

# Anisotropia ed orientamento cristallografico preferenziale di leghe di titanio alfa per impieghi a caldo

S. Gaiani, E. Colombini, P. Veronesi, G. Poli, I. Pribošič

*In virtù delle elevate caratteristiche meccaniche, della bassa densità e dell'elevata resistenza all'ossidazione, il titanio e le sue leghe di tipo alpha trovano un largo impiego in svariati settori industriali. Tuttavia, spesso l'utilizzo di questa famiglia di materiali risulta limitato a causa della ridotta formabilità a freddo di queste leghe: Nel presente lavoro, i parametri di anisotropia di due differenti leghe di titanio alpha per impieghi ad alta temperatura sono stati determinati e successivamente una analisi dell'orientamento cristallografico preferenziale (tessitura) è stato eseguito al fine di poter determinare la sua influenza sulle caratteristiche meccaniche macroscopiche del materiale.*

**Parole chiave:** Titanio e leghe - Deformazioni plastiche - Caratterizzazione materiali - Simulazione numerica

## INTRODUZIONE

Attualmente, le leghe di titanio per impieghi ad alta temperatura utilizzano come leganti caratteristici elementi quali alluminio, silicio, niobio e ferro. L'aggiunta di questi elementi ha come obiettivo principale quello di incrementare la resistenza all'ossidazione e le caratteristiche meccaniche delle leghe e di renderle molto più performanti dei gradi di titanio commercialmente puro, come il Grado 2, che costituiscono una vasta fetta del mercato mondiale di questa famiglia di materiali.

Comprendere il meccanismo attraverso il quale avviene la deformazione plastica a freddo di questi materiali è di grande importanza se si vuole raggiungere l'obiettivo di ottenere un processo produttivo stabile e caratteristiche sul prodotto finito note e controllabili.

Come molti materiali metallici che presentano struttura

cristallografica esagonale compatta (EC), le leghe di titanio alfa palesano un'elevata anisotropia a temperatura ambiente [1]. Questo comportamento è strettamente connesso alla geometria stessa della cella elementare, che nel caso del titanio puro presenta un rapporto  $c/a$  uguale a 1,587, in altre parole minore del rapporto ideale di impaccamento stimato pari a 1,688. In presenza di questa configurazione geometrica, la tipologia di sistemi di scorrimento delle dislocazioni più comuni risultano essere i piani  $\{10\bar{1}0\}$ , ovvero i piani prismatici, seguiti dai piani piramidali di primo ordine  $\{10\bar{1}1\}$  e dai piani basali  $(0002)$  [2] (vedi Fig. 1). Tuttavia, i piani di scorrimento sopra menzionati, non sono sufficienti a fornire cinque sistemi di scorrimento indipendenti, come richiesto dal criterio di Von Mises affinché si possa verificare una deformazione plastica omogenea. Questo aspetto si traduce macroscopicamente nell'impossibilità del materiale di ammettere deformazioni dirette parallelamente all'asse  $c$  della cella esagonale, a meno che non vengano attivati piani di scorrimento per dislocazioni che presentano vettori di Burgers orientati perpendicolarmente al piano di scorrimento stesso (come ad esempio i piani piramidali secondari  $\{11\bar{2}3\}$ ) oppure in alternativa meccanismi di twinning.

Il fatto che le leghe di titanio alfa presentino meccanismi deformativi combinati di scorrimento e twinning, rende molto difficile l'identificare quale delle due modalità giochi un ruolo prevalente durante la deformazione plastica sotto l'effetto di uno stato tensionale biassiale complesso.

Oltre agli aspetti geometrici della cella EC finora esposti, va ricordato che questi materiali presentano una spiccata tendenza a disporre la propria struttura cristallografica secondo un orientamento preferenziale. Questa caratteristica dei materiali metallici è nota come "tessitura". La tessitura, che risulta fortemente influenzata da diversi

**Silvia Gaiani**

*Akrapovič d.d.*

*Malo Hudo 8 Ivančna Gorica, Slovenia,*

*silvia.gaiani@akrapovic.si*

**S. Gaiani, E. Colombini, P. Veronesi, G. Poli**

*University of Modena & Reggio Emilia*

*Dept. of Materials Engineering*

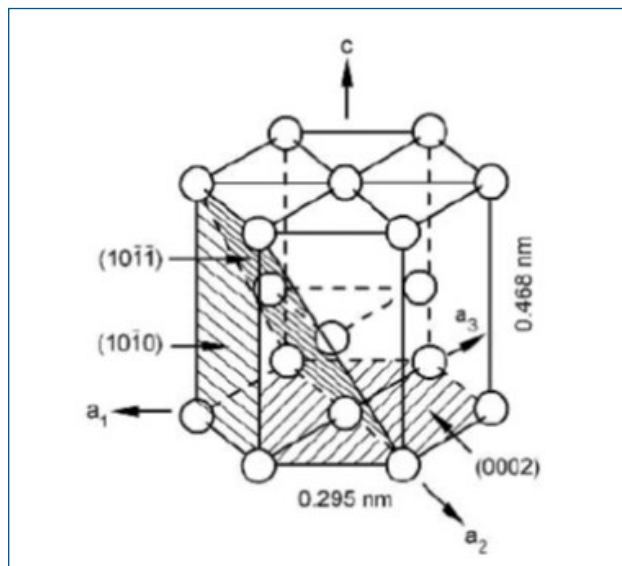
*Via Vignolese 905/A - Modena (I) - Italy*

*paolov@unimore.it*

**Irena Pribošič**

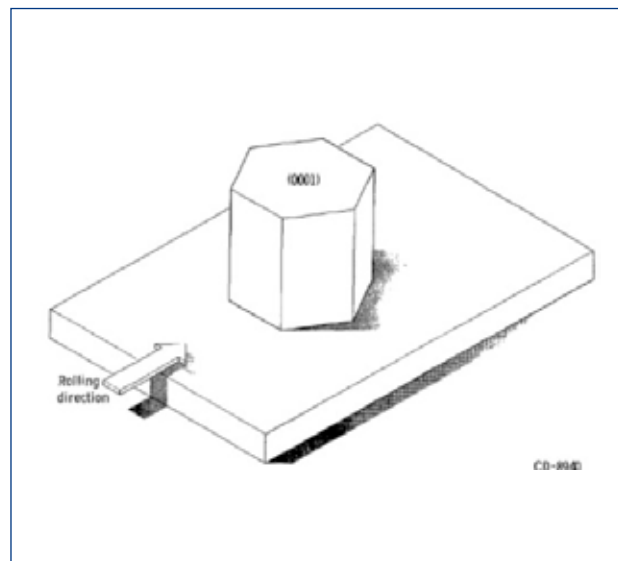
*Jožef Štefan Institute*

*Ljubljana, Slovenia*



**Fig. 1 - Piani di scorrimento della cella EC del Ti [3]**

*Fig. 1 - Slip systems for Ti HCP crystal lattice [3]*



**Fig. 2 - Orientamento ideale della cella elementare EC [4]**

*Fig. 2 - Crystal lattice ideal orientation [4]*

fattori, quali tipologia e quantità degli elementi di lega, trattamenti termici e soprattutto dal rapporto di riduzione durante le fasi di laminazione, gioca un ruolo fondamentale nel determinare l'anisotropia, nonché le caratteristiche di plasticità, del materiale.

Nelle leghe di titanio alfa, la tessitura viene normalmente identificata descrivendo l'orientamento del piano basale (0002) rispetto alla direzione di laminazione. Diversi studi [4] hanno mostrato come, in caso di piano basale disposto parallelamente alla superficie del laminato, il carico di snervamento del materiale nel caso di tensione biassiale risulta il più alto possibile.

Lo scopo del presente lavoro è quello di analizzare il comportamento plastico di due leghe di titanio alfa destinate ad impieghi ad elevate temperature per determinarne le principali caratteristiche di anisotropia. È stata condotta un'analisi della tessitura dei due materiali, al fine di investigare circa l'esistenza di un legame diretto ed analiticamente descrivibile tra l'orientamento cristallografico preferenziale e le caratteristiche di plasticità macroscopiche delle leghe.

## MATERIALI E PROCEDURA SPERIMENTALE

### Materiali

I materiali oggetto di questo studio sono due leghe di titanio alfa laminate a freddo, di spessore 0,9 mm. Entrambi i materiali sono forniti allo stato ricotto; queste leghe non sono comprese in alcuno standard internazionale e sono coperte da brevetto. La loro composizione chimica nominale, determinata utilizzando uno spettrometro ottico SpectroLab, è riassunta nella Tabella 1.

### Struttura micrografica

I campioni metallografici sono stati ottenuti estraendo una sezione trasversale delle lamiere oggetto di studio, e sono stati inglobati in resina. La preparazione della superficie da ispezionare è stata eseguita su una lucidatrice automatica Buehler utilizzando tre stadi di spianatura con carte abrasive di granulometria decrescente. La lucidatura finale è stata eseguita impiegando come abrasivo una sospensione acquosa a base di silice colloidale.

L'attacco metallografico è stato eseguito utilizzando il reattivo di Kroll per una durata di 15 s. Le microstrutture delle due leghe sono rappresentate in Fig. 3 e 4.

### Prova di trazione

I test di trazione sono stati eseguiti in accordo con la norma ISO 6892-1: 2009 appendice A (provini per prodotti piani di spessore < 3mm). I provini sono stati estratti dalla lamiera laminata a freddo mediante taglio laser; la lunghezza del tratto utile di prova  $L_0$  è pari a 80 mm, mentre la larghezza  $b_0$  è 20 mm.

I test di trazione sono stati eseguiti su una macchina universale Instron 8802 con capacità massima pari a 100 kN equipaggiata con estensimetro biassiale in grado di rilevare sia l'allungamento longitudinale del provino  $\epsilon_L$  che la sua contrazione trasversale  $\epsilon_w$ . Le prove sono state eseguite in controllo di deformazione, mantenendo la velocità di deformazione costante: 0,00012 1/s fino allo 0,5% di allungamento ed in seguito 0,017 1/s fino a rottura.

Al fine di analizzare il comportamento anisotropo del materiale, i provini sono stati estratti secondo tre differenti orientazioni: con asse parallelo (L), con asse perpendicolare (T) e con inclinazione a 45° (D) rispetto alla direzione di laminazione.

I dati sperimentali ottenuti sono riassunti in Tab. 2; i valori riportati sono stati ottenuti calcolando il valore medio di

	Al (%)	Si (%)	Fe (%)	Nb (%)	O (%)	Ti (%)
<b>Lega 1</b>	0,520	0,335	0,037	0,194	0,098	Bal.
<b>Lega 2</b>	0,010	0,409	0,163	0,004	0,111	Bal.

**Tab. 1 - Composizione chimica delle due leghe**

*Tab. 1 - Chemical composition of the alloys*

		R <sub>p0,2</sub> (MPa)	R <sub>EH</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A <sub>80</sub> (%)	A <sub>gt</sub> (%)	E (GPa)
<b>Lega 1</b>	L	306,1	/	446,3	27,3	15,1	102,7
	T	379,1	/	431,6	28,9	6,32	106,1
	D	341,1	/	410,6	30,5	9,85	107,7
<b>Lega 2</b>	L	/	482,9	548,9	26,8	13,8	106,2
	T	/	550,0	557,9	24,0	9,5	116,0
	D	/	513,2	540,6	25,5	10,2	109,4

**Tab. 2 - Caratteristiche meccaniche delle due leghe**

*Tab. 2 - Mechanical properties of the alloys*

cinque test di trazione per ogni singola direzione. Osservando l'andamento delle curve s-e riportate in Fig. 6 e 7, si può vedere come le due leghe presentino una risposta alla sollecitazione di trazione monoassiale completamente differente tra loro. La Lega 1 mostra infatti un andamento monotono crescente fino al picco di carico unitario massimo, mentre la Lega 2 palesa una zona di snervamento simile a quella degli acciai duttili, ovvero con il verificarsi di un notevole allungamento sotto l'azione di un carico pressoché costante (ed in taluni casi anche decrescente).

Per ambedue i materiali, il comportamento meccanico si differenzia fortemente spostandosi dalla direzione longitudinale a quella trasversale della lamiera. In particolare, in direzione trasversale il carico unitario di snervamento si innalza, mentre l'allungamento al carico massimo Agt risulta sensibilmente ridotto. Entrambi questi andamenti mostrano come, in direzione trasversale, le leghe evidenzino una ridotta capacità di assorbire energia di deformazione in campo plastico.

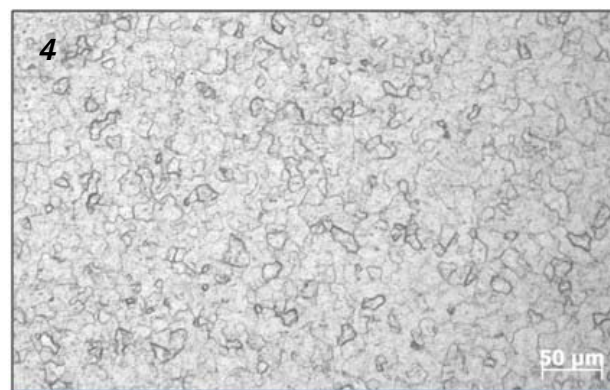
### Rapporto di anisotropia (Plastic Strain Ratio)

Utilizzando durante le prove di trazione un estensimetro biassiale, è stato possibile determinare il rapporto di anisotropia R in tutte le direzioni considerate. La determinazione di questo parametro, definito come il rapporto tra la deformazione trasversale e quella lungo lo spessore del provino, è stata eseguita in accordo con la norma ISO 10113: 2006. I dati ottenuti dalle prove sperimentali sono riportati in Tab. 3.



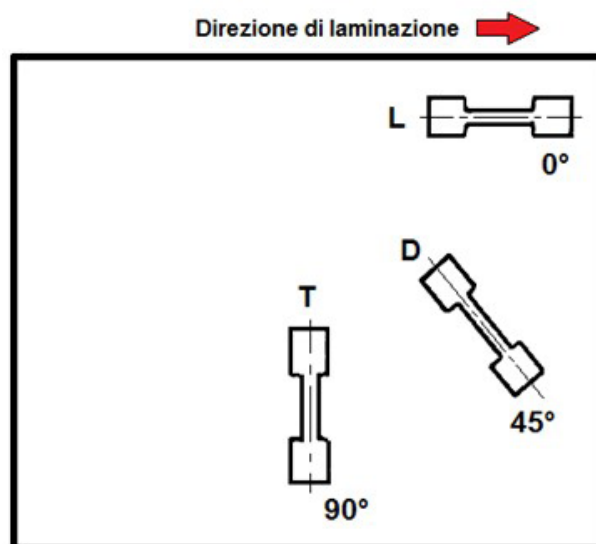
**Fig. 3 - Struttura metallografica Lega 1**

*Fig. 3 - Alloy 1: typical microstructure*



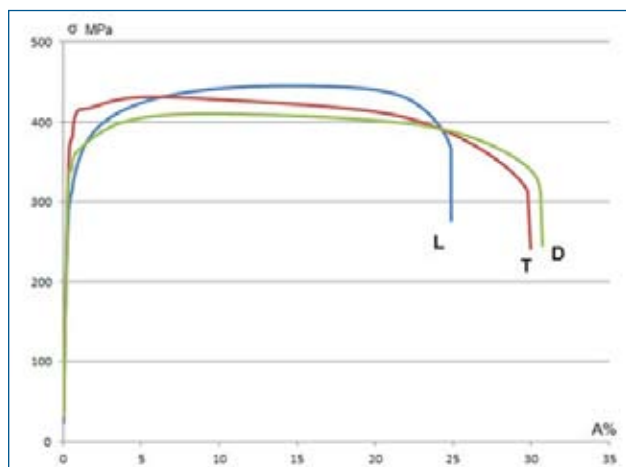
**Fig. 4 - Struttura metallografica Lega 2**

*Fig. 4 - Alloy 2: typical microstructure*



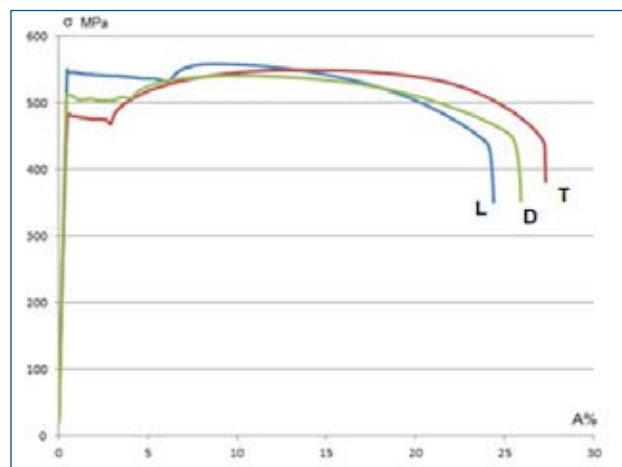
**Fig. 5 - Direzioni di estrazione dei provini di trazione**

*Fig. 5 - Tensile specimens orientation within the cold rolled sheet metal*



**Fig. 6 - Curve s-e della Lega 1 in direzione L,D,T**

Fig. 6 -  $\sigma$ - $\epsilon$  diagrams for Alloy 1 (three directions L, D, T)



**Fig. 7 - Curve s-e della Lega 2 in direzione L,D,T**

Fig. 7 -  $\sigma$ - $\epsilon$  diagrams for Alloy 2 (three directions L, D, T)

Per la determinazione del rapporto di anisotropia R, un aspetto fondamentale risulta essere il range di deformazione del provino che si considera per il calcolo. La colonna indicata con  $R_{tot}$  contiene i valori medi di tutto l'intervallo che va dal carico unitario di snervamento  $R_p$  a quello massimo  $R_m$ , mentre nelle successive colonne il rapporto di anisotropia è calcolato per uno specifico intervallo di deformazione, indicato a pedice.

Dall'analisi di Fig. 8, che riporta l'andamento del rapporto di anisotropia in funzione della deformazione  $\epsilon$ , nel caso della Lega 1 in direzione longitudinale il valore di R risulta pressoché costante e pari a 1,5. Anche in direzione trasversale, dopo una diminuzione iniziale, il valore tende a divenire costante per deformazioni superiori al 2-3%, pur attestandosi su valori medi più elevati e prossimi a 4.

Il comportamento della Lega 2 risulta invece completamente differente, poiché le curve in entrambe le direzioni palesano un andamento crescente. Tuttavia, in direzione longitudinale, per allungamenti superiori al 2%, il parametro R tende a stabilizzarsi ed il suo valore diviene prossimo a 2. Vicinversa, in direzione trasversale, esso continua a crescere in maniera pressoché lineare fino al termine del campo di plasticità.

Nello studio dell'andamento del rapporto di anisotropia al variare della deformazione, è importante ricordare che per valori di  $\epsilon$  prossimi a quelli del carico di snervamento (tra 1 e 2%), la sua determinazione può risultare poco accurata, poiché in tale intervallo si esplica la transizione tra campo elastoplastico e campo plastico. In questo caso specifico, l'incertezza in tale zona è resa, nel caso della Lega 2, ancora più elevata dall'andamento oscillatorio della curva  $\sigma$ - $\epsilon$ .

### Determinazione della tessitura

Al fine di determinare l'orientamento cristallografico dei

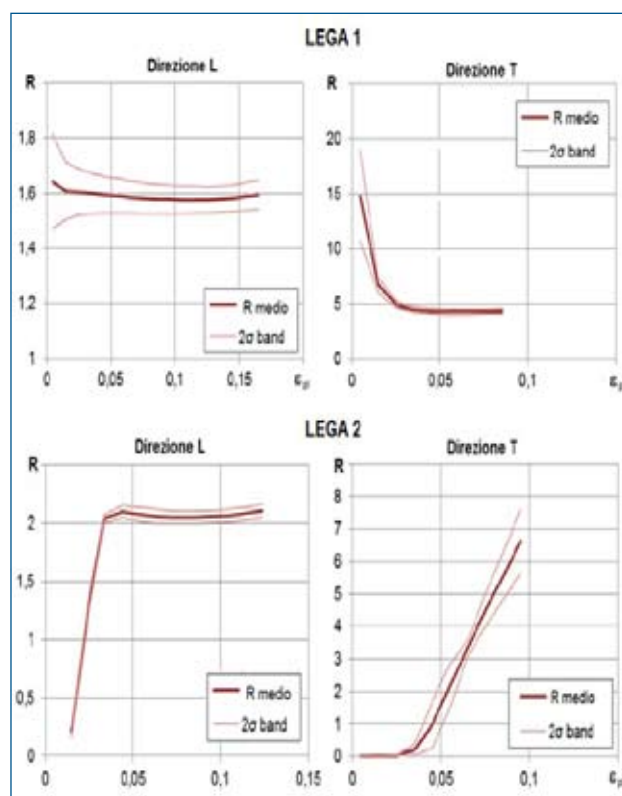
**Fig. 8 - Andamento del parametro R per la Lega 1 & 2 al variare della deformazione**

Fig. 8 - Plastic strain ratio behavior  $R(\epsilon)$  for Alloy 1 and Alloy 2

		$R_{tot}$	$R_{2/4\%}$	$R_{4/6\%}$	$R_{6/8\%}$
Lega 1	L	1,590	1,447	1,514	1,549
	T	3,849	3,813	3,925	4,137
	D	2,712	2,451	2,612	2,719
Lega 2	L	2,038	1,915	1,917	1,964
	T	4,440	2,954	5,348	6,581
	D	1,156	1,793	2,507	3,588

**Tab. 3 - Rapporto di anisotropia**

Tab. 3 - Plastic strain ratios of the alloys





campioni in oggetto, sono stati impiegati due diversi metodi di misura: diffrazione a raggi X (XRD) e diffrazione di elettroni retro diffusi (EBSD).

Il sistema più diffuso per rappresentare i dati ricavati impiegando entrambe le tecniche sopra menzionate è il tracciamento del così detto "diagramma polare diretto". Questo diagramma è la proiezione stereografica bidimensionale degli orientamenti cristallografici determinati durante le misure stesse [5]. Entrambe le tecniche utilizzate permettono, attraverso l'utilizzo di software dedicati, il tracciamento automatico dei diagrammi polari.

### Diffrazione a raggi X (tecnica XRD)

Per determinare l'orientamento nello spazio di un prescelto piano cristallografico, che nel nostro caso è il piano basale (0002), la sorgente emettitrice del diffrattometro viene posizionata secondo lo specifico angolo di Bragg  $2\theta$  caratteristico del picco di diffrazione oggetto di interesse. Tale angolo è stato determinato con un'analisi preliminare per ogni singolo campione oggetto di studio.

Il campione è montato, orientando la direzione di laminazione secondo un riferimento noto, sulla culla di Eulero. Tale dispositivo è in grado di ruotare il campione attorno ad un asse perpendicolare alla superficie irradiata, descrivendo l'angolo  $\Phi$  (rotazione completa di  $360^\circ$ ), ed inoltre di inclinare lateralmente il porta campione di un angolo  $\Psi$  compreso tra  $0 - 90^\circ$ .

La misura dell'orientamento cristallografico nei materiali policristallini è eseguita misurando l'intensità del fascio incidente diffratto dal campione. Infatti, l'intensità di ogni picco di diffrazione risulta essere proporzionale alla frazione in volume delle celle elementari orientate secondo una data configurazione ( $\Phi - \Psi$ ). Pertanto, se si esegue tale misurazione orientando il campione secondo una vasta gamma di combinazioni degli angoli  $\Phi$  e  $\Psi$ , si può ottenere una analisi quantitativa della sua tessitura.

Le misure ottenute registrando l'intensità dei picchi di diffrazione richiedono una correzione dovuta ad un errore di "defocusing" insito nella tecnica di misura stessa. Infatti, quando un campione piano di spessore ridotto viene inclinato secondo l'angolo  $\Psi$ , la propria porzione di volume colpita dal raggio incidente diminuisce all'aumentare dell'angolo di inclinazione, da qui la necessità di correzione.

Nel caso in esame, lo strumento utilizzato per le prove XRD è un diffrattometro Panalytical X'Pert Pro che utilizza come sorgente un filamento  $\text{CuK}\alpha$  con lunghezza d'onda  $\lambda = 1,5405980 \text{ \AA}$ . L'analisi della tessitura è stata effettuata scegliendo angoli  $2\theta$  compresi tra  $38^\circ, 30 \pm 0,6^\circ$ . In questo intervallo ricade appunto il picco di diffrazione del piano basale (0002) per entrambe le leghe oggetto di studio. Le dimensioni dell'area di misura sono pari a  $5 \times 1 \text{ mm}$ .

Il materiale oggetto del test è un quadrato di dimensioni  $10 \times 10 \text{ mm}$  direttamente estratto dalla lamiera laminata a freddo mediante taglio laser; esso non è stato sottoposto a nessuna preparazione specifica della superficie. Con questi campioni è stata eseguita un'analisi preliminare, eseguendo una scansione del campione con angolo  $\Phi$  compreso tra  $0^\circ - 360^\circ$  utilizzando passo angolare di  $10^\circ$ ,

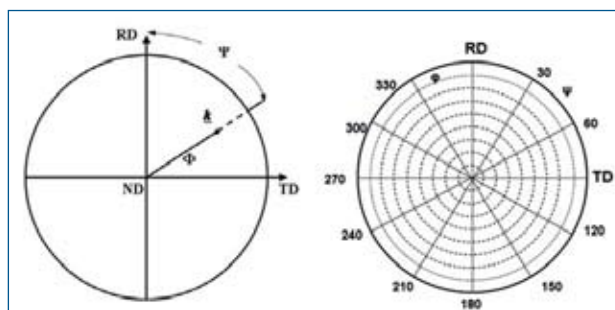


Fig. 9 - Rappresentazione degli angoli  $\Phi$  e  $\Psi$  nel diagramma a poli [6]

Fig. 9 - Representation of  $\Phi$  and  $\Psi$  angles on a pole figure [6]

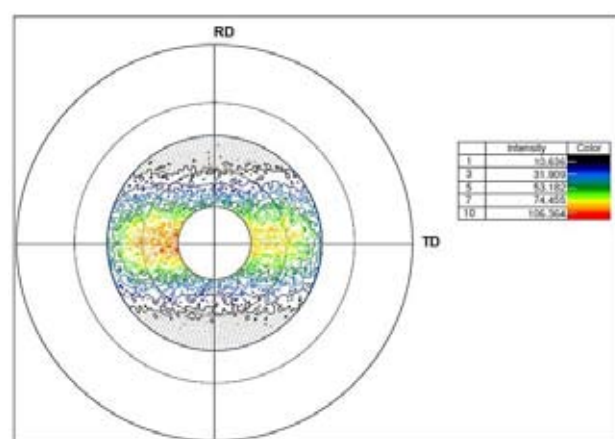


Fig. 10 - Diagramma a poli Lega 1 (XRD)

Fig. 10 - Alloy 1: pole figure (XRD technique)

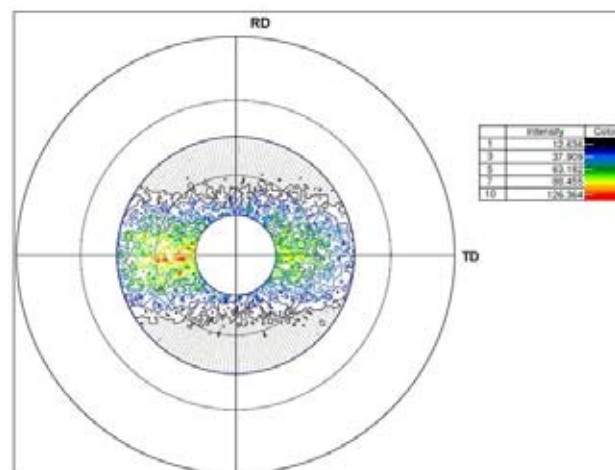


Fig. 11 - Diagramma a poli Lega 2 (XRD)

Fig. 11 - Alloy 2: pole figure (XRD technique)

mentre l'angolo  $\Psi$  è stato fatto variare tra  $0^\circ - 85^\circ$  con passo angolare di  $5^\circ$ . Le misure così ottenute sono state corrette sottraendo il rumore di fondo e correggendo i dati tenendo conto dell'errore di defocusing precedentemente menzionato.

L'esecuzione di queste misure preliminari e lo studio dei diagrammi polari da esse ottenuti, ha permesso di indi-

viduare i valori di  $\Psi$  per i quali l'intensità dei picchi di diffrazione del piano basale è maggiore e quindi di eseguire successivamente misure dedicate nell'intorno di tali valori. Nello specifico, per entrambi i materiali, il range di misura dell'angolo  $\Phi$  è di  $360^\circ$  con passo di  $2^\circ$ , mentre per l'angolo  $\Psi$  la lettura è stata limitata all'intervallo  $15^\circ$ - $45^\circ$  con passo di  $1^\circ$ . I diagrammi polari così ottenuti sono rappresentati in Fig. 10 e 11.

### Diffrazione di elettroni retro diffusi (tecnica EBSD)

Questa tecnica di determinazione della tessitura viene eseguita utilizzando un microscopio elettronico a scansione equipaggiato con sonda EBSD. Con questa tecnica, per l'esecuzione della misura, il campione deve essere inclinato di un angolo pari a  $70^\circ$  rispetto all'orizzontale, in modo da incrementare il contrasto dell'immagine risultante dalla diffrazione del fascio elettronico sui piani cristallografici. Le figure di diffrazione elettronica da retrodiffusione che si ottengono quando il fascio di elettroni colpisce i piani del reticolo cristallino sono dette "bande di Kikuchi"[6]. Queste bande sono impresse su uno schermo al fosforo ed acquisite mediante l'utilizzo di una videocamera con tecnologia CCD (Charged Coupled Device). Esse corrispondono a ciascuno dei piani del reticolo diffrangente e possono essere indicizzate utilizzando gli indici di Miller del piano diffrangente che le ha generate.

La misura della tessitura è stata realizzata utilizzando la sonda Nordly EBSD Oxford Instruments montata su un microscopio elettronico a scansione JEOL JSM-7600 e operando a 20 kV e ad una distanza di lavoro di 20 mm. I campioni sono stati inglobati in resina e quindi lucidati con metodo analogo a quello utilizzato per l'attacco metallografico. Tuttavia, l'utilizzo della tecnica EBSD richiede una fase di lucidatura finale della durata di 60 minuti, utilizzando come aggiunta alla silice colloidale 10 ml di  $H_2O_2$  al 30%. Al termine della preparazione il provino è stato estratto dalla resina e montato direttamente sul porta campione, in modo da migliorare la sua conducibilità elettrica in fase di misura.

L'analisi della tessitura è stata eseguita in modalità automatica; per questa tipologia di strumento la superficie massima ispezionabile è un rettangolo di estensione  $510 \times 405 \mu m$ , mentre lo step di misura, scelto tenendo conto delle dimensioni medie del grano, è pari a  $3 \mu m$ . In queste condizioni operative, la griglia di misura è costituita da un numero di punti prossimo a 23.000 ( $170 \times 135$  steps); il tempo necessario per l'acquisizione dei suddetti punti è pari a circa 205 minuti. In modalità automatica, i punti che hanno permesso di acquisire una misura valida sono stati rispettivamente 20.623 (pari al 89,9% del totale) nel caso della lega 1 e 20.105 (pari al 87,6% del totale) nel caso della lega 2.

Attraverso l'utilizzo della tecnica EBSD, è possibile ottenere dati di output di diversa natura. In Fig. 13 è mostrato, a scopo esemplificativo, la differente orientazione (identificata da una scala di colori) dei grani della Lega 2 rilevata durante l'analisi.

Una seconda possibilità è di ottenere come output un foglio di calcolo, dove per ogni punto di misura acquisito

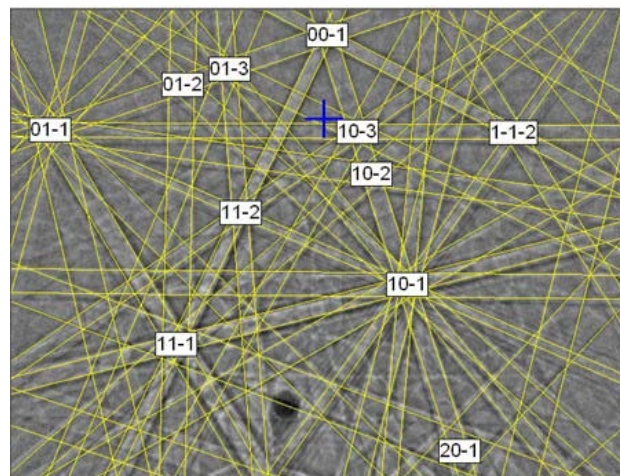


Fig. 12 - Esempio di Bande di Kikuchi

Fig. 12 - Example of Kikuchi bands representation

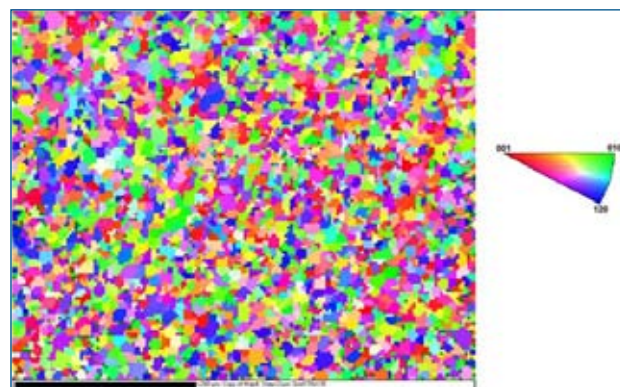


Fig. 13 - Orientamento dei grani Lega 2

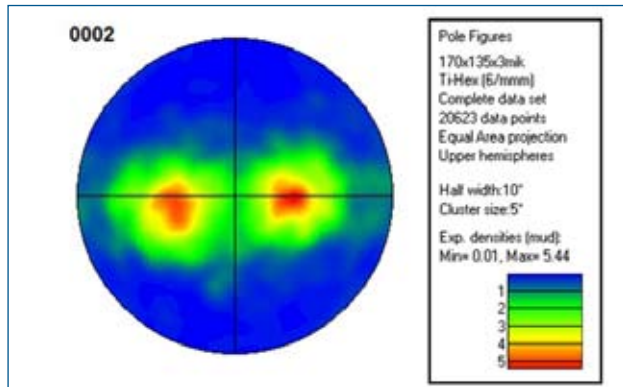
Fig. 13 - Alloy 2: grains orientation detected with EBSD technique

in automatico sono stati rilevati i tre angoli di Eulero necessari ad individuare univocamente l'orientamento nello spazio della cella elementare. Questa tipologia di risultato è molto utile per studiare nel dettaglio la distribuzione dell'orientamento e per eseguire l'analisi statistica dei dati rilevati.

Tuttavia, al fine di disporre di una rappresentazione dei risultati confrontabile con quella ottenuta dall'analisi con tecnica XRD, anche in questo caso si è scelto di tracciare i diagrammi polari tipici delle due leghe in oggetto, rappresentati in Fig. 14 e 15.

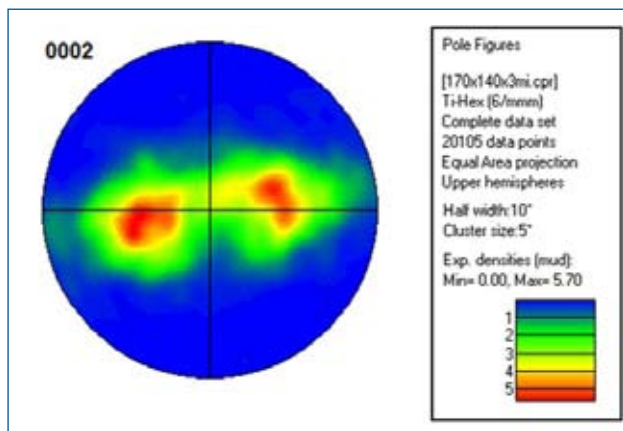
### Simulazione FEA delle caratteristiche di plasticità del materiale

L'equazione di Barlat a 3 parametri del 1989 [7] è stata scelta per la simulazione della risposta plastica per le due leghe di titanio oggetto di questo studio; il calcolo è stato eseguito utilizzando il software LS-Dyna. Questa tipologia di equazione, specificatamente sviluppata per studiare materiali dal comportamento anisotropo soggetti ad uno stato di deformazione piana, è stata scelta poiché richiede



**Fig. 14 - Diagramma polare Lega 1 (EBSD)**

Fig. 14 - Alloy 1: pole figure (EBSD technique)



**Fig. 15 - Diagramma polare Lega 2 (EBSD)**

Fig. 15 - Alloy 2: pole figure (EBSD technique)

dati di input caratteristici del materiale facilmente ricavabili eseguendo prove meccaniche standard.

Secondo il modello di Barlat, l'equazione che descrive l'andamento della tensione di snervamento sul piano biassiale può essere scritta come:

$$\Phi = a|K_1 + K_2|^m + a|K_1 - K_2|^m + c|2K_2|^m = 2\sigma_T^m \quad (1)$$

Dove  $K_1$  e  $K_2$  sono definiti come:

$$K_1 = \frac{\sigma_x + h\sigma_y}{2} \quad (2)$$

$$K_2 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - h\sigma_y}{2}\right)^2 + p^2\tau_{xy}^2} \quad (3)$$

$a$ ,  $c$ ,  $h$ ,  $p$ ,  $m$  sono parametri caratteristici del materiale espressi dalle seguenti relazioni:

$$a = 2 - 2\sqrt{\frac{R_{00}}{1+R_{00}} \cdot \frac{R_{90}}{1+R_{90}}} \quad (4)$$

$$c = 2 - a \quad (5)$$

$$h = \sqrt{\frac{R_{00}}{1+R_{00}} \cdot \frac{1+R_{90}}{R_{90}}} \quad (6)$$

### Dati di input

I dati di ingresso necessari per la descrizione del modello costitutivo del materiale mediante l'utilizzo dell'equazione di Barlat sono i seguenti:

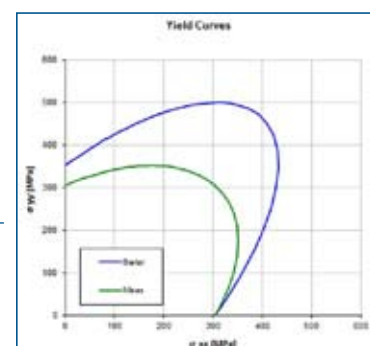
- Rapporto di anisotropia nelle tre direzioni L, T, D. Questo dato, ottenibile sperimentalmente con procedura in accordo alla norma ISO 10113, è fornito non come valore numerico singolo, bensì espresso in funzione della deformazione come  $R_i(\epsilon_p)$
- Curva sperimentale delle tensioni reali in funzione della deformazione lungo la direzione di laminazione L  $\sigma(\epsilon_p)$
- Esponente di flusso  $m$ , ricavabile in bibliografia (dati scarsi per cella elementare EC) oppure mediante processi di simulazione iterativi. In questo caso specifico, per il calcolo è stato impiegato  $m=2$  ottenuto attraverso la simulazione della prova Erichsen [8].

### Rappresentazione del criterio di resistenza per materiali anisotropi

Utilizzando i dati sperimentali del materiale ottenuti attraverso i test di trazione biassiali come dati di input dell'equazione di Barlat, è stato possibile tracciare l'andamento del luogo dei carichi di snervamento sul piano delle tensioni principali. In Fig. 16 e 17 è mostrato tale andamento per le due leghe considerate, confrontato con l'ellisse teorica ottenuta applicando il criterio di Von Mises (materiale omogeneo ed isotropo).

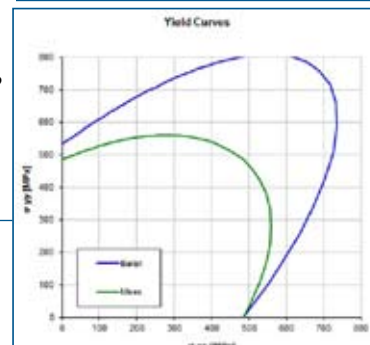
**Fig. 16 - Andamento del luogo dei carichi di snervamento per la Lega 1**

Fig. 16 - Alloy 1: yield locus behaviour (Barlat vs. Von Mises yield criterion)



**Fig. 17 - Andamento del luogo dei carichi di snervamento per la Lega 2**

Fig. 17 - Alloy 2: yield locus behaviour (Barlat vs. Von Mises yield criterion)





## CONCLUSIONI

Nel presente articolo, è presentato il lavoro di caratterizzazione di due leghe di titanio alfa destinate ad impieghi a caldo.

Entrambi i materiali oggetto di studio presentano un marcato comportamento anisotropo, tipico di questa famiglia di materiali, che è stato determinato attraverso l'esecuzione di una serie di prove di trazione su provette estratte secondo differenti orientazioni rispetto alla direzione di laminazione. L'esecuzione di questi test ha permesso anche di evidenziare un andamento della curva  $\sigma$ - $\epsilon$  per le due leghe considerate del tutto differente in corrispondenza della zona di snervamento; la lega 1 palesa infatti un andamento monotono crescente, mentre la lega 2 presenta un andamento oscillatorio tipico simile a quello degli acciai duttili. Questo comportamento, noto anche come "dynamic strain hardening" è imputabile alla presenza di un tenore significativo di silicio come elemento di lega; questo legante interstiziale infatti, molto utile per incrementare la resistenza all'ossidazione del materiale, provoca una distorsione del reticolo cristallino [9] e conseguentemente l'alterazione dei sistemi di scorrimento usuali

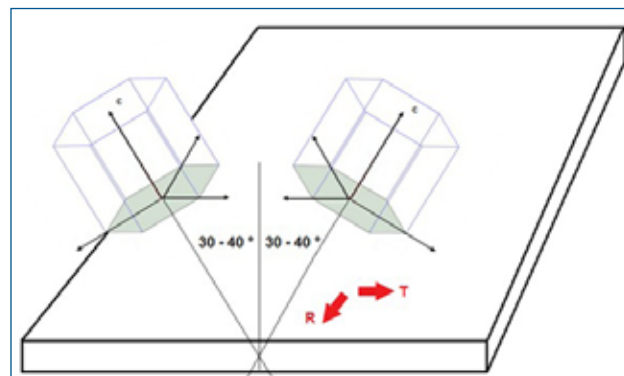
Al fine di approfondire le caratteristiche di anisotropia, è stato studiato nel dettaglio l'andamento del parametro R al variare della deformazione  $\epsilon$ . Anche in questo caso il comportamento dei due materiali risulta sostanzialmente differente, presentando valori assoluti diversi e, aspetto molto più importante, andamenti opposti soprattutto in direzione trasversale.

L'analisi della tessitura, eseguita con due tecniche differenti, ha portato a risultati apprezzabili poiché entrambi i metodi conducono all'ottenimento di risultati simili. Entrambe le leghe presentano un orientamento preferenziale che tende a disporre il piano basale inclinato rispetto alla direzione normale della lamiera con un angolo compreso tra  $31^\circ - 39^\circ$  (vedi Fig. 18).

Nell'ambito di questo intervallo, dove si concentrano più del 65% dei punti rilevati con tecnica EBSD, il comportamento delle due leghe risulta simile ma non identico. Nello specifico la lega 1 presenta una distribuzione dei picchi più omogenea e distribuita nell'ambito del sopra citato intervallo, mentre la lega 2 presenta picchi evidenti per orientamenti del piano basale nell'intorno di  $32^\circ - 33^\circ$ . Questo comportamento più omogeneo della Lega 1 potrebbe essere dovuto alla minore dimensione del grano, evidenziata anche attraverso l'analisi microstrutturale.

Importante porre l'accento sul fatto che, nel caso della lega 2, sia possibile osservare una asimmetria nell'andamento del diagramma polare, poiché la densità di celle elementari orientate nel range sopra esposto risulta minore per angoli  $\Phi = 0^\circ$  rispetto alla posizione  $\Phi = 180^\circ$ . Questo comportamento è imputabile alle operazioni di stiramento della lamiera (resizing) eseguite al termine del ciclo produttivo per far rientrare il prodotto all'interno delle specifiche dimensionali imposte dalla normativa.

La determinazione della tessitura delle due leghe, misurata nelle condizioni di fornitura allo stato ricotto, non è di per sé sufficiente a chiarire le differenze di comportamento



**Fig. 18 - Orientamento cristallografico preferenziale determinato attraverso le misure di tessitura**

*Fig. 18 - Preferential crystallographic orientation detected through texture measurements*

plastico osservate durante la caratterizzazione meccanica. Tuttavia, i dati sperimentali provenienti da tale caratterizzazione, possono essere utilizzati con profitto come dati di ingresso per la simulazione del comportamento plastico del materiale mediante software ad elementi finiti, ed in special modo per prevedere l'esito di operazioni di imbutitura di particolari che presentano geometrie complesse [10].

## RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- 1) X. Wu - Prediction of crystallographic texture evolution and anisotropic stress-strain response during large plastic deformation in  $\alpha$ -Titanium alloys - PhD Thesis, Drexel University - September 2006
- 2) A.W. Sommer, M. Oranfer - Research toward developing an understanding of crystallographic texture on mechanical properties of titanium alloys - Technical report AFML TR 76-22
- 3) G. Lutjering, J.C. Williams - Titanium (2nd Edition) - Ed. Springer: pp. 108
- 4) T. L. Sullivan - Texture strengthening and fracture toughness of titanium alloy sheet at room and cryogenic temperatures - Nasa Technical Note D-4444 pp. 2
- 5) O. Engler, V. Randle - Introduction to texture analyses, 2nd edition - Ed. CRC Press, pp. 31
- 6) S. Suwas, N. P. Gurao - Crystallographic texture in materials - Journal of the Indian Institute of Science Vol 88:2 Apr-Jun 2008
- 7) F. Barlat, J. Lian, Plastic behavior and Stretchability of Sheet Metals, Part 1: A Yield Function for Orthotropic Sheets Under Plane Stress Conditions, International Journal of Plasticity, 5 (1989), p. 51-66.
- 8) ASTM E643-09 - Standard test method for ball punch deformation of metallic sheet material
- 9) M. R. Winstone, R. D. Rawlings, D. R. F. West - Dynamic strain ageing in some titanium-silicon alloys - Journal of Less Common Metals, 31 (1973) 143-150
- 10) S. Jurendic, S. Gaiani - Deep drawing simulation of  $\alpha$ -titanium alloys using LS-Dyna - Atti di convegno



## PLASTIC BEHAVIOUR AND CRISTALLOGRAPHIC TEXTURE OF ALPHA TITANIUM ALLOYS FOR HEAT RESISTANT APPLICATIONS

**Keywords:** titanium, titanium alloys, texture, plastic strain ratio

As known, metallic materials presenting HCP crystallographic structure show a marked anisotropic behavior during plastic deformation, especially deep drawing. This attitude is due to the intrinsic asymmetry of hexagonal crystal lattice and is also depending on the  $c/a$  ratio of the cell itself. In addition to this aspect, also the tendency of materials such as titanium, magnesium and zirconium, to give rise to a preferential crystallographic orientation (texture) during the rolling phases needs to be taken into account. The most important aspects which contribute to texture formation are: nature and quantity of the alloying elements, reduction ratio during rolling, and heat treatments made on the alloys.

Subject of present study are two alpha titanium alloys, specifically developed for heat resistant applications. Despite being quite similar in terms of chemical composition, oxidation resistance and field of application, these two alloys exhibit dissimilar plastic deformation mechanisms. The feature which makes the use of these materials very demanding on an industrial scale is the modification of their plastic properties, in particular plastic strain ratio (R-value), during the deformation progress.

On the aforementioned alpha titanium alloys, a complete microstructural and mechanical characterization has been performed analyzing the material according to different orientation, with the main purpose of identifying the trend of R-value toward strain. In addition to that, a study of the original texture of the two alloys has been made using different measuring methods (X-Ray diffraction, Electron Back-Scattering Diffraction).

The purpose of this activity is finding a correlation between the macroscopic behavior of the alloys during deformation and their crystallographic orientation on microstructural scale, for better understanding the specific role played by the individual sliding systems and their spatial orientation on the plastic properties of the materials.