

Dott. S. Abis

Elettrochimica Marco Ginatta

METALLURGIA FISICA DELLE LEGHE DI TITANIO

Generalità

L'obiettivo della memoria che presenterò questo pomeriggio è duplice; da una parte vorrei presentare alcuni aspetti della metallurgia fisica del titanio che possano essere utili a quanti hanno intenzione di utilizzare questo materiale che presenta queste enormi caratteristiche positive dal punto di vista industriale. Cercherò di fare questo attraverso un brevissimo excursus delle caratteristiche principali delle leghe di titanio e dei metodi che vengono correntemente impiegati per la loro produzione e lavorazione in prodotti finiti. Naturalmente, mi rendo conto che tale obiettivo non è dei più semplici, poichè la mia esposizione segue quella di ricercatori così qualificati, come il Dr. Froes ed il Dr. Thomas che sono conosciuti a livello mondiale. Tuttavia il nostro sforzo qui alla EMG è quello di proporre l'uso del titanio in applicazioni diffuse e semplici, cercando di ereditare tutto quello che è stato fatto fino ad ora nella metallurgia del titanio, in quei campi a così elevata tecnologia come sono l'aerospazio, e l'industria chimica.

D'altra parte presenterò l'attività del dipartimento di metallurgia della EMG che abbiamo voluto creare con l'intento di sviluppare non solo l'aspetto produttivo primario della spugna, come ha sottolineato l'Ing. Orsello o quello del Marketing, come descritto dal Dr. Debernardi, ma anche l'aspetto metallurgico di base, al fine di fornire a chiunque ne necessiti, industriale, progettista, trasformatore, un bagaglio di conoscenze sufficiente per un'utilizzazione economicamente corretta del materiale a base Titanio.

Chiunque abbia necessità troverà quindi nella EMG un interlocutore disponibile e, per quanto nelle nostre possibilità, qualificato per una collaborazione fattiva che porti alla risoluzione dei problemi industriali che hanno come base l'uso del Titanio.

Alcuni cenni sulla metallurgia fisica del Titanio

Come materiale strutturale il titanio è stato preso in considerazione subito dopo la seconda guerra mondiale, con l'obiettivo di una applicazione diffusa nelle parti strutturali sollecitate a caldo dei motori a turbina.

A favore di questo materiale, gioca infatti l'eccezionale resistenza meccanica associata ad una densità contenuta (circa 4.5 g/cm^3), con buone caratteristiche di resistenza a creep, che ne promuovono l'uso fino a temperature di $450-550^\circ\text{C}$.

Tuttavia fin dall'inizio del loro utilizzo in aeronautica, altre doti tecnologiche come l'elevatissima resistenza alla corrosione in ambiente sia riducente che ossidante, la resistenza alla cavitazione, il basso coefficiente di dilatazione termica, il basso modulo elastico, hanno spinto la sua utilizzazione anche e soprattutto in altri comparti industriali, aprendo a questo materiale, anche in previsione di un abbassamento dei costi e di una costanza di caratteristiche possibile dalla nuova tecnologia produttiva basata sulla deposizione diretta da sali fusi messa a punto dalla nostra società, importanti ed interessanti possibilità applicative nei comparti industriali a media e bassa tecnologia.

Tuttavia la parola "Titanio" genera ancora negli utilizzatori e nei trasformatori un senso di sconcerto, poichè la diffusione dell'informazione sulla metallurgia dei non ferrosi e del Titanio in particolare resta ristretta, per ora, ad alcuni ambiti specializzati, e viene trascurata, anche in ambito accademico, rispetto ai materiali ferrosi.

Le leghe di titanio non sono un oggetto sconosciuto, e su di esse è stata accumulata una gran mole di risultati derivati

dagli studi accurati e puntigliosi sviluppati durante quarant'anni di applicazioni estremamente qualificate sia nel settore dell'aerospazio che in quello industriale generico.

Inoltre la metallurgia delle leghe di Titanio, viene studiata attivamente in tutto il mondo ed ha raggiunto un tale grado di completezza, come dimostrato dai qualificati interventi del mattino e da quelli che seguiranno, che possiamo tranquillamente affermare che la tecnologia dell'applicazione e lavorazione del titanio, è assestata a livelli che permettono un utilizzo industriale diffuso di tale materiale senza necessità di costosi know-how applicativi.

Dal punto di vista della metallurgia di base, il titanio si contraddistingue per almeno quattro caratteristiche principali:

- presenta una trasformazione allotropica a 882°C da una fase α a struttura esagonale compatta ad una β cubica a corpo centrato stabile fino al punto di fusione (1678°C);
- è un metallo di transizione che possiede una struttura elettronica con i livelli "d" incompleti e quindi può formare soluzioni solide ampie con la maggior parte degli elementi sostituzionali con un rapporto di $\pm 20\%$ nel fattore di forma;
- reagisce con svariati interstiziali compresi O, N, H allo stato gassoso;
- può formare soluzioni solide e composti con legame metallico, ionico o covalente.

I processi di alligazione delle leghe di titanio sono caratterizzati da un processo di stabilizzazione della fase β o di quella α da parte degli alliganti principali; gli elementi con un rapporto elettrone / atomo inferiore a quattro, sono α stabilizzanti, elementi con un rapporto pari a quattro sono neutri, elementi con un rapporto superiore a quattro risultano β stabilizzanti.

In generale gli elementi che si dissolvono preferenzialmente nella fase α tendono a stabilizzarla a temperature più elevate innalzando, in funzione del tenore di alligante, la temperatura della transizione β . Gli altri alliganti stabilizzano la fase β abbassando la temperatura di transizione beta ed in tal caso si possono ottenere dei sistemi β -isomorfi o α -eutettoidi (fig. 1). Rispetto all'effetto stabilizzanti degli alliganti principali, le leghe di titanio possono essere quindi suddivise in leghe α , β o α/β .

Leghe α

Gli alliganti principali che si sciolgono nella fase α sono gli α stabilizzanti Al ed O e quelli neutri Zr e Sn.

Tali alliganti agiscono sulle caratteristiche meccaniche con un effetto di "solution hardening" aumentando la resistenza meccanica di 35 - 70 MPa per ogni %.

O ed N contribuiscono all'indurimento con un processo di solubilizzazione interstiziale; sono presenti come impurezze o possono essere aggiunti in tenori controllati in vari gradi di titanio commerciale (Commercial Purity - PC), per raggiungere valori più elevati di resistenza meccanica.

Le leghe α possono comunque contenere piccole percentuali di altri alliganti, e vengono perciò divise in tre sottoclassi:

- leghe α monofase
- leghe quasi α (max 2% di a stabilizzante)
- leghe da invecchiamento convenzionale (Ti-Cu con Cu < 2,5%)

Esistono dei limiti alla percentuale massima di a stabilizzante che è possibile alligare al titanio; per percentuali troppo elevate, si innesca la precipitazione di una fase a_2 a composizione generale TiX_3 che causa un forte abbassamento della duttilità della lega.

La sua presenza, che aveva fatto ben sperare per un miglioramento del comportamento delle leghe di Ti alle alte temperature (le superleghe infatti assumono ottime caratteristiche di resistenza al creep grazie alla presenza della fase α coerente tipo Ni_3 $\left[Al, Ti\right]$) appare uno dei vincoli più forti allo sviluppo di leghe termoresistenti.

Un aumento della duttilità in presenza della fase α_2 è causato dal Ga ed infatti sono state studiate leghe sperimentali Ti-Al-Ga, anche se il loro sviluppo è frenato sia dall'elevato costo del Ga che dalle difficoltà di fusione.

Recenti risultati ottenuti negli U.S.A. sia nelle composizioni che stabilizzano la fase α_2 -Ti₃ Al o α -Ti Al, con pesanti alligazioni di Nb, mostrano tuttavia ottimi risultati nella resistenza al creep, con valori di allungamento a t.a. dell'ordine del 1.5 - 2%.

Le leghe α monofase sono rappresentate dai vari gradi di Ti-Cp e dalla lega 5Al-2,5Sn (fig. 2 - leghe α monofase). Essendo monofase, le caratteristiche non risultano molto elevate, sebbene la stabilità termica della microstruttura conduca ad un buon comportamento al creep. Tali leghe possiedono una buona duttilità fino a temperature molto basse e sono saldabili.

La lavorabilità a caldo (forgiatura) è limitata dalle necessità di adottare temperature non troppo elevate (sotto la zona $\alpha+\beta$ per impedire la crescita del grano), e dalla tendenza all'incrudimento.

Le proprietà meccaniche sono quasi indipendenti dalla microstruttura.

Le leghe quasi - α (fig. 3 - leghe quasi - α) possiedono più elevata forgiabilità di quelle a monofasiche e furono sviluppate come materiale termoresistente per i compressori delle turbine dei motori aeronautici.

Esse esibiscono la più elevata resistenza al creep sopra i 400°C di tutte le leghe di Ti.

Le leghe quasi - α contengono fino al 2% di alliganti. β stabilizzanti che introducono un piccolo quantitativo di fase β nella microstruttura ed aumentano la forgiabilità. Le caratteristiche meccaniche non dipendono tuttavia dalla fase β (troppo limitata) quanto dalla presenza della fase martensitica α' e dalla manipolazione della microstruttura α/α' .

Le leghe quasi - α vengono generalmente forgiate e trattate termicamente nel campo $\alpha + \beta$; recentemente è stata valutata l'opportunità di un trattamento nel campo β .

Può essere interessante, in linea generale, osservare tramite un esempio, i principi che guidano lo sviluppo della formulazione di una lega quasi - α .

Una delle prime ad essere sviluppata (fig. 4) fu la 11Sn - 2,25Al - 5Zr - 1Mo - 0,2Si. Lo sviluppo avvenne in tre passi successivi: dapprima si decise di determinare il massimo tenore di α stabilizzante che si poteva alligare senza un eccessivo infragilimento; lo Sn fu scelto al posto dell'Al poichè, sebbene meno attivo nel processo di solution hardening a temperatura ambiente, è più attivo ad alta temperatura ed inoltre può essere aggiunto in tenori maggiori senza causare la comparsa della fase α_2 .

La composizione Sn11 - Al2,25 fu determinata comunque dalla tendenza all'infragilimento da idrogeno per alligazioni più spinte. Per ottenere una risposta al trattamento termico ed una maggiore forgiabilità senza diminuire la resistenza al creep, si aggiunse infine una piccola quantità di β -stabilizzante (1% Mo). Il Si fu aggiunto poichè presenta la tendenza a segregare sotto forma di siliciuri che diminuiscono la mobilità delle dislocazioni.

Una lega più saldabile e forgiabile (più β stabilizzante) fu la 8Al-1Mo-1V che tuttavia, tende ad infragilirsi per la precipitazione della fase α_2 a causa dell'elevato tenore di Al, dopo un uso prolungato in temperatura.

Un compromesso per le due leghe fu la 6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si.

La forgiatura in campo β risulta più semplice a causa della più semplice deformabilità del reticolo bcc; il successivo trattamento termico può tuttavia portare ad un eccessivo ingrossamento del grano che causa un abbassamento della duttilità a temperatura ambiente.

Sono state tuttavia sviluppate leghe specifiche per questo tipo di trattamento (Es. 6Al-5Zr-0, 5Mo-0, 25Si), che ovviano al problema.

La resistenza al creep è elevata ($T > 450^\circ\text{C}$) se viene attentamente controllato il range della velocità di tempra.

Il sistema Ti-Cu

Sebbene il Cu non abbia interesse commerciale come elemento β eutettoide, è stata sviluppata una lega Ti-2, 5Cu che esibisce il classico schema di age-hardening per la precipitazione della fase Ti_2Cu . Tale lega fu sviluppata nel tentativo di mettere a punto un ciclo tecnologico che comprendeva la deformazione plastica in uno stato solubilizzato seguita da invecchiamento e recupero di caratteristiche meccaniche.

La difficoltà principale fu individuata nella segregazione del Cu durante la solidificazione nonché nel difficile controllo del fenomeno di precipitazione per elevati tenori di Cu.

La lega Ti-2, 5Cu è saldabile e risponde positivamente ad un trattamento termomeccanico che comprende una deformazione a freddo prima del ciclo di invecchiamento.

Successive ricerche per la messa a punto di composizioni ternarie, non hanno portato a risultati di interesse pratico.

La difficoltà di raggiungere valori elevati di resistenza meccanica tramite aggiunta di α stabilizzante a causa della precipitazione della fase α_2 , e le difficoltà di formabilità portarono allo studio delle leghe contenenti entrambe le fasi α e β (fig. 5). La lega 6Al-4V appartenente a tale categoria, è sicuramente la più conosciuta nel campo delle leghe di Ti.

Le leghe α/β possiedono elevata resistenza meccanica, buona forgiabilità anche se deve essere fatto qualche sacrificio nelle doti di saldabilità e resistenza al creep.

Un'aggiunta massiccia di alliganti β stabilizzanti può portare alla possibilità di ottenere una struttura β a temperatura ambiente. Questa possibilità assume una notevole importanza poichè la struttura β cubica a corpo centrato è più facilmente deformabile di quella α , e può essere invecchiata dopo il processo di deformazione fornendo elevati valori di resistenza meccanica.

Tuttavia elevati tenori di β -stabilizzanti causano notevoli problemi durante la fusione (segregazione) e tendono ad aumentare la densità.

La prima lega β (fig. 6) prodotta commercialmente fu quella 13V-11Cr-3Al, impiegata dall'aviazione Statunitense per la costruzione dell'SR-71 (Blackbird). Tale composizione mostrò tuttavia una notevole combinazione di difetti: infragilimento per la precipitazione della fase $TiCr_2$, limitata saldabilità, difficoltà di processo sia durante la fusione che nelle successive lavorazioni.

Le attuali leghe β sono state tuttavia migliorate rispetto a quella prima composizione, in particolare:

- sono stati aggiunti elementi come Al, Zr e Sn che risolvono i problemi di fragilità a caldo
- sono stati eliminati gli elementi, come il Cr, che stabilizzano la trasformazione eutettoide causando la comparsa di fasi fragili come il $TiCr_2$; la stabilizzazione dell'eutettoide causa inoltre una rallentata risposta all'invecchiamento.

Recenti composizioni come la 10V-2Fe-3Al, la 11.5Mo-6Zr-4,5Sn (Beta III) e la 3A-8V-6Cr-4Mo-4Zr (Beta C) appaiono estremamente promettenti per la loro lavorabilità associata alla possibilità di un elevato recupero di caratteristiche meccaniche tramite un processo di invecchiamento che faccia precipitare la fase α in modo fine ed omogeneo.

Caratteristiche meccaniche delle leghe di Titanio

Come indicato in precedenza, le leghe commerciali a base Titanio cadono in tre categorie: leghe α , α/β e β . Il Titanio CP, le leghe α tipo 5Al-2.5Sn e quelle α/β come 6Al-4V sono preferite a bassa temperatura, situazione in cui la fase β (bcc) potrebbe dimostrarsi fragile. Altre leghe α/β e quelle β vengono usate nei range di temperature medie e medio-alte ($\cong 500^\circ\text{C}$).

Gli elementi α - stabilizzanti (tipo Al, Sn o O, C, N) hanno un forte effetto di solution strengthening sulla lega, mentre quelli β stabilizzanti (elementi di transizione), risultano meno potenti. Tuttavia questi ultimi possiedono una maggiore solubilità, per cui mentre la fase α possiede una resistenza meccanica di $550 \div 700$ MPa, quella della fase β può arrivare a 830 MPa. Le leghe α/β risultano una miscela delle due.

La ricerca di stati microstrutturali indirizzati all'ottenimento di particolari proprietà fisico-meccaniche, è un argomento di grande interesse. Questo è particolarmente vero nelle composizioni di tipo α/β nelle quali particolari stati metalurgici vengono studiati per soddisfare applicazioni mirate. Nel caso delle leghe α , l'influenza della microstruttura sulle caratteristiche meccaniche è, di norma, meno importante eccettuate le composizioni che rientrano nel range di esistenza della fase α_2 .

Il modulo di Young delle leghe di Ti varia tra i 9 e i 12 GPa, dipendendo dallo stato di alligazione e dalla microstruttura.

Le leghe tipo β da invecchiamento presentano le più alte variazioni in funzione della microstruttura.

Il conferimento di resistenza meccanica ad una lega di Titanio avviene essenzialmente tramite due meccanismi:

- solution strengthening: ottenuto attraverso un'aggiunta progressiva di alliganti;
- regolazioni microstrutturali: ottenute attraverso un opportuno trattamento termico o termomeccanico.

Il primo caso è particolarmente importante nelle leghe di tipo α , in cui l'influenza della microstruttura sulla resistenza meccanica è trascurabile.

Viceversa nelle leghe di tipo α/β e β l'aspetto microstrutturale è predominante, sebbene anche il primo dia un contributo alla resistenza meccanica.

Dal punto di vista del solution strengthening gli alliganti attivi si possono dividere in due classi: (a) metalli semplici (b) interstiziali C, O, N, B; i metalli di transizione (c), sebbene possano fornire un certo contributo, svolgono un'azione primaria essenzialmente da un punto di vista microstrutturale.

(a) Metalli Semplici (Al, Sn). I metalli semplici come Al, Sn, Ga hanno un forte effetto di solution strengthening, dovuto alla formazione di forti legami direzionali tra soluto e atomi di titanio. L'azione di diverse specie atomiche in soluzione si compone attraverso un'interazione diretta degli atomi di soluto, che fornisce una risposta superiore alla semplice composizione attraverso la regola delle miscele.

(b) Interstiziali: L'azione degli interstiziali è stata spiegata sia nei termini della corrente teoria dei difetti, che in termini di formazione di legami covalenti. L'effetto degli interstiziali assume perciò delle caratteristiche non dissimili da quelle dei sostituzionali, se non in termini quantitativi per quanto riguarda l'energia di legame e la diffusività degli atomi di soluto.

(c) Metalli di Transizione: L'aggiunta di metalli di transizione al Ti è qualitativamente differente, in termini elettronici, rispetto ai casi precedenti; non avvengono perturbazioni nei livelli elettronici, e la lega ottenuta può essere vista come un nuovo metallo di transizione caratterizzato da un ben preciso rapporto elettrone/atomo.

Il contributo dei metalli di transizione alla determinazione delle caratteristiche meccaniche è di circa 20 - 30 MN/m² (tabella I), ma il contributo fondamentale dei metalli di transizione (β - stabilizzanti) è microstrutturale nelle leghe da trattamento termico o termomeccanico.

Effetto della microstruttura sulle proprietà di resistenza meccanica

All'aumentare della temperatura aumenta la mobilità degli atomi di soluto, e diminuisce l'effetto di solution hardening.

Per tale ragione il meccanismo di recupero di caratteristiche meccaniche deve essere ricercato in effetti microstrutturali, e questi ultimi devono essere in equilibrio termodinamico alla temperatura di esercizio prevista.

Da questo punto di vista è stata particolarmente studiata la possibilità di conferimento di caratteristiche meccaniche attraverso la precipitazione della fase α_2 tipo Ti_3X (ad esempio Ti_3Al), molto simile alla fase su cui è basato il meccanismo di resistenza meccanica delle leghe a base Nichel (superleghe).

Su tale base vengono attivamente studiati gli alluminiuri Ti_3Al , che sono usciti dalla fase prototipale per produrre componenti altamente sofisticati per il settore aerospaziale.

Le attuali leghe impiegate in temperatura sono quelle di tipo quasi $-\alpha$ (quelle β sono quasi completamente solubilizzate a temperature elevate), in cui le caratteristiche meccaniche sono determinate da:

- interazione dislocazione precipitato
- deformazione di coerenza all'interfaccia α/β
- deformazione di coerenza precipitato/matrice.

Alcune leghe commerciali

Le proprietà fisico-meccaniche di una singola lega possono essere regolate al fine di raggiungere combinazioni che soddisfino particolari richieste di utilizzo. Questo può essere ottenuto attraverso opportuni trattamenti termici (nel caso delle leghe tipo α/β o β) oppure tramite un'attenta regolazione degli alliganti all'interno delle variazioni di composizione ammesse (esistono ad esempio parecchie varietà di Ti - 6Al - 4V).

La Ti - 6Al - 4V è la lega più utilizzata nelle più svariate applicazioni; esistono una quantità di trattamenti Termici ed accorgimenti nell'alligazione che permettono di regolarne le proprietà al fine di soddisfare le richieste in funzione delle necessità applicative.

La Ti - 5Al - 2.5Sn è una lega di medie caratteristiche meccaniche utilizzata, nella versione a tenore controllato di interstiziali, a bassa temperatura.

La Ti 8Al - 1Mo - 1V è una lega quasi - α che contiene il più alto tenore di Al delle leghe commerciali più diffuse; possiede caratteristiche meccaniche medio-alte ed è utilizzata nei dischi e pale per compressori nei motori aerei.

La Ti - 6Al - 2 Sn - 2 Zr - 4 Mo - 4 Cr (Ti 17) fu sviluppata per l'applicazione specifica nei dischi per turbine a gas; nel 1960 fu sviluppata la Ti 6Al - 2 Sn - 4 Zr - 4 Mo (6242) per temperature fino a 540°C e successivamente la Ti 6Al - 2 Sn - 4 Zr - 6 Mo (6246).

Più di recente sono state sviluppate le leghe tipo β (Ti 13V - 11Cr - 3Al) per utilizzazioni nel settore strutturale aerospaziale; successivamente leghe più orientate verso applicazioni a più bassa tecnologia sono state studiate per applicazioni più diffuse e sono oggi disponibili sul mercato, come la β -III (Ti - 4.5 Sn - 6 Zr - 11.5 Mo) e la β -C (Ti - 3Al - 8V - 6 Cr - 4 Mo - 4 Zr).

La Tabella I riporta le caratteristiche meccaniche delle più comuni leghe commerciali.

La figura 7 mostra un confronto tra le proprietà meccaniche delle leghe di Ti ed i materiali concorrenti nelle applicazioni a caldo in funzione della densità.

Tecnologie del titanio

I lingotti di titanio ottenuti dal forno ad arco sotto vuoto, hanno in genere una struttura piuttosto fragile; la prima lavorazione consiste in una forgiatura a caldo (fig. 8) allo scopo di produrre una bramma da avviare a successiva laminazione. La forgiatura viene eseguita a velocità di deformazione relativamente lenta in una pressa di tipo idraulico.

Alternativamente i lingotti di prima fusione, possono essere martellati per ottenere billette di sezione quadrata o circolare per la produzione di barre da forgiatura, estrusi o fili. Talvolta componenti di dimensioni particolarmente grandi (ad esempio dischi per turbine) possono essere forgiati direttamente dai lingotti di prima fusione.

Le tecnologie fusorie più moderne, ad esempio quelle che utilizzano il fascio elettronico, permettono di ottenere direttamente bramme di piccolo spessore che possono essere avviate alla sbozzatura e successiva laminazione senza un passaggio preliminare di forgiatura.

Poichè al di sopra dei 550°C il titanio si combina con l'ossigeno formando una zona corticale dove è possibile l'innescò di crepe superficiali, ed inoltre è possibile una contaminazione da idrogeno, i forni di trattamento elettrici sono da consigliarsi per il preriscaldamento, o per lo meno a gas rispetto a quelli ad olio, unitamente a procedure di ispezione e successiva rimozione dell' ossido superficiale dopo ogni operazione di lavorazione plastica.

I processi di deformazione a caldo non sono concettualmente differenti da quelli della comune industria degli acciai.

Talvolta tuttavia le potenze specifiche in gioco possono essere relativamente elevate se considerazioni microstrutturali impongono deformazioni a caldo a temperatura inferiore alla zona $\alpha + \beta$.

Un altro fattore estremamente importante è quello della necessità di adottare intervalli di temperatura stretti e controllati.

La forgiatura di particolari finiti o quasi finiti viene effettuata, in genere, in stampo chiuso piuttosto che in stampo aperto.

Le temperature in gioco per gli stampi sono in genere 200-250°C per operazioni veloci di forgiatura, e 425°C per quelle più lente (prese idrauliche).

Una tecnologia estremamente interessante che viene attivamente studiata è quella della forgiatura a temperatura costante (creep forming): possono essere prodotti componenti di grandi dimensioni con deformazioni lente, adoperando stampi ceramici meno costosi di quelli metallici; le temperature di lavoro sono di circa 850°C.

Un'altro interessante processo di formatura è quello della formatura superplastica di laminati che permette di ottenere, con basse pressioni e velocità di deformazione limitate, delle forme estremamente complesse.

La formatura superplastica può essere abbinata al diffusion bonding estremamente semplice per il titanio, ottenendo prodotti di estremo interesse commerciale.

Le lavorazioni a caldo del titanio devono comunque essere condotte con alcune precauzioni fondamentali legate alla contaminazione da ossigeno ed idrogeno. Inoltre è sempre opportuno svolgere le operazioni di deformazione a caldo o a freddo avendo la precauzione di utilizzare dei lubrificanti al fine di evitare un danneggiamento superficiale (ad esempio sospensioni di grafite o disolfuro di molibdeno; per le deformazioni più spinte come l'estrusione possono essere utilizzati dei vetri).

La lavorazione di macchina del titanio, può essere confrontata con quelle degli acciai austenitici; essa risulta leggermente più complicata di quella dei correnti acciai di durezza equivalente. Uno dei problemi principali è quello del limitato coefficiente di conducibilità termica che, associato con la forma particolare del truciolo che permette solo una limitata area di contatto con l'utensile, crea problemi di surriscaldamento locale.

Devono quindi essere adottate velocità di taglio non troppo elevate ed utensili di buona qualità con buona resistenza alla temperatura.

Un altro problema deriva dalla tendenza del truciolo ad aderire alla superficie di taglio, causando un abbassamento della vita dell'utensile.

In conclusione la lavorazione di macchina del titanio richiede, per una corretta esecuzione, una messa a punto dei parametri di lavoro ed alcune precauzioni di esecuzione.

La saldabilità del titanio dipende, in generale, dalla microstruttura e dalla composizione della lega: le leghe α o quasi α sono in genere saldabili, mentre aumentando il tenore di fase β la saldabilità tende a diminuire.

Le comuni tecniche MIG TIG Plasma ed EBW sono in genere applicabili purchè la zona di saldatura risulti coperta da un'atmosfera protettiva di argon. In caso di percorsi di saldatura particolarmente complessi è opportuno disporre un ambiente chiuso in atmosfera inerte.

La saldatura E.B., eseguita di norma sotto vuoto, appare particolarmente indicata per il titanio, producendo saldature di ottime caratteristiche con penetrazioni profonde e limitata zona termicamente alterata.

Il diffusion bonding (DB) è particolarmente indicato per le leghe di titanio, fornendo resistenze meccaniche del giunto pari al 90% dei valori del metallo base. E' eseguito in genere a 850-950°C (sotto il β transus nelle leghe α/β) adottando basse pressioni (\cong 1 MPa) per tempi di 30-60 minuti. Il DB

viene adoperato anche per leghe non saldabili con i metodi più comuni ed è particolarmente indicato, in accoppiamento alla formatura superplastica, per ottenere pezzi di forma estremamente complessa senza ricorrere a costosi assemblaggi.

Anche la brasatura trova applicazione nelle leghe di titanio; essa viene eseguita in atmosfera controllata a circa 1000°C con materiali brasanti come Ti-15Ni-15Cu.

Un' applicazione particolarmente interessante è la produzione di pannelli a nido d'ape (Honeycomb).

Conclusioni

Spero di aver dato, con la mia presentazione, un'idea della completezza delle conoscenze disponibili sulla metallurgia del titanio, e sulla possibilità di reperirle con facilità nella letteratura tecnica disponibile e nell'esperienza di quanti nel mondo già lavorano su questi temi.

Vorrei concludere descrivendo ora brevemente la nostra attività in Italia nel campo dello sviluppo della metallurgia del titanio (Fig. 9).

E' nostra intenzione quella di essere di supporto a quegli operatori industriali che intendano orientarsi verso l'utilizzo delle leghe di titanio; ciò presuppone l'attivazione di svariate funzioni all'interno del nostro dipartimento di metallurgia:

- creazione di una banca dati specificamente orientata alla letteratura tecnico/scientifica su tutti gli aspetti inerenti la metallurgia fisica del titanio in tutti i suoi risvolti tecnico-operativi. Il nostro lavoro viene svolto in stretta collaborazione con il servizio di documentazione della società ed ha come obiettivo la creazione di un punto di riferimento nazionale informativo per il Titanio.

- creazione di competenze strettamente tecnico-applicative all' interno della Ginatta che possano essere in seguito rilasciate a quanti abbiano bisogno di esperienza diretta per la lavorazione del Titanio in Italia. A questo scopo abbiamo realizzato una fonderia sperimentale che per prima in Italia produrrà lingotti di Titanio e sue leghe a partire da spugna prodotta con la nostra tecnologia. I lingotti prodotti, di dimensioni industrialmente significative, avranno il doppio scopo di servire alla creazione di tecnologia nazionale attraverso la nostra attività di sviluppo, e di servire, a scopo prototipale, agli operatori industriali nazionali che vorranno sperimentare il nostro prodotto nelle loro attività industriali.
- la stessa fonderia produrrà getti prototipali in titanio, settore sul quale puntiamo molto, che produrrà non solo componenti ma tecnologia e conoscenze che diverranno patrimonio comune della comunità industriale italiana.
- nello stesso settore sviluppiamo l'utilizzo delle polveri di titanio il cui futuro appare estremamente interessante, e che noi possiamo ottenere nel nostro impianto.
- in collaborazione con altre industrie che operano nelle seconde lavorazioni abbiamo impostato attività di lavoro comuni per la messa a punto delle procedure di lavorazione plastica e meccanica dei lingotti e delle barre.
- con gli ambienti universitari italiani sviluppiamo sia la ricerca di base che quella applicata riguardante la metallurgia del titanio, e siamo particolarmente grati a quei ricercatori universitari con i quali sviluppiamo le tematiche riguardanti il titanio e che contribuiscono alla diffusione della sua conoscenza.

I nostri programmi sono quindi ambiziosi, ma siamo sicuri che andranno a buon fine con la collaborazione di tutti quelli che credono nel Titanio.

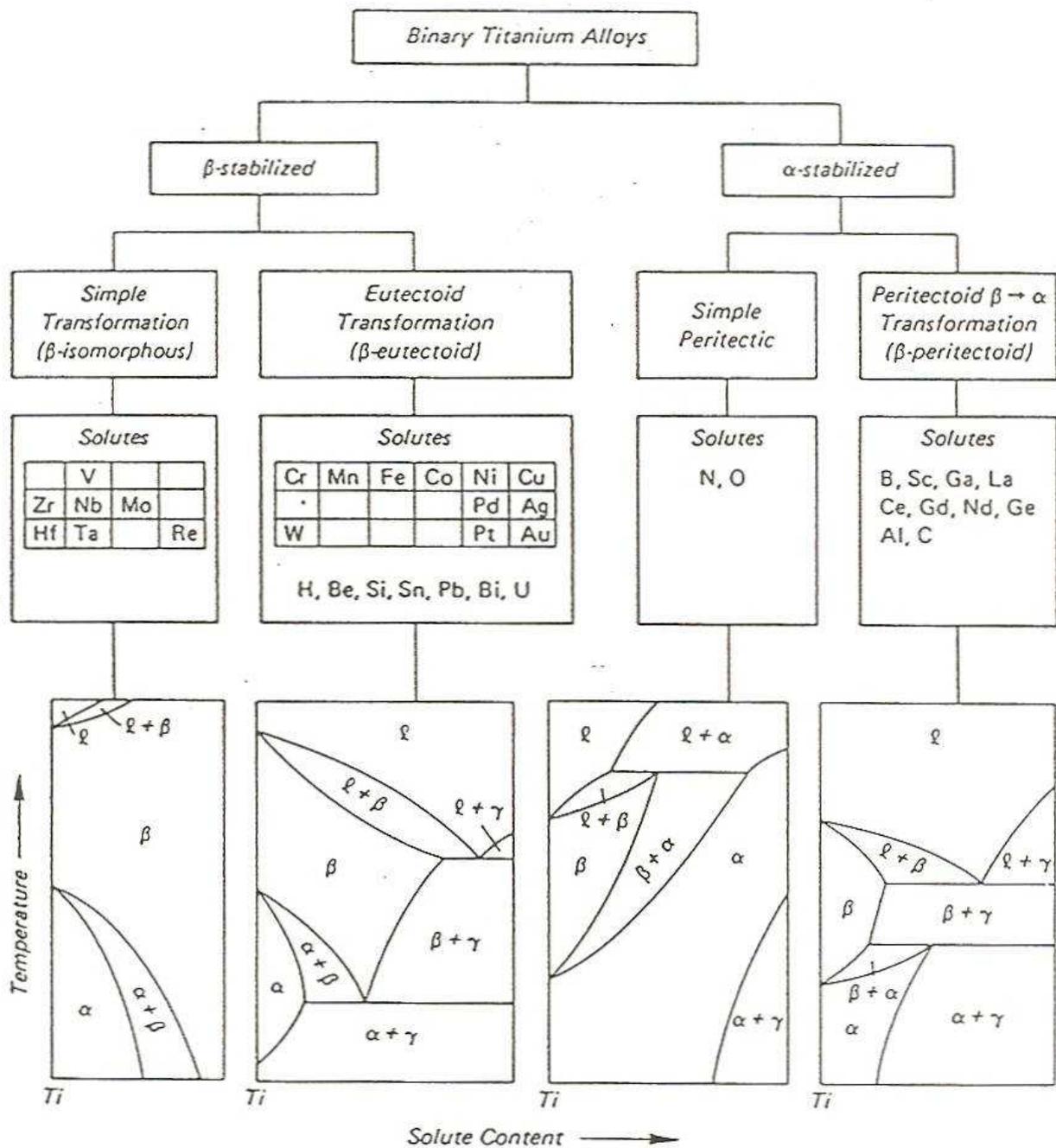


Figura 1

LEGHE FULLY ALFA

Ti grado 1 N < .03 H < .015 Fe < .2 O < 0.18

Ti grado 2 N < .03 H < .015 Fe < .3 O < 0.25

Ti grado 3 N < .05 H < .015 Fe < .3 O < 0.35

Ti grado 4 N < .05 H < .015 Fe < .5 O < 0.40

Ti - 5 Al - 2.5 Sn

Ti - 5 Al - 2.5 Sn ELI (O < .12)

PROPRIETA' :

- resistenza meccanica medio bassa
- buona stabilita' termica
- ottima duttilita' a bassa temperatura
- lavorabilita' a caldo limitata
- caratteristiche meccaniche poco dipendenti dalla
microstruttura

LEGHE NEAR ALFA

Ti - 8 Al - 1 Mo - 1 V

Ti - 6 Al - 2 Sn - 4 Zr - 2 Mo - 0.2 Si

Ti - 11 Sn - 2.25 Al - 5 Zr - 1 Mo

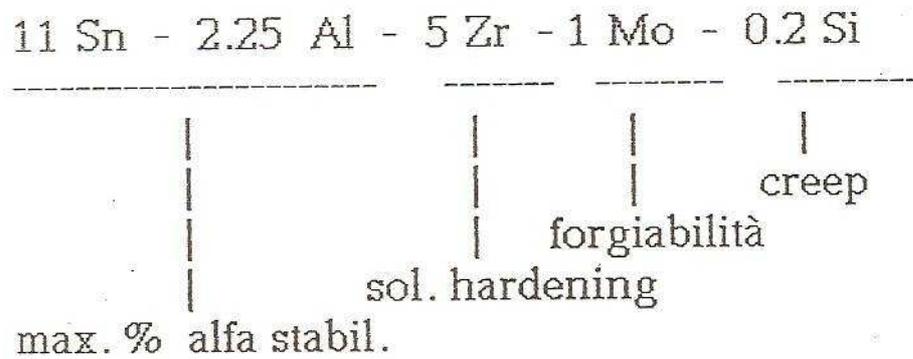
PROPRIETA' :

- ottima termoresistenza (creep)
- buona lavorabilita' a caldo

Figura 3

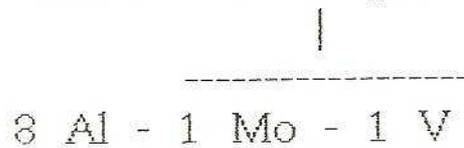
PROBLEMI DI SVILUPPO DELLE LEGHE NEAR ALFA

- Es :



Soluz. intermedia : 6 Al-2 Sn-4 Zr-2 Mo-0.1 Si

beta stabilizzanti per forgiabilità'



|
precipitazione della fase α_2 in esercizio

Figura 4

LEGHE ALFA \ BETA

Ti - 6 Al - 4 V (ELI)

Ti - 7 Al - 4 Mo

Ti - 6 Al - 2 Sn - 4 Zr - 6 Mo

Ti - 5 Al - 2 Sn - 2 Zr - 4 Mo - 4 Cr

Ti - 6 Al - 2 Sn - 2 Zr - 2 Mo - 2 Cr

PROPRIETA' :

- Elevata resistenza meccanica
- Buona forgiabilita'
- Forte dipendenza delle caratteristiche meccaniche dalla microstruttura

Figura 5

LEGHE BETA

Ti - 13 V - 11 Cr - 3 Al

Ti - 10 V - 2 Fe - 3 Al

Ti - 11.5 Mo - 6 Zr - 4.5 Sn (Beta III)

Ti - 3 Al - 8 V - 6 Cr - 4 Mo - 4 Zr (Beta C)

PROPRIETA' :

- Elevata resistenza meccanica
- Ottima forgiabilita'
- Forte dipendenza delle caratteristiche meccaniche dalla microstruttura

Figura 6

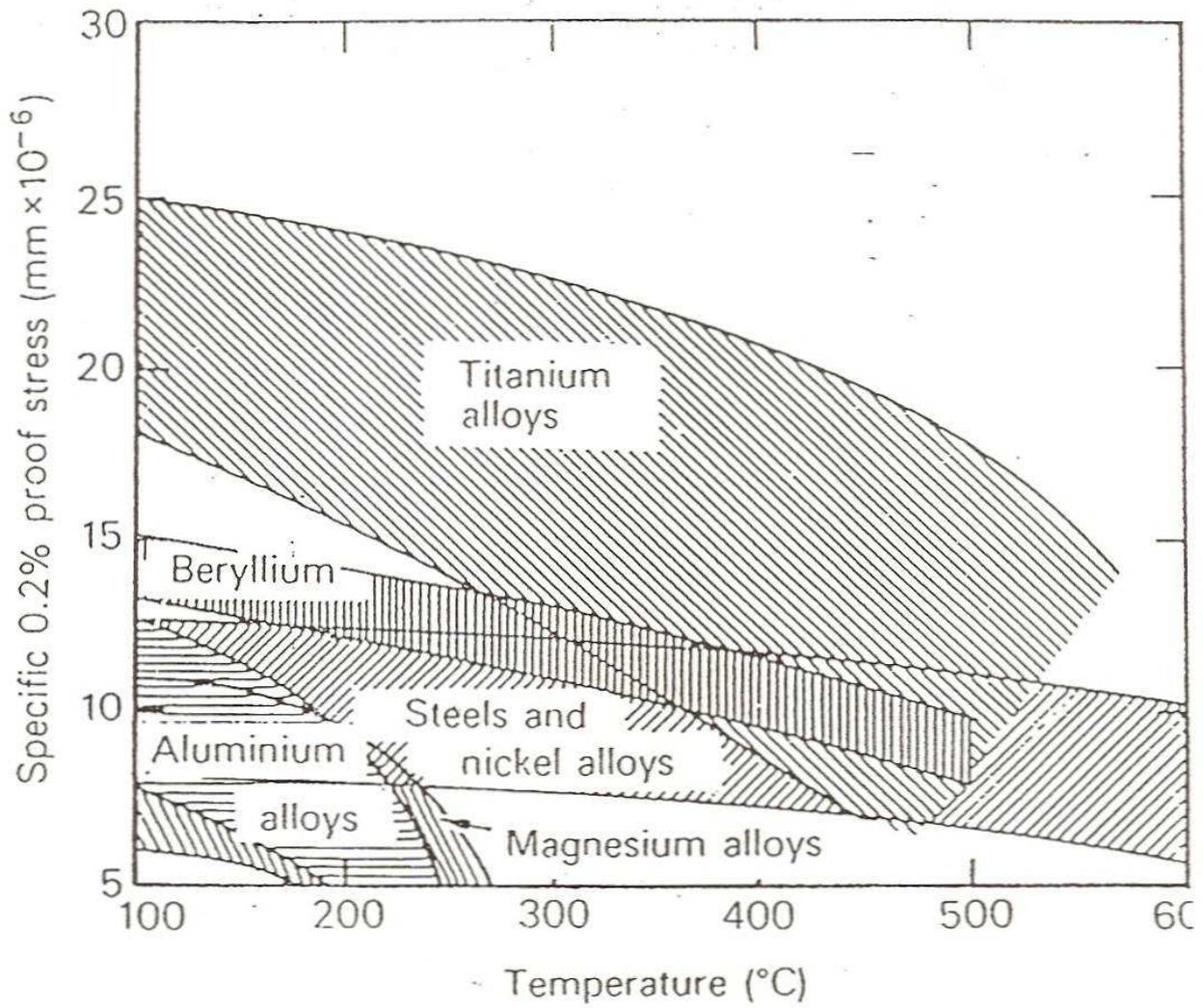


Figura 7



Figura 8

- BANCA DATI
- FONDERIA SPERIMENTALE
 - fusione lingotti
 - fusione getti
- METALLURGIA DELLE POLVERI
- LAVORAZIONI PLASTICHE
- RICERCA APPLICATA E DI BASE

Figura 9

Common designations	Al	Sn	Zr	Mo	V	Si	Other	Relative density	Condition	0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
α -alloys												
CP Ti 99.5% IMI 115, Ti-35A							0	4.51	Annealed 675°C	170	240	25
CP Ti 99.0% IMI 155, Ti-75A							0	4.51	Annealed 675°C	480	550	15
IMI 260							0.2 Pd	4.51	Annealed 675°C	315	425	25
IMI 317	5	2.5						4.46	Annealed 900°C	800	860	15
IMI 330							2.5 Cu	4.56	ST (α)*, duplex aged 400 and 475°C	630	790	24
Near- α alloys												
8-1-1	8				1	1		4.37	Annealed Δ 780°C	950	990	15
IMI 679	2.25	11	5	1		0.25		4.82	ST ($\alpha + \beta$) aged \blacksquare 500°C	990	1100	15
IMI 685	6		5	0.5		0.25		4.49	ST (β) aged 550°C	900	1020	12
6-2-4-2	6	2	4	2		0.1		4.54	ST ($\alpha + \beta$) annealed 590°C	960	1030	15
Ti-11	6	2	1.5	1		0.1	0.35 Bi	4.45	ST (β) aged 700°C	850	940	15
IMI 829	5.5	3.5	3	0.3		0.3	1 Nb	4.61	ST (β) aged 625°C	-	-	-
α/β alloys												
IMI 318, 6-1	6					4		4.46	Annealed 700°C	925	990	14
									ST ($\alpha + \beta$) aged 500°C	1100	1170	10
IMI 550	4	2		4		0.5		4.60	ST ($\alpha + \beta$) aged 500°C	1000	1100	14
IMI 680	2.25	11		4		0.2		4.86	ST ($\alpha + \beta$) aged 500°C	1190	1310	15
6-6-2	6	2			6		0.7 (Fe, Cu)	4.54	ST ($\alpha + \beta$) aged 550°C	1170	1275	10
6-2-4-6	6	2	4	6				4.68	ST ($\alpha + \beta$) annealed 590°C	1170	1270	10
IMI 551	4	4		4		0.5		4.62	ST ($\alpha + \beta$) aged 500°C	1200	1310	13
Ti-8 Mn							8 Mn	4.72	Annealed 700°C	860	945	15
β -alloys												
13-11-3	3					13	11 Cr	4.87	ST (β) aged 480°C	1200	1280	8
Beta III		4.5	6	11.5				5.07	ST (β) duplex aged 480 and 600°C	1315	1390	10
8-8-2-3	3			8	8		2 Fe	4.85		1240	1310	8
Transage 129	2	2	11		11			4.81	ST (β) aged 580°C	1280	1400	6
Beta C	3		4	4	8		6 Cr	4.82	ST (β) aged 540°C	1130	1225	10

* ST (α), ST ($\alpha + \beta$), ST (β) correspond to solution treatment in the α , $\alpha + \beta$, and β -phase fields respectively

Δ \blacksquare Annealing treatments normally involve shorter times than ageing treatments

Tabella I