 1, Jan, 1986, p 123-130.

ABSTRACT

HEAT TREATMENTS OF TWO-PHASE TITANIUM ALLOYS, CORRELATIONS BETWEEN MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

Keywords: titanium alloys, metallography sem, mechanical properties, heat treatments

Titanium $\alpha+\beta$ alloys are widely used in aerospace applications because of their low density, high tensile and fatigue strength and excellent corrosion resistance. The properties of titanium $\alpha+\beta$ alloys arise from their chemical composition and, above all, their microstructure, induced both by processing route and heat treatments (Figs. 1-3). The purpose of this paper is to provide information regarding the correlations between heat treatments and mechanical properties.

Lamellar microstructures (Figs. 4,5) can be obtained in the final steps of the processing route described in figure 6, by an annealing treatment in the β phase field. The main microstructural features of these structures are the size of the individual α -lamellae, the presence of continuous α -layers at β grain boundaries (α GB) and the α -colony size (Figs. 4,5). These features are strongly influenced by the cooling rate, and so increasing cooling rate the size of the α -colonies, of the individual α -lamellae as well as of the α GB are reduced. At extreme fast cooling there is the change from a lamellar to a martensitic microstructure (Figs. 7,8). The α phase can be finally hardened by the precipitation of coherent Ti_3Al particles (α_2) during an aging treatment. With increasing cooling rate yield stress and fatigue stress increase, while the tensile ductility increases at first, reaches a maximum and then declines (Figs. 9,10). The ductility, in fact, is strongly influenced by the α GB especially when a fine microstructure is present (Fig. 11). The fracture toughness of $\alpha+\beta$ titanium alloys, instead, increases with increasing α colonies size because they deviate the crack front and consequently a higher energy is required for the crack propagation (Figs. 12,13).

A so-called bi-modal (or duplex) microstructure (Figs. 14-16) can be ob-

tained in $\alpha+\beta$ titanium alloys by thermomechanical processing (Fig. 15). In this case the lamellar microstructure is deformed in the $\alpha+\beta$ phase field and then annealed in the $\alpha+\beta$ phase field leading to a mixture of equiaxed and lamellar microstructures. This microstructure, characterized by a small β grain size at the bi-modal annealing temperature, limits the maximum α -colony size and the maximum length of α lamellae as well as the effective length of the α GB. The most important parameters of the processing route are: the correct choice of the annealing temperature, because it determines the volume fraction of equiaxed α phase, and the cooling rate, which influences the width of the α lamellae. The aging treatment must take in account the alloying element partitioning effect, which takes place during the bi-modal annealing treatment reducing the hardening of the α lamellae in the bi-modal microstructure. Compared with the fully lamellar, the bi-modal microstructures exhibit a higher yield stress and a higher ductility, but a lower fracture toughness (Figs. 17-19). The higher fracture toughness of the lamellar microstructures is due to their rougher crack front profile (Fig. 20).

Fully equiaxed microstructure is obtained following the identical processing route used for obtaining a bi-modal microstructure, but with a very low cooling rate from the annealing temperature. The low cooling rate allows the growth of the α equiaxed and resulting consequently in a fully equiaxed structure with the equilibrium volume fraction of β phase located at the "triple-points" of the α grains (Fig. 21). If the annealing step of the processing route (Fig. 15) is omitted, after deformation only a partial recrystallization takes place, resulting in the so called mill-annealed microstructure (Fig. 22). While in the processing route to obtain an equiaxed microstructure the final annealing is an aging treatment, in the mill-annealed materials it is only a pure stress relieving treatment. The mechanical properties of fully equiaxed microstructures of $\alpha+\beta$ titanium alloys are primarily influenced by the α grain size. A reduction of the grain size induces an increase of both strength and ductility (Figs. 23,24) but it decreases the effect on crack front profile with the same tendency found for lamellar microstructures (Fig. 25).