

Università degli Studi

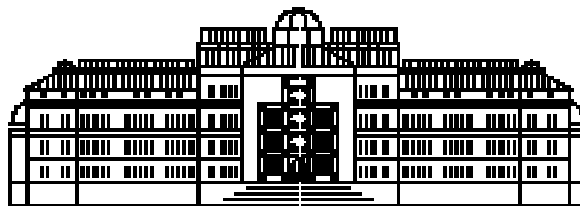


di Trento

**CORSO DI
METALLURGIA DEI METALLI NON FERROSI**

Prof. Diego Colombo

**Analisi Microstrutturale di
una lega β -TiAl**



ANNO ACCADEMICO 1998/99

Brugnara Marco 1039im
Contolini Simeone 981im
Perina Matteo 916im
Roncari Cristian 1202im
Sauro Mirko 1156im

Indice

1	INTRODUZIONE	3
2	TECNICHE E METODOLOGIE SPERIMENTALI	5
2.1	MICROSCOPIA OTTICA	5
2.2	MICROSCOPIA TEM	5
2.3	DIFFRAZIONE A RAGGI X	7
3	RISULTATI DELL'OSSERVAZIONE	8
3.1	OSSERVAZIONE AL MICROSCOPIO OTTICO	8
3.2	DIFFRAZIONE A RAGGI X	12
3.3	ANALISI AL TEM	14
4	COMMENTI AI DATI	28
5	CONCLUSIONI	31
6	BIBLIOGRAFIA	32

1 Introduzione

Le leghe Titanio-Alluminio basate sulla fase TiAl hanno eccellenti prospettive di diventare uno dei più importanti materiali per applicazioni aerospaziali, in virtù della loro bassa densità, delle buone proprietà meccaniche ad elevate temperature, dell'alta resistenza all'ossidazione e basso assorbimento di idrogeno, e dell'eccellente resistenza al creep. (1)

Queste leghe gamma TiAl possono essere suddivise in due gruppi:

leghe ad un'unica fase (γ) e leghe bifasiche ($\alpha_2 + \gamma$), dove α_2 è la fase Ti_3Al , le cui principali proprietà sono riportate nella tabella 1. (2)

PROPRIETA'	Ti ₃ Al-Base Alpha-2 Alloys	TiAl-Base Gamma Alloys
Density (g/cm ³)	4.1-4.7	3.7-3.9
RT modulus (GPa)	120-145	160-176
Yield Strength (MPa)	700-990	400-630
Tensile Strength (MPa)	800-1140	450-700
Creep limit (°C)	750	1000
Oxidation (°C)	650	900-1000
Ductility (%) at RT	2-7	1-3
Ductility (%) at HT	10-20	10-90
Structure	DO19	L1

Tab.1

Il campione da noi analizzato appartiene alla famiglia delle leghe a fase gamma che, ha una struttura ordinata tetragonale a facce centrate. (1)

Nella nostra lega ha composizione chimica Ti-48.32Al-2.6Cr-1.49W-0.27Si-0.09Y (at%); oltre al Ti ed all'Al vi sono altri elementi in lega introdotti con diverse finalità.

Il Cr ha un effetto di indurimento della lega per soluzione solida, il W è efficace nel migliorare la resistenza all'ossidazione; la presenza del Si contribuisce infine ad abbassare la viscosità della lega nello stato fuso. (2)

Resta da valutare il ruolo svolto dall'Ittrio all'interno della lega; si può pensare comunque che venga aggiunto per migliorare la resistenza ad ossidazione.

Il campione in esame è stato ottenuto per colata, sottoposto a pressione isostatica a caldo (Hot Isostatic Pressing, HIP) e a successivi trattamenti termici di rifinitura della microstruttura.

Come si vede in figura 1, le leghe gamma Titanio-Alluminio, sia che siano ottenute da lingotto, da polveri o da fuso, vengono sottoposte ad HIP.

Questa è una pressatura isostatica a caldo che viene comunemente impiegata per rimuovere la porosità e per stabilizzare la microstruttura, e viene condotta in ambiente saturo di gas inerte (Argon o Elio).

Metodi di lavorazione tipici di una lega γ -Ti-Al

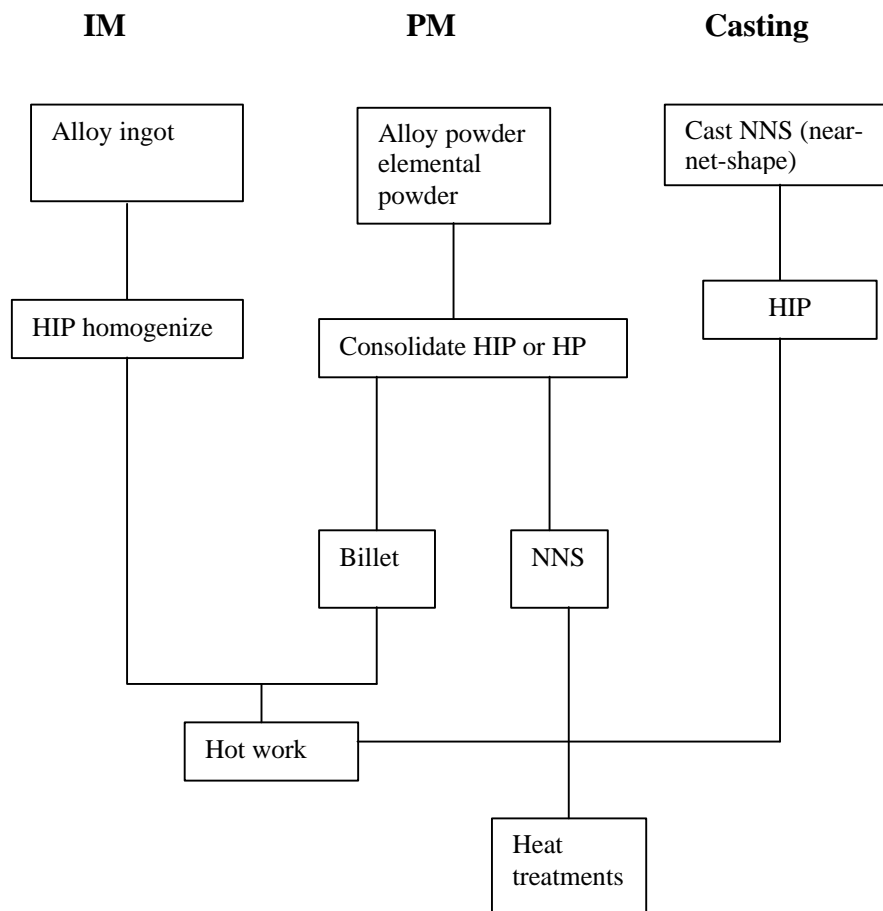


Fig.1

Lo scopo di questo studio è la caratterizzazione microstrutturale della lega, in particolare :

- la morfologia della grana, effetto dei trattamenti termomeccanici
- i difetti
- fasi cristallografiche presenti

Si è cercato infine di individuare l'effetto dell'Ittrio, presente in percentuale molto bassa, 0,09 (at %)

References

1. Young-Won Kim, JOM (July 1989) pag.24
2. Young-Won Kim, JOM (August 1991) pag.41-42

2 Tecniche e metodologie sperimentali

Le tecniche utilizzate per la caratterizzazione del campione di lega da noi analizzato sono state: microscopia ottica, microscopia elettronica a scansione e in trasmissione e diffrazione di raggi x.

2.1 Microscopia ottica

Uno dei metodi principali per lo studio della microstruttura delle leghe è l'osservazione dei campioni al microscopio ottico metallografico. Per una corretta analisi è fondamentale una buona preparazione del campione. I provini devono essere ben lucidati e sottoposti ad attacco chimico che ne evidenzia la microstruttura.

Dopo aver pulito la superficie del campione con alcool, abbiamo posto alcune gocce di soluzione Keller sulla superficie del campione. Quindi abbiamo rimosso con l'alcool la soluzione e pulito con acqua ed alcool la superficie attaccata; in questa fase non abbiamo avuto particolari problemi; l'attacco chimico è stato condotto per tempi adeguati e ha evidenziato la struttura della lega.

2.2 Microscopia TEM

Il microscopio elettronico a trasmissione (TEM) fornisce le immagini e le diffrazioni degli elettroni che, prodotti da un cannone ed accelerati da un'opportuna differenza di potenziale, vengono trasmessi attraverso il provino. Il campione deve pertanto essere trasparente agli elettroni. L'assottigliamento del provino consta di due fasi: la prima di assottigliamento meccanico fino a spessori di 90-100 μm ; la seconda di assottigliamento elettrochimico che deve produrre un foro sul campione. La zona osservabile sarà quella nei pressi del foro.

L'assottigliamento meccanico è stato eseguito tramite lappatura utilizzando la macchina Abramin. In questa fase la laminetta di lega viene incollata, con una cera a caldo, su un disco di vetro. Durante la lappatura viene controllata accuratamente la riduzione dello spessore con un micrometro millesimale. Utilizzando carte abrasive sempre più fini il provino subisce il necessario assottigliamento e si ottiene una buona finitura superficiale.

I campioni per l'assottigliamento elettrochimico vengono ottenuti dalla laminetta assottigliata meccanicamente tramite punzonatura, operazione che comporta lo sviluppo di dislocazioni.

L'assottigliamento elettrochimico consiste in una corrosione controllata del campione. Si utilizza una soluzione, che nel nostro caso era di 600 etano 340 butoxietanolo 5 glicerina e acido perclorico, che viene spruzzata utilizzando un'apposita apparecchiatura (Fig. 2.1) al centro del campione in modo da localizzare la zona corrosa

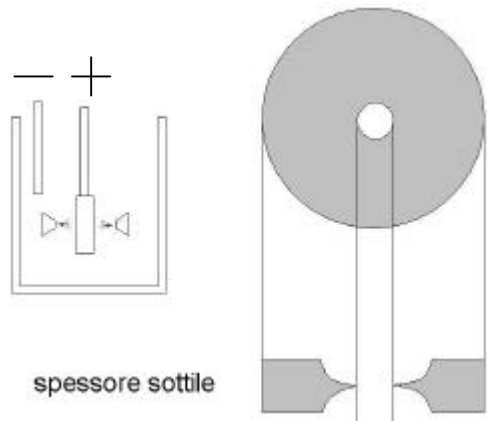


Fig. 2.1: schema di campione TEM assottigliato

Il campione può essere analizzato ora tramite il microscopio elettronico a trasmissione. Per calcolare la distanza interplanare d è necessario conoscere la distanza CL tra il campione e la lastra fotografica nel TEM; a questo punto sapendo la lunghezza d'onda λ del fascio incidente si calcola d attraverso la formula:

$$d = \frac{\lambda}{R} CL \quad [2.a]$$

dove R è la distanza misurata dalla riproduzione fotografica tra due spot presi lungo una direzione di simmetria.

Individuando tre diverse direzioni di simmetria si ricavano gli angoli compresi e tre distanze interplanari d . I rapporti tra queste distanze, calcolati per minimizzare l'errore da misurazione manuale, vengono confrontati con analoghi rapporti tra valori tabulati di distanze interplanari di fasi note. Si può determinare così la fase esaminata.

È possibile poi calcolare i parametri di una cella tetragonale a facce centrate (FCT) utilizzando la formula:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad [2.b]$$

e la formula seguente per le celle cubiche a corpo centrato (BCC):

$$a_0 = d\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad [2.c]$$

Si considerano solo queste due celle in quanto sono quelle tipiche delle fasi che andremo ad osservare.

2.3 Diffrazione di raggi X

Attraverso la diffrazione di raggi X è possibile acquisire informazioni sulla struttura del reticolo cristallino e valutare le distanze interplanari e quindi risalire ai parametri di cella.

Per ricavare le distanze interplanari del reticolo analizzato si utilizza la legge di Bragg, misurando l'intensità della diffrazione o scattering del fascio di raggi X da piani adiacenti al variare dell'angolo d'incidenza θ .

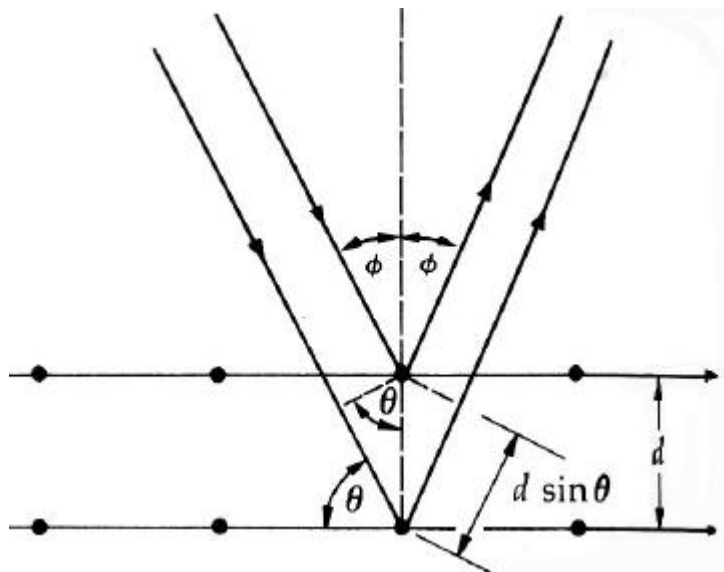


Fig. 2.2: diffrazione di Bragg da due piani adiacenti

Come si nota in figura 2.2 le onde provenienti dai due atomi percorrono distanze che differiscono di $2d \sin \theta$. Queste onde saranno in fase, aumentando quindi d'intensità, se è soddisfatta la condizione di Bragg:

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad [2.d]$$

dove:

d è la distanza interplanare

θ è l'angolo di incidenza

λ è la lunghezza d'onda della radiazione incidente.

Per ricavare i parametri di cella si fa riferimento nuovamente alle espressioni [2.b] e [2.c] a seconda della fase considerata.

3 Risultati dell'osservazione

3.1 Osservazione al microscopio ottico

Nella figura 3.1 si osserva una visione generale della superficie del campione dopo attacco metallografico. A seconda dell'orientazione dei diversi grani si ha una diversa riflessione della luce inviata dal microscopio ottico e i vari grani appaiono quindi con tonalità diverse.

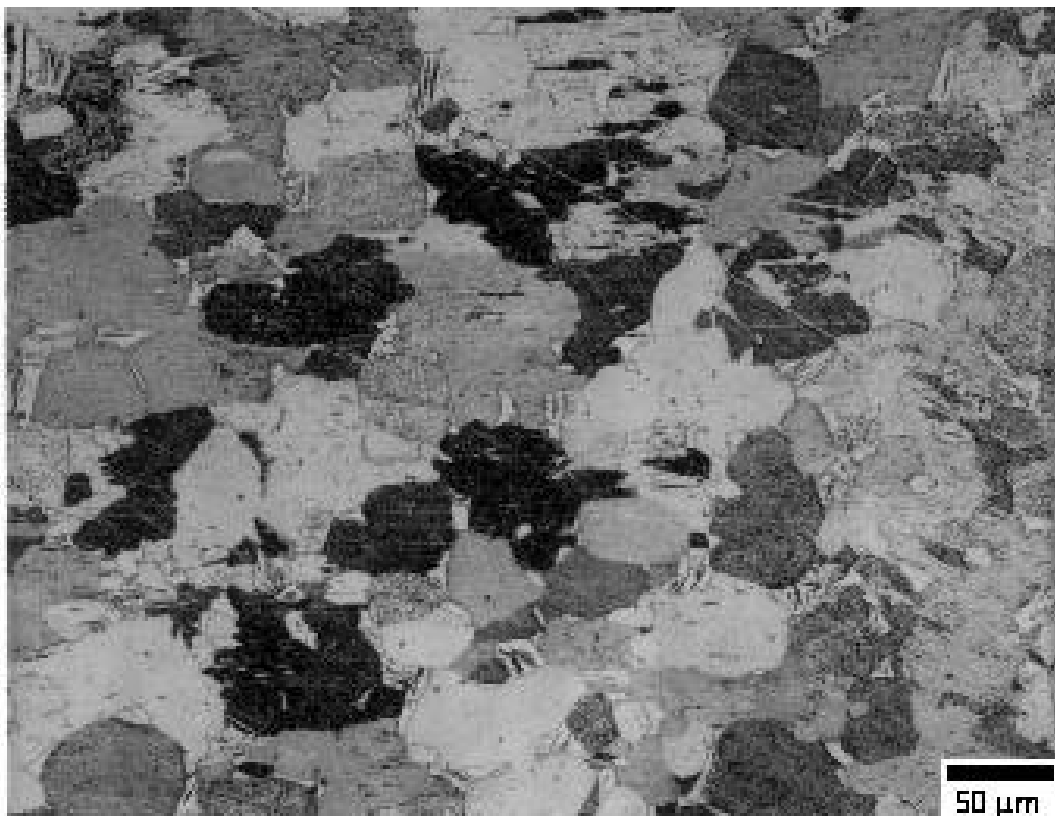


Fig. 3.1: Veduta generale, al microscopio ottico, della superficie del campione dopo attacco acido metallografico

Ad ingrandimenti maggiori; si possono notare alcune particolarità che meritano di essere messe in evidenza.

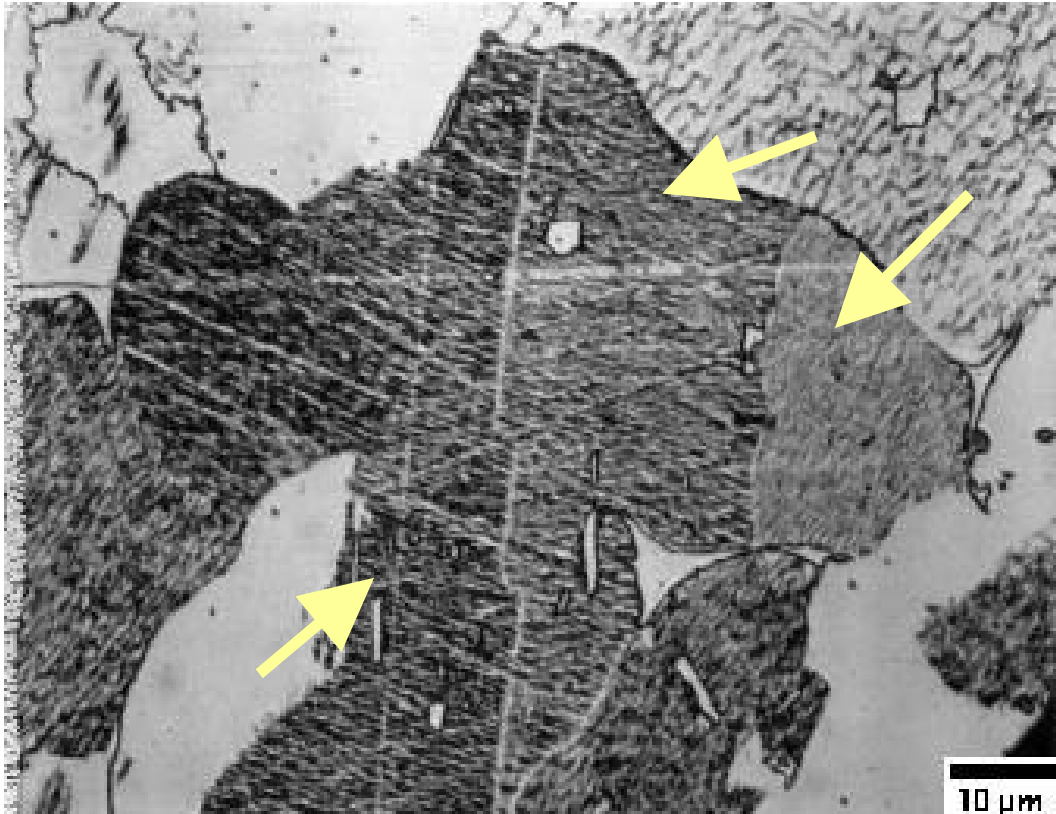


Fig. 3.2: micrografia al microscopio ottico che evidenzia la presenza di tre orientazioni diverse all'interno dello stesso grano

Nella figura 3.2 si può notare la presenza di tre diverse orientazioni all'interno dello stesso grano. Si possono fare due ipotesi per spiegare questo fenomeno

1. una ricristallizzazione dinamica durante la fase di hiping
2. una ricristallizzazione termica attivata durante i trattamenti termici.

Entrambe queste ipotesi porterebbero ad una nucleazione in diversi punti del grano originario.

Sono visibili in tutto il provino un gran numero di precipitati sia all'interno del grano sia a bordo grano (fig. 3.3).

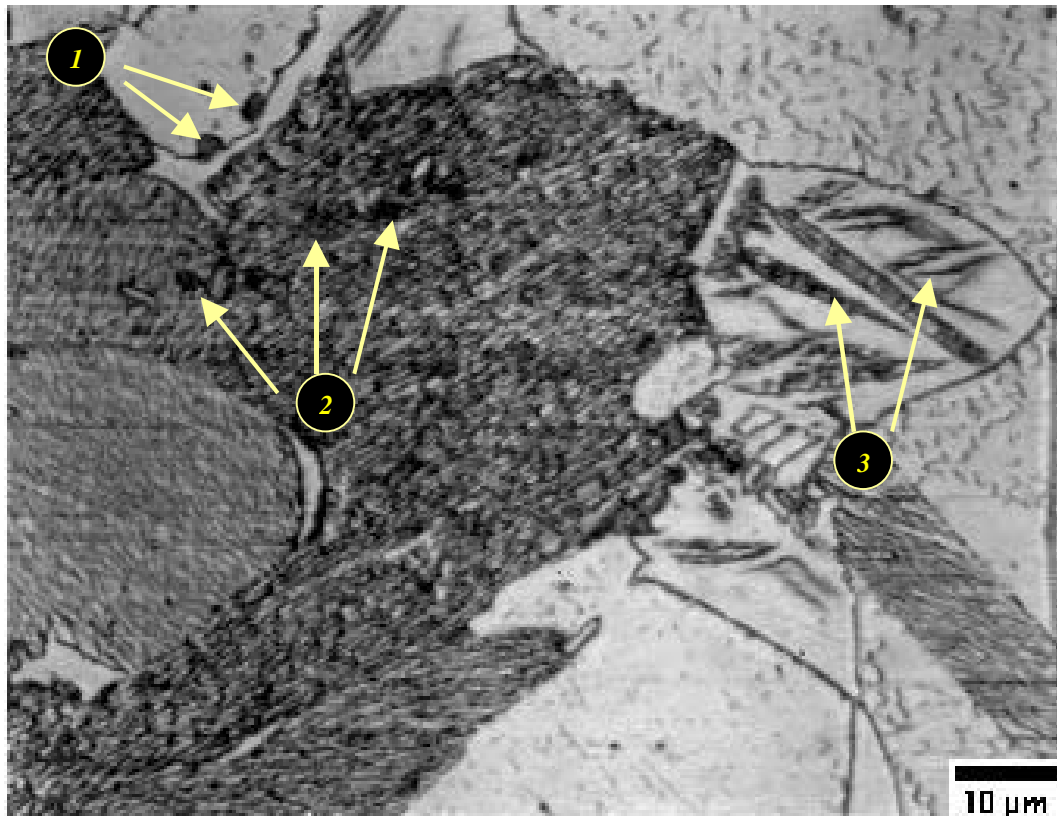


Fig. 3.3: micrografia al microscopio ottico che mostra la presenza di: 1) precipitati a bordo grano 2) precipitati all'interno del grano 3) placchette aciculari

Interessante è osservare la presenza cristalli accresciuti in forma di placchette aciculari.

Altro aspetto importante da analizzare è la presenza di geminati e la possibile presenza di un gran numero di dislocazioni visibili nella figura 3.4. I fattori che presumibilmente portano a questa morfologia sono:

1. Difettosità introdotta a causa degli sforzi applicati durante il processo di *hipping*.
2. Formazione di annealing twins, ossia una geminazione dovuta al rilassamento degli sforzi interni durante un trattamento termico di ricottura.
3. Moto delle dislocazioni causato dalla lucidatura del provino (poco probabile).

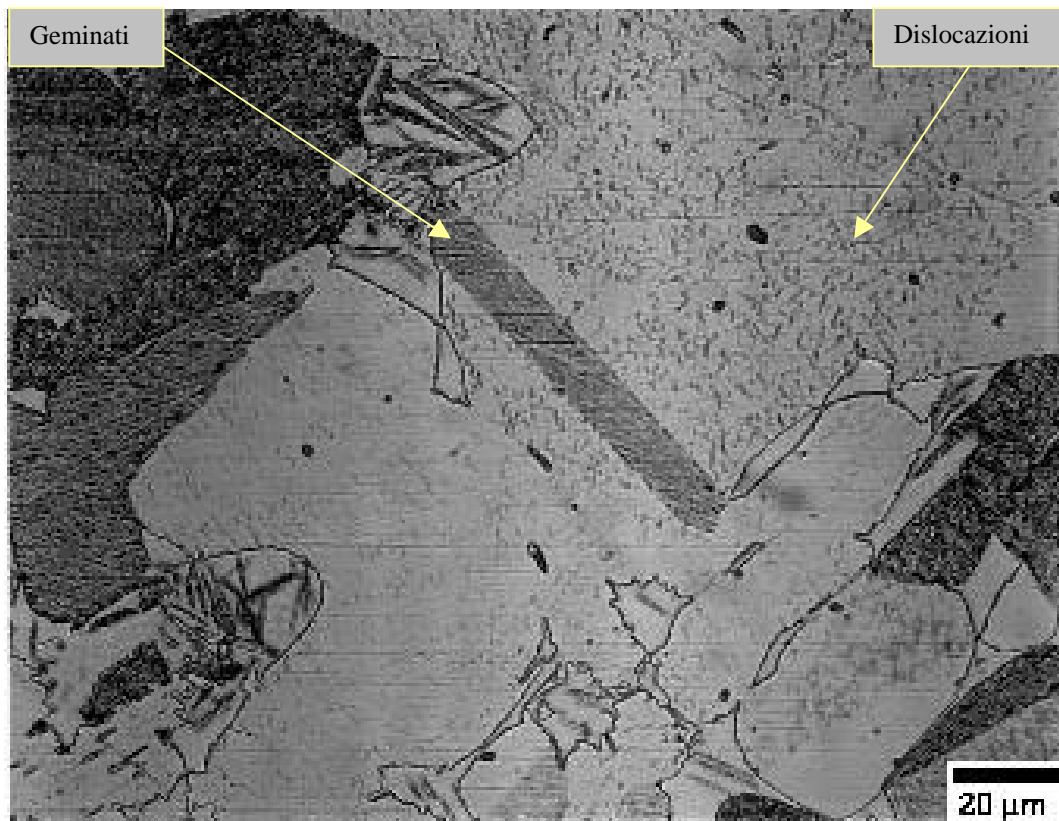


Fig. 3.4: visione generale che documenta la presenza di geminati e dislocazioni

3.2 Diffrazione di raggi X

Il campione da noi considerato presenta lo spettro qui riportato.

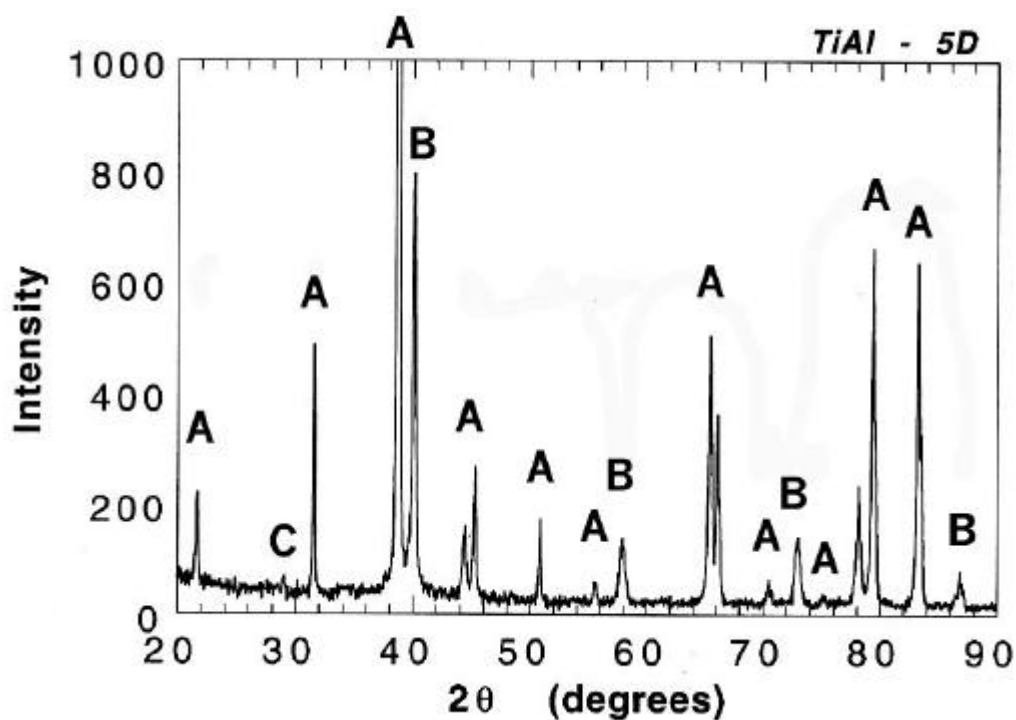


Fig. .3.5: Spettro X della lega

Sono indicati con il simbolo **A** i picchi della fase g -TiAl e con il simbolo **B** la fase b -Ti. È presente inoltre un picco, questo molto debole, contrassegnato da **C** di natura non identificata.

Con la lunghezza d'onda dei raggi X utilizzati, pari ad $1,5406 \text{ \AA}$, e con i valori degli angoli di diffrazione ricavati dallo spettro è quindi possibile stimare le spaziature interplanari d , utilizzando la formula [2.d].

Per la fase g , nell'intervallo angolare considerato si hanno 14 riflessi caratteristici di cui solo alcuni sono presi in considerazione nella tabella (3.1).

Per quanto riguarda invece la fase β si considerano quattro riflessi.

	$2q$	$d_{\text{exp}} (\text{Å})$	$d_{g-(hkl)} (\text{Å})$	$d_{b-(hkl)} (\text{Å})$
A	21,60°	4,07	4,07 (001)	
A	31,50°	2,83	2,81 (110)	
A	38,60°	2,33	2,31 (111)	
B	40,04°	2,25		2,34 (110)
B	57,91°	1,59		1,65 (200)
B	73,02°	1,29		1,35 (211)
B	86,83°	1,65		1,17 (220)

Tab.3.1

Inoltre è possibile calcolare i parametri di cella delle fasi sopraindicate utilizzando le formule [2.b], per la fase g e [2.c] per la β :

$$a_{0-b} = 3,17 \text{ Å}$$

$$a_{0-g} = 3,95 \text{ Å}$$

$$c_{0-g} = 4,01 \text{ Å}$$

Per quanto riguarda il picco **C**, della fig. 3.5 rilevato intorno ad un angolo $q = 14,5^\circ$ si ottiene una spaziatura interplanare pari a 3,760 Å.

3.3 Analisi al TEM

L'osservazione al TEM è stata condotta per caratterizzare la microstruttura della lega corroborando ed ampliando l'analisi eseguita col il microscopio ottico. Questo studio permette di verificare la struttura cristallina del campione in esame utilizzando la tecnica SAD, selected area diffraction, tramite la quale, elaborando i dati di diffrazione, si risale ai parametri di cella delle fasi presenti.

Dalla XRD quello che ci si aspetta è di osservare una matrice di fase γ e una seconda fase β

La struttura bifasica osservata è evidenziata dalle foto al TEM di figura 3.6 e 3.7 ove la zona chiara è la matrice di fase γ e la zona scura è la fase β . Oltre a queste sono presenti un gran numero di dislocazioni, geminati e alcuni precipitati.

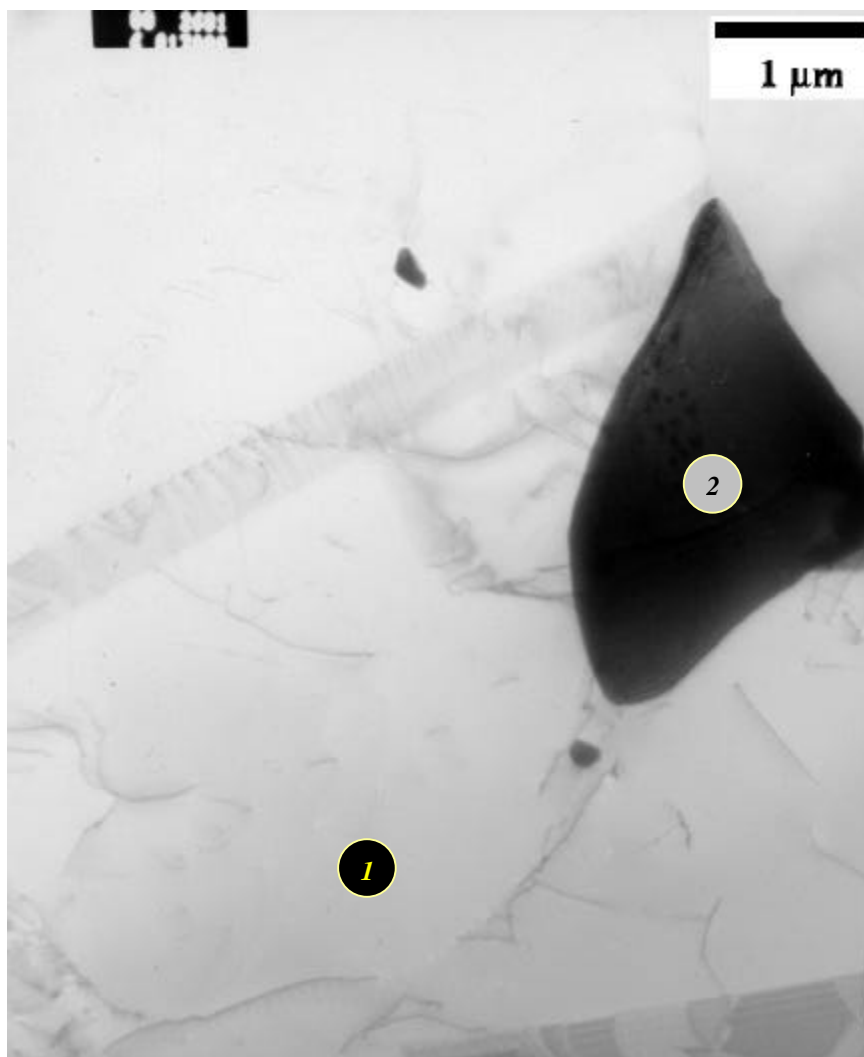


Fig.3.6: micrografia TEM con visione generale della matrice (parte destra): 1) matrice, 2) seconda fase

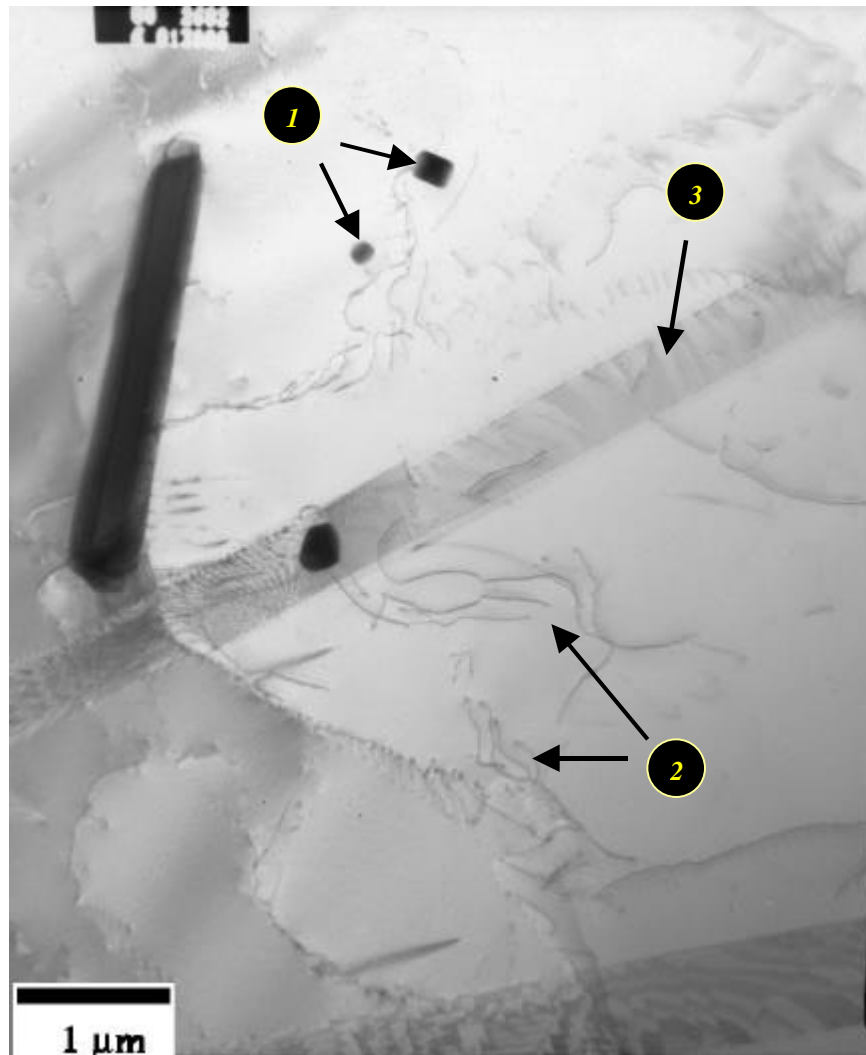


Fig. 3.7: micrografia TEM con visione generale della matrice (parte sinistra): 1) precipitato, 2) dislocazioni 3) geminato.

In sequenza sono riportate le micrografie con rispettive SAD di matrice γ , fase β e precipitati. Sono anche riportati i calcoli eseguiti per determinarne la struttura. Questi calcoli consistono nella misura manuale della distanza tra i vari punti della micrografia SAD; ciò permette di risalire, conoscendo la lunghezza d'onda della radiazione incidente, alle ipotetiche distanze interplanari ed agli angoli di cui sono sfasate. I rapporti tra queste distanze, calcolati per minimizzare l'errore della misurazione manuale, vengono confrontati con valori tabulati appartenenti a reticoli noti. Si può così determinare la fase osservata.

La prima SAD analizzata riguarda la matrice (figura 3.8)

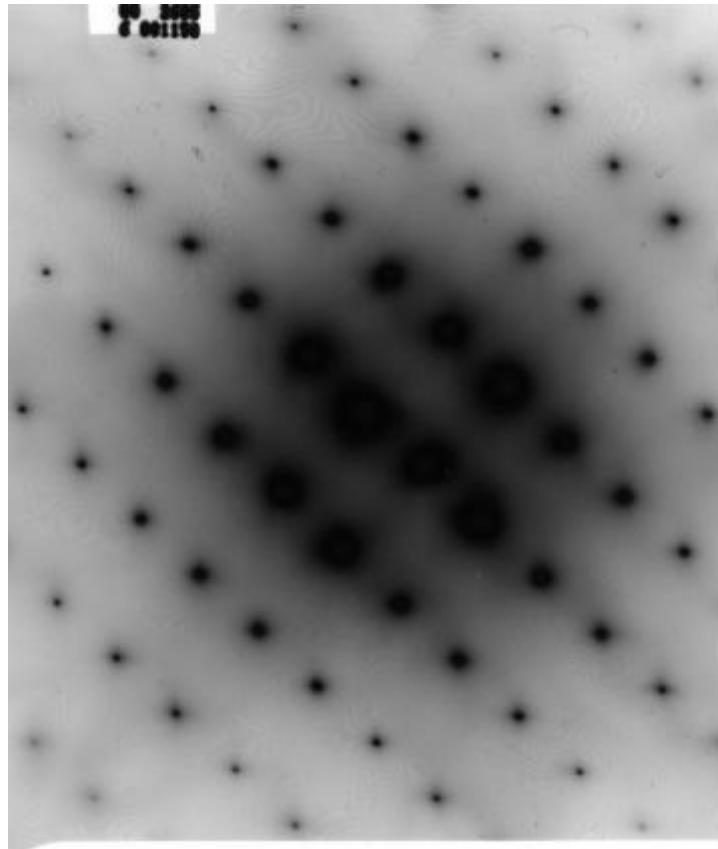


Fig. 3.8: micrografia SAD della matrice

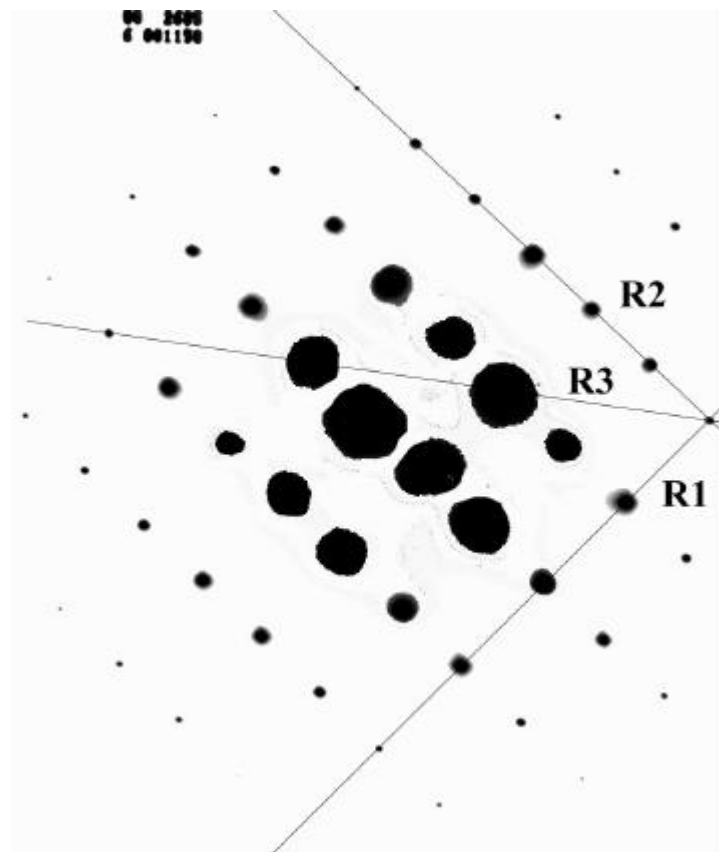


Fig. 3.9: studio della micrografia SAD precedente tramite analisi computerizzata

Tracciati quindi i segmenti R_1 , R_2 e R_3 come da figura 3.9 e utilizzando la formula [2.a] si determinano sperimentalmente le rispettive distanze interplanari. Quindi si confrontano i valori noti, riferiti alla fase g nella successiva tabella.

R (mm)	d_{exp} (Å)	d_{g-hkl} (Å)	(hkl)
8,85	4,01 Å	4,07	(001)
12,7	2,79 Å	2,81	(110)
15,5	2,29 Å	2,31	(111)

Tab. 3.2

Come già detto all'interno della matrice sono visibili anche altre fasi.

Per lo studio della struttura cristallina della fase β si utilizzano le micrografie di figura 3.10 e 3.11. Esaminando le rispettive SAD si possono calcolare i parametri di cella con procedimento simile a quello seguito per la matrice.



Fig. 3.10: seconda fase all'interno della matrice

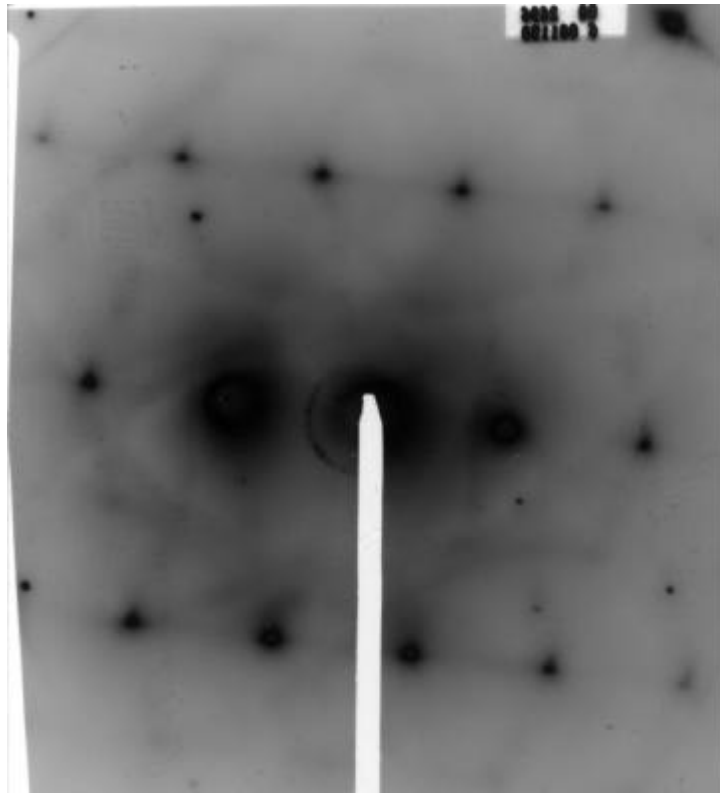


Fig. 3.11: SAD seconda fase

Si sono prese le direzioni R_1 , R_2 e R_3 come da figura.

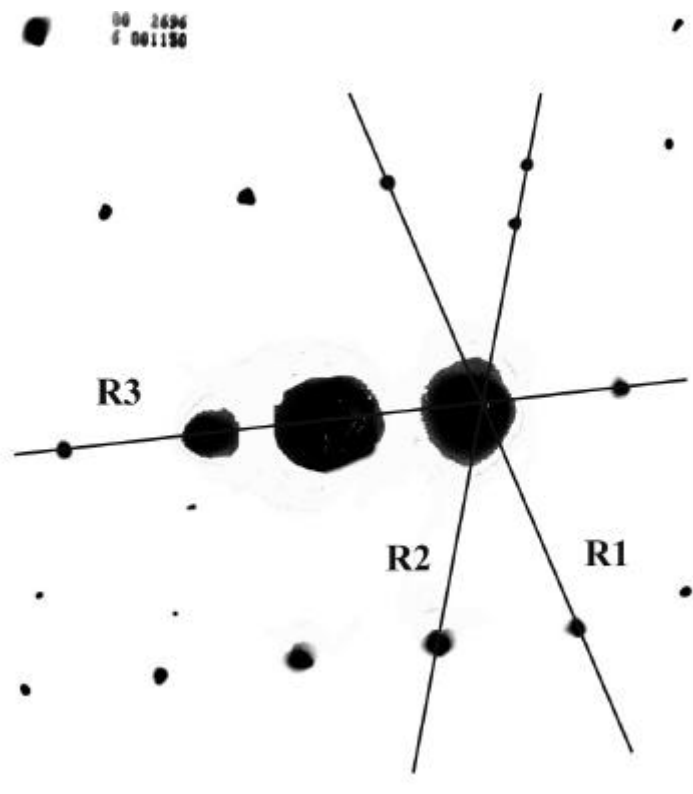


Fig. 3.12: studio della SAD precedente tramite analisi computerizzata

Dalle misure effettuate sulla micrografia 3.11 ed utilizzando la formula [2.a] si ottengono i valori seguenti:

	R (mm)	d_{exp} (Å)
1	27,25	1,30 Å
2	27,25	1,30 Å
3	15,75	2,25 Å

Tab. 3.3

Gli angoli misurati tra i vettori R_1, R_2, R_3 , risultano:

$$q_{1-2} = 32^\circ$$

$$q_{2-3} = 73^\circ$$

Si considerano quindi i rapporti delle distanze d_2 e d_3 :

$$\frac{d_3}{d_2} = 1,731$$

Confrontando questo valore assieme agli angoli compresi con valori conosciuti si trova una corrispondenza con lo spettro di diffrazione riportato in figura 3.13 e si verifica che la cella cristallina di questa fase è una cubica a corpo centrato (BCC).

Si può inoltre notare che le direzioni da noi osservate corrispondono rispettivamente alle famiglie di piani:

$$R_1 \rightarrow (211)$$

$$R_2 \rightarrow (121)$$

$$R_3 \rightarrow (110)$$

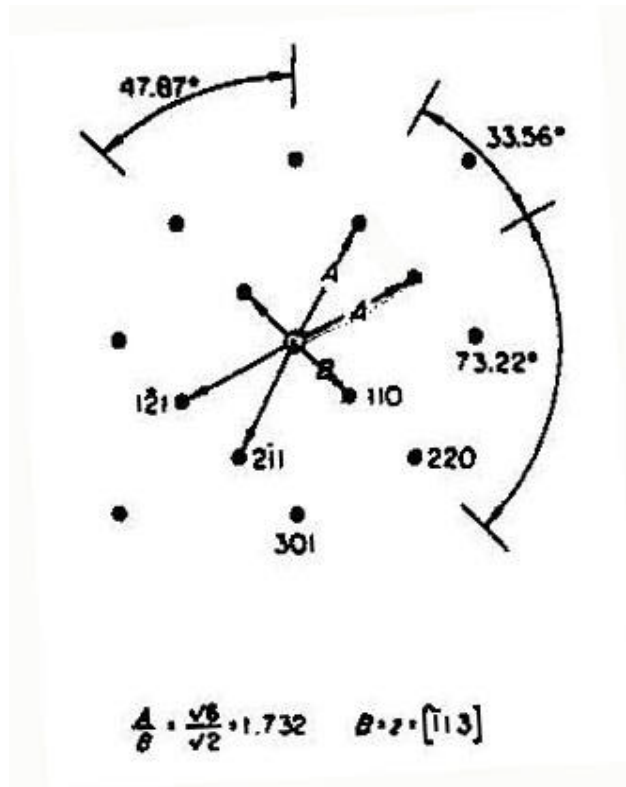


Fig3.13: Impronta di diffrazione di un reticolo BCC

Applicando la formula [2.c] otteniamo il valore corrispondente per il parametro di cella:

$$a_{0-b} = 3,18 \text{ \AA}$$

Per quanto riguarda i precipitati presenti in fig.3.15, prendiamo in esame la micrografia con relativa SAD numero 3.16. Il precipitato in esame si trova a bordo grano tra la matrice **g** e la fase **b** a forma di “spicchio”; per mettere in risalto il precipitato è stata fatta anche una micrografia in campo scuro (fig. 3.15) con la quale si ottiene una foto solo per diffrazione e non per trasmissione.

In questo modo le zone che appaiono più chiare sono quelle che diffrangono maggiormente e che quindi daranno spot più evidenti nella SAD 3.16.

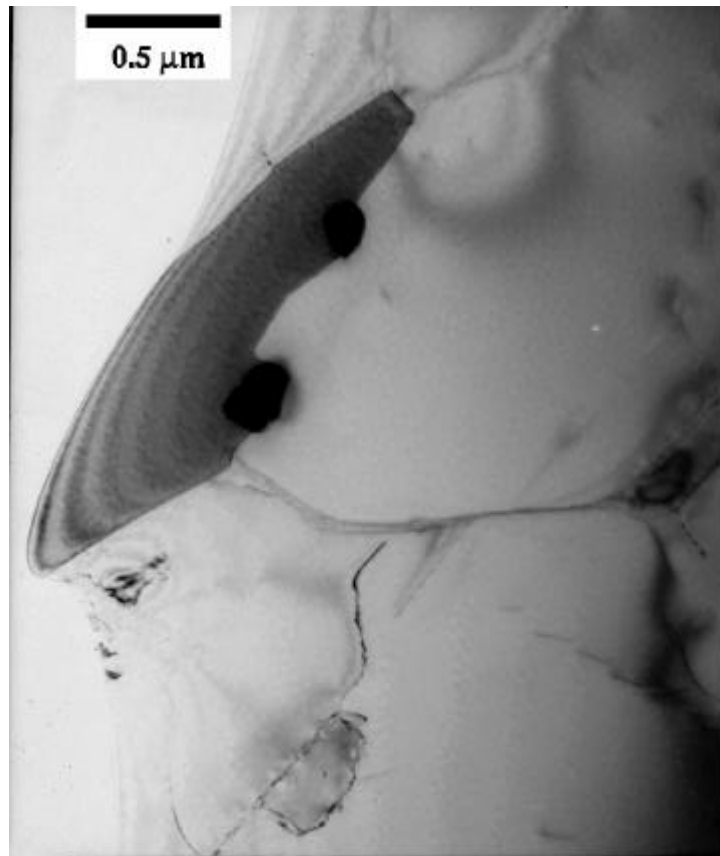


Fig.3.14: Micrografia TEM in campo chiaro

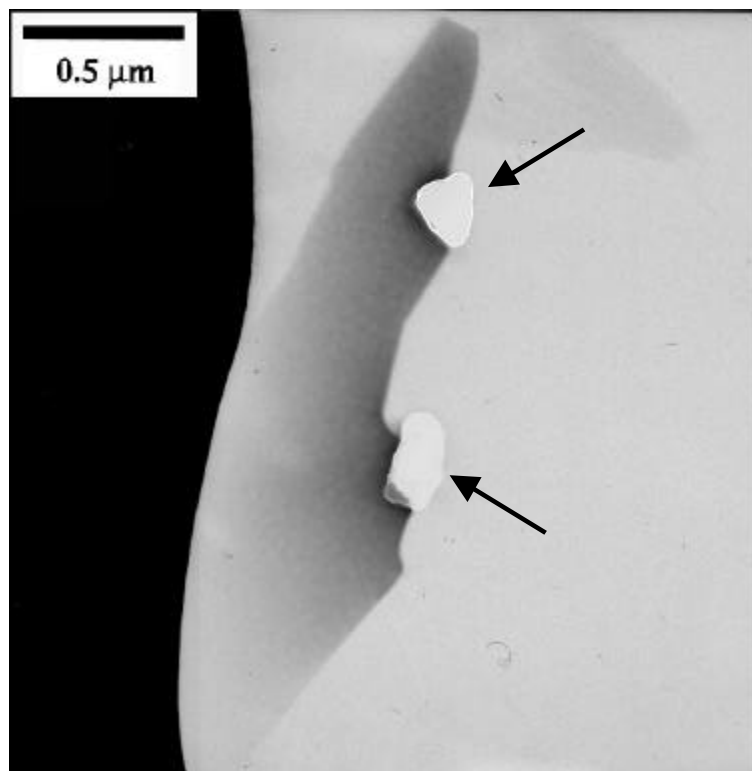


Fig. 3.15: micrografia TEM in campo scuro della 3.14 per evidenziare i precipitati

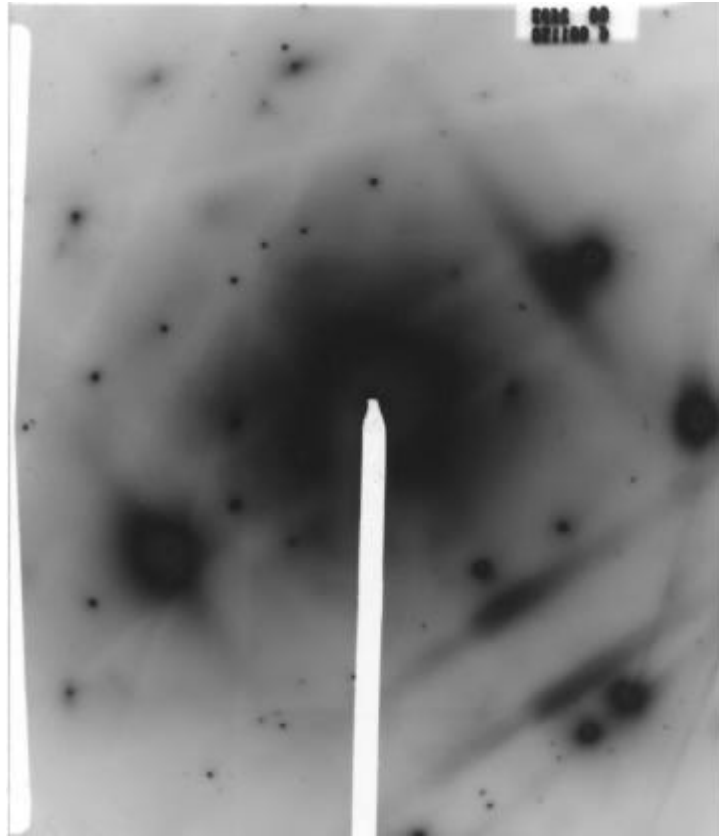


Fig3.16: SAD con matrice seconda fase e precipitato

I vettori da noi considerati sono R_1 , R_2 e R_3 .

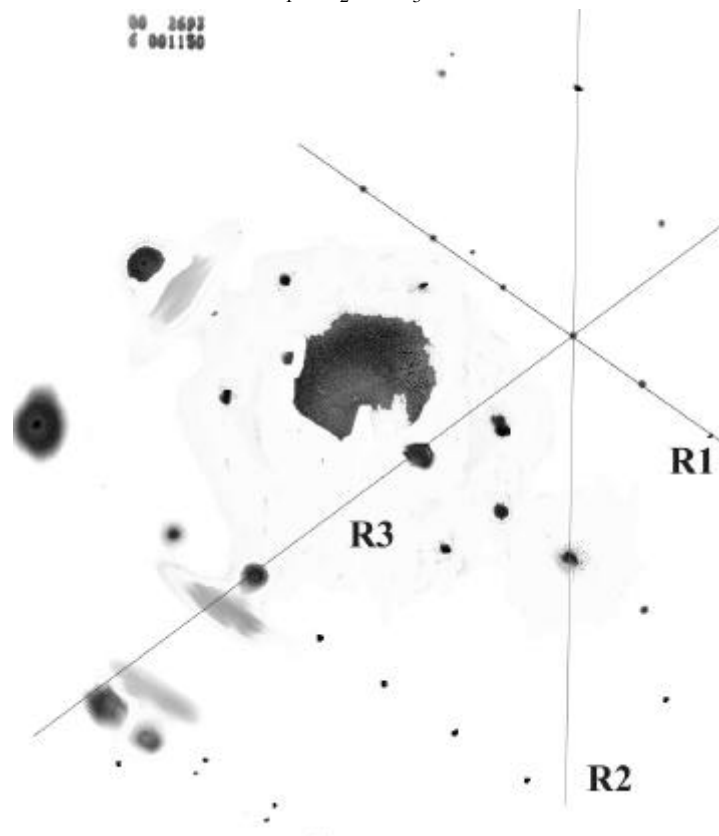


Fig. 3.17: studio della SAD precedente tramite analisi computerizzata. Si è cercato di esaltare gli spot dovuti al precipitato

Si sono misurati i vettori della SAD 3.16 e quindi calcolate le distanze interplanari:

	R (mm)	d_{exp} (Å)
1	9,58	3,71
2	21,75	1,63
3	22,75	1,52

Tab. 3.4

È stata rilevata anche la presenza di altri precipitati dei quali però non è stato possibile riconoscere la natura. Interessante è notare che questi precipitati sono disposti sia a bordo grano sia all'interno del grano; ne riportiamo sia le SAD sia i calcoli delle distanze interplanari.

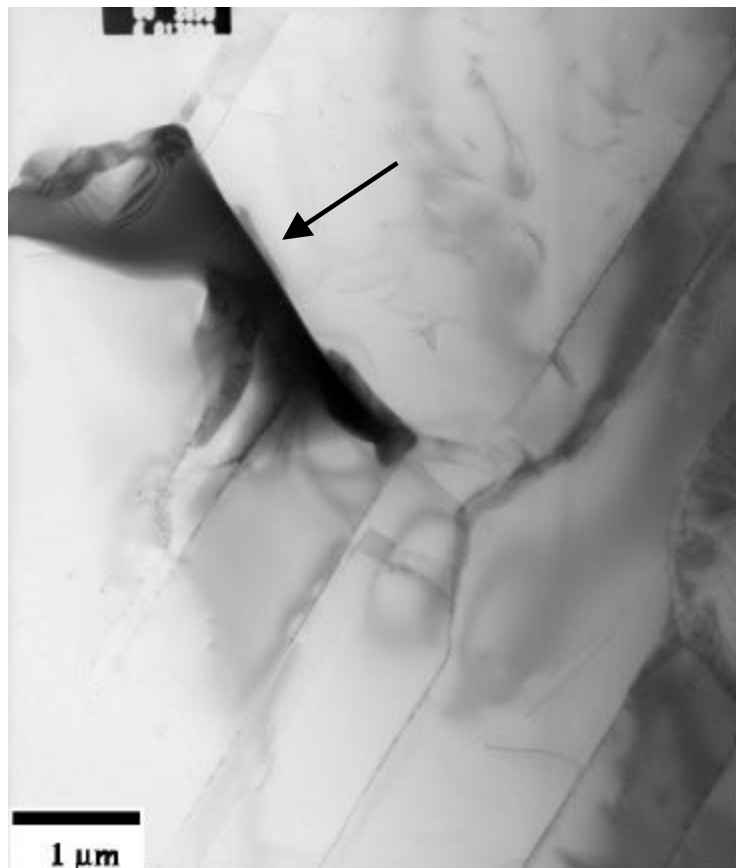


Fig. 3.18: precipitato disposto a bordograno

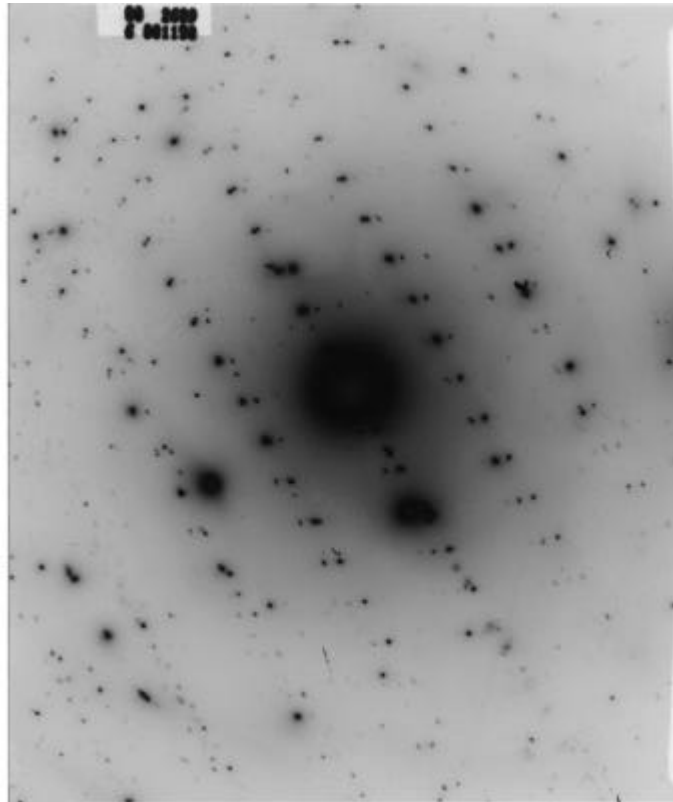


Fig. 3.19: SAD di un precipitato presente al bordo grano

Nel caso del precipitato a bordograno si notano degli spot più evidenti dovuto alla matrice, mentre gli spot meno intensi sono dovuti al precipitato (fig. 3.19)

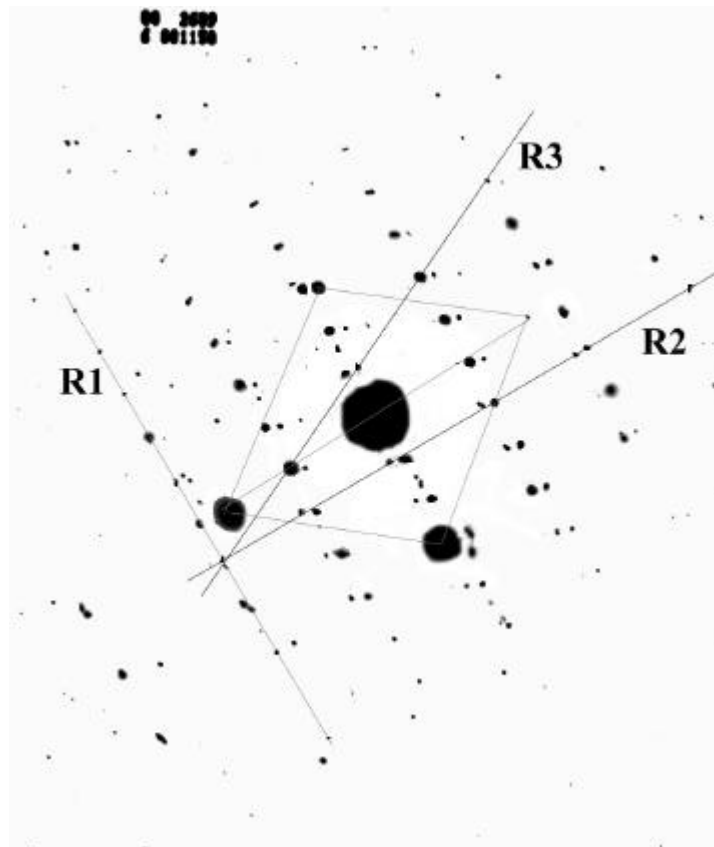


Fig.3.20: analisi tramite computer della micrografia SAD: si nota la presenza sia della matrice sia del precipitato

Misurati R_1 , R_2 e R_3 si calcolano le distanze interplanari d :

	R (mm)	d_{exp} (Å)
1	5,44	6,53
2	11,87	2,99
3	13,00	2,73

Tab. 3.5

Calcoli analoghi vengono fatti per i precipitati all'interno del grano (figura 3.21). Vengono calcolate le distanze tra gli spot R e le distanze interplanari.

	R (mm)	d_{exp} (Å)
1	14,50	2,48
2	5,44	6,53
3	15,25	2,33

Tab. 3.6

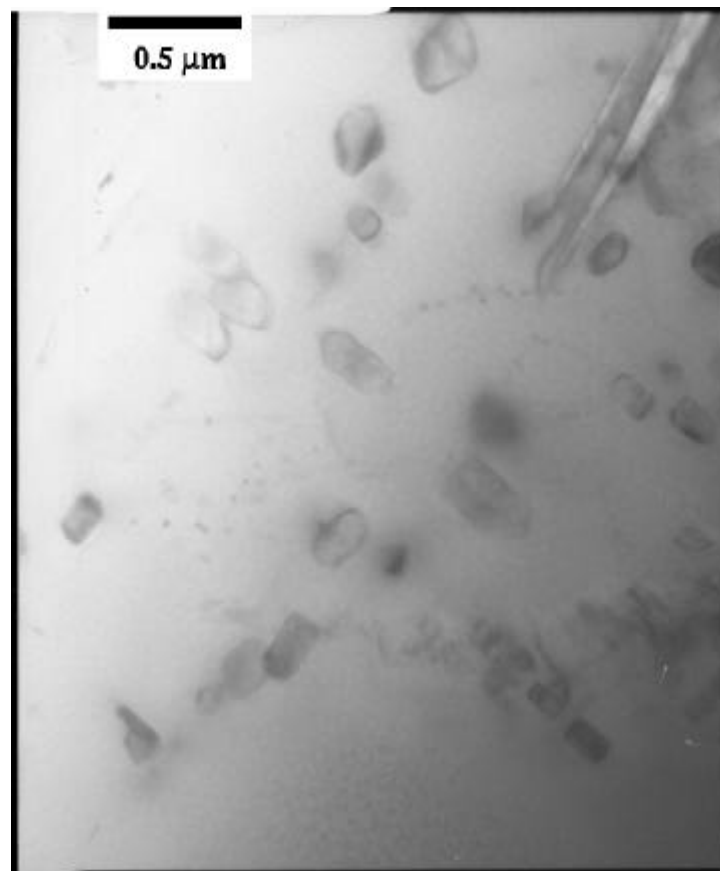


Fig3.21: precipitati all'interno del grano di fase g .

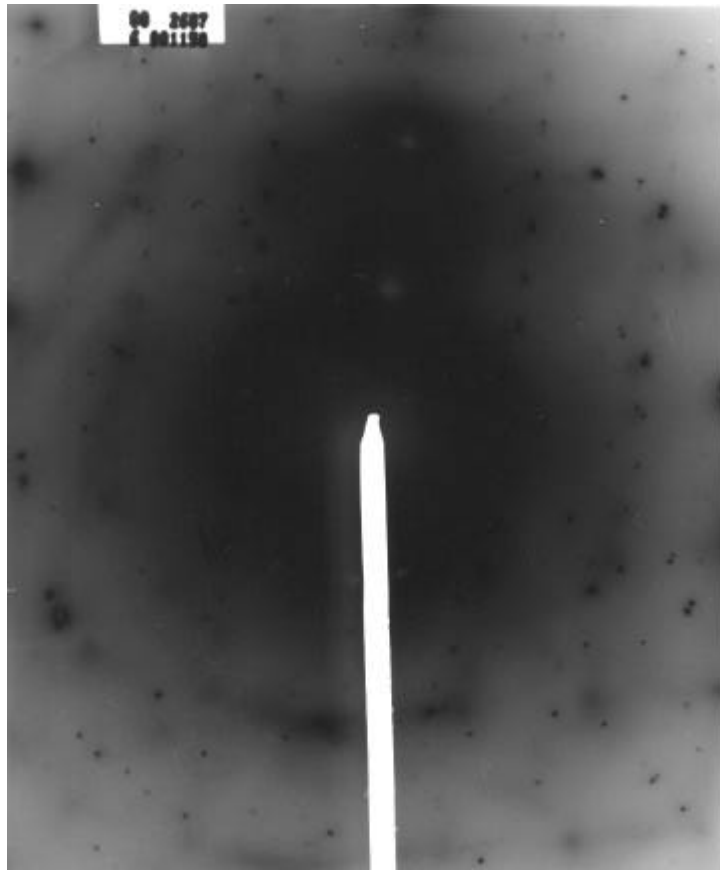


Fig. 3.22: SAD dei precipitati all'interno del grano di figura 3.21

Per concludere l'analisi condotta al microscopio elettronico a trasmissione è interessante documentare la presenza di superdislocazioni all'interno della matrice, ben visibili nella figura 3.23.

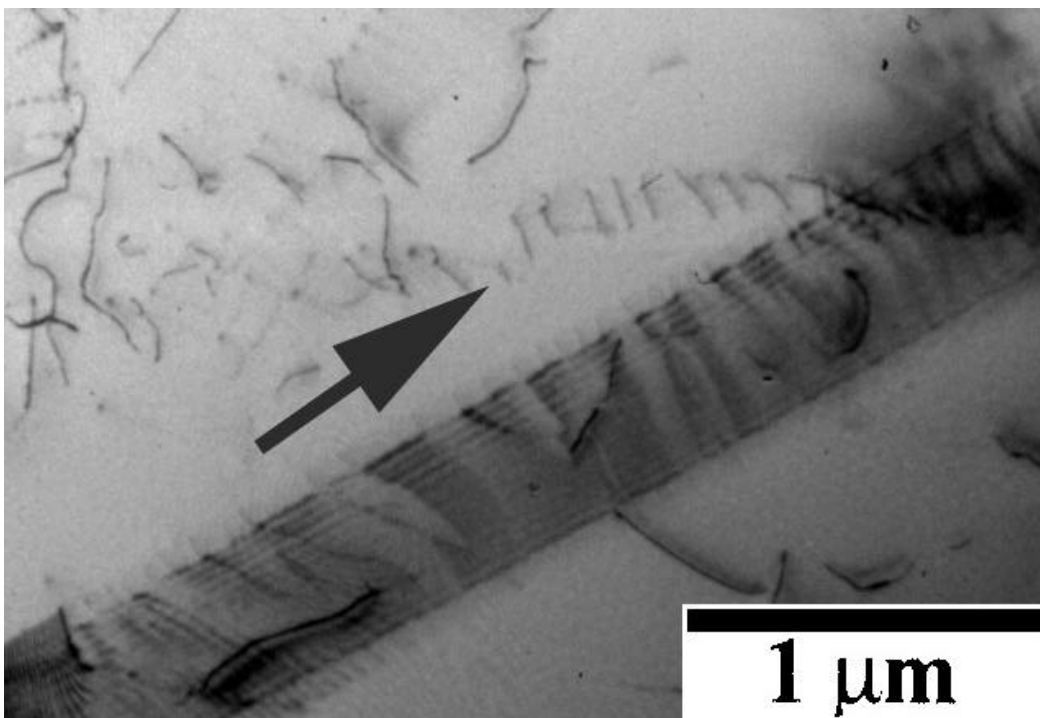


Fig. 3.23: presenza di superdislocazioni all'interno della lega

Le superdislocazioni hanno una grossa importanza perché influenzano il comportamento meccanico della lega ad alta temperatura. I α -titanio alluminati presentano una bassa duttilità a temperatura ambiente ed hanno una σ_y anomala alle alte temperature: con l'aumento della temperatura la σ_y diminuisce, ma raggiunta una ben determinata temperatura si innalza improvvisamente. Questa anomalia è principalmente attribuita ad un inusuale comportamento a deformazione di due sistemi di scorrimento indipendenti: oltre al normale moto delle dislocazioni è presente il moto delle superdislocazioni, che avviene a temperature elevate. Quando questi sistemi operano simultaneamente si ha un aumento della σ_y che comporta un miglioramento della tenacità del materiale.

4 Commenti ai dati

Nella tabella 4.1 vengono confrontati i parametri di cella ottenuti attraverso l'analisi dei picchi contrassegnati con la lettera *A* nello spettro X di figura 3.5, con quelli ottenuti attraverso l'analisi della SAD di figura 3.8 e con i valori tabulati per la fase *g* di una lega TiAl.

	XRD	TEM	TABULATI
a_0 (Å)	3,95	3,94	3,97
c_0 (Å)	4,07	4,01	4,07

Tab. 4.1: confronto tra i parametri di cella calcolati attraverso XRD e TEM e valori tabulati per la fase *g* TiAl

Come si può notare si ha un'ottima corrispondenza tra i valori ottenuti sperimentalmente e quelli tabulati. È possibile quindi affermare con sicurezza che la lega osservata in figura 3.6 è costituita di fase *g*.

Analogamente vengono confrontati il parametro di cella ottenuto per la fase contrassegnata con la lettera *B* nello spettro X di figura 3.5 con quello ottenuto dall'analisi tramite SAD di figura 3.11. Viene riportato il valore tabulato della fase *b* Ti.

	XRD	TEM	TABULATI
a_0 (Å)	3,17	3,18	3,30

Tab. 4.2: confronto tra i parametri di cella calcolati attraverso XRD e TEM e il valore tabulato per la fase *b* Ti.

Il valore tabulato di questa fase è comunque riferito ad una fase 100% *b* Ti, mentre i valori sperimentali sono riferiti allo studio di una lega dove la fase *b* è presente come seconda fase. Questo spiega la leggera discrepanza tra i valori calcolati sperimentalmente e quelli tabulati; è comunque possibile affermare che la seconda fase presente nella lega in studio è una *b* Ti.

È stata documentata attraverso un'analisi al microscopio elettronico a scansione la presenza di particelle ricche di ittrio, quale quella visibile in figura 4.14.

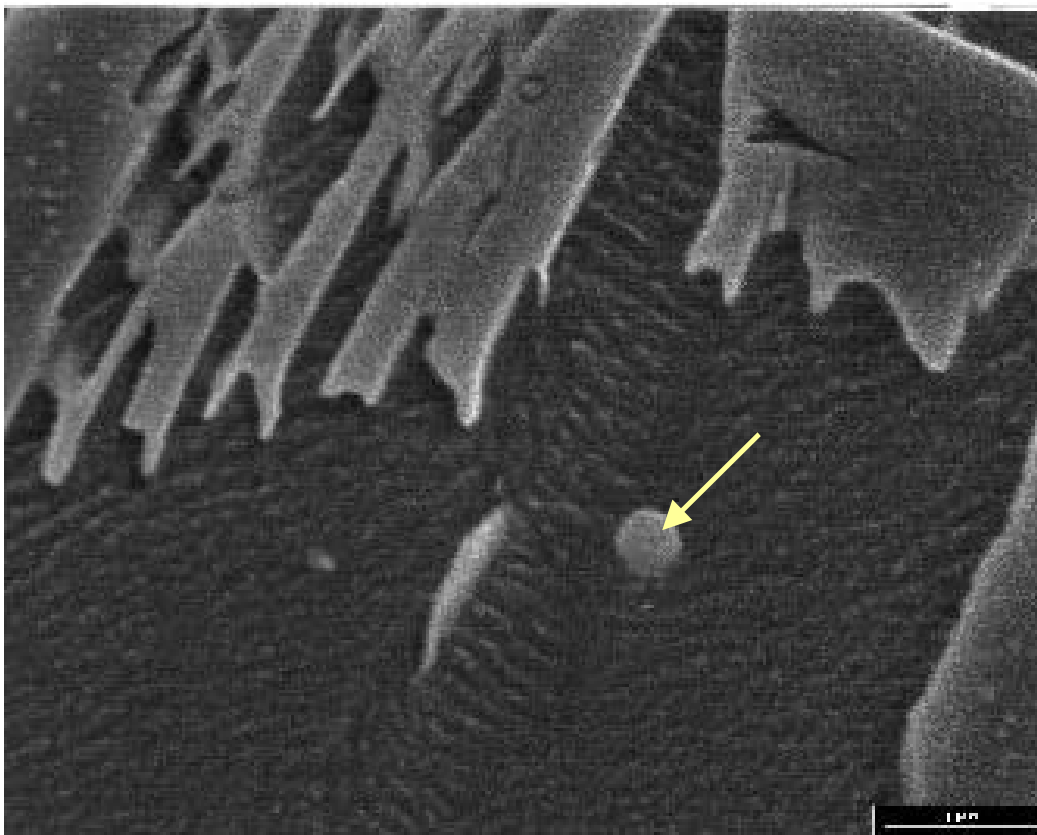


Fig. 4.14: micrografia SEM che documenta la presenza di particelle ricche di ittrio nella lega

Si sono confrontati i valori tabulati delle distanze interplanari di questo ossido con i valori ottenuti dall'analisi di alcuni precipitati visibili nella micrografia 3.15 e dall'analisi del picco C dello spettro X di figura 3.5.

	XRD	TEM	d tabulate (hkl)
d_1 (Å)	3,760	3,71	3,74 (220)
d_2 (Å)		1,63	1,63 (451)
d_3 (Å)		1,52	1,56 (631)

Tab. 4.3: confronto delle distanze interplanari di alcuni precipitati con i valori tabulati dell'ossido di ittrio

Si osserva che i valori sono confrontabili; quindi il precipitato individuato è costituito da ossido di ittrio.

Interessante è prendere in considerazione i valori delle distanze interplanari ricavati per i precipitati a bordo grano della figura 3.18 ed all'interno dei grani della figura 3.21.

	d_1 (Å)	d_2 (Å)	d_3 (Å)
Precipitati a bordo grano	6,53	2,99	2,73
Precipitati all'interno del grano	6,53	2,48	2,33

Tab. 4.4: confronto tra le distanze interplanari di alcuni precipitati presenti a bordo grano ed all'interno del grano.

I valori delle distanze interplanari calcolate per i due precipitati sono confrontabili, in particolar modo per la distanza massima rilevata che assume in entrambi i casi un valore di 6,53 Å. È possibile quindi supporre che i precipitati presi in considerazione siano della stessa natura.

5 Conclusioni

Attraverso un'analisi condotta tramite microscopio ottico, microscopio elettronico a trasmissione e diffrattometria di raggi X è stata caratterizzata una lega intermetallica di composizione Ti-48.32Al-2.6Cr-1.49W-0.27Si-0.09Y (at%).

Lo studio tramite microscopio ottico ha evidenziato la morfologia della lega ed ha dato alcune indicazioni su aspetti che sono stati chiariti con la diffrazione di raggi X e l'analisi al TEM. Si è potuto verificare la struttura FCT della fase **g** maggioritaria e la presenza di una fase secondaria, **b**, di struttura BCC. Sono stati riscontrati inoltre grani con diverse orientazioni al loro interno, alcuni geminati, diverse dislocazioni e vari precipitati. La presenza di questi precipitati, che sono distribuiti omogeneamente sul bordo del grano ed al suo interno, fa pensare ad un trattamento termico voluto appositamente per avere il duplice effetto di mantenere una grana cristallina piccola, che altrimenti con i vari trattamenti termomeccanici tenderebbe a crescere, e di avere un aumento di durezza, in quanto i precipitati interni alla matrice fungono da ostacolo al moto delle dislocazioni.

Alcuni di questi precipitati sono stati riconosciuti come ossido di Ittrio, la cui presenza in questa lega era stata documentata attraverso uno studio tramite microscopio elettronico a scansione.

Non abbiamo avuto modo invece di determinare la natura di altri precipitati presenti sia all'interno sia a bordo grano. In entrambi i casi si è provveduto a calcolare le distanze interplanari delle celle cristalline, ma nessun valore tabulato in nostro possesso è confrontabile con i dati sperimentali da noi trovati, confermati anche dall'analisi dello spettro di diffrazione ai raggi X. Si è invece notato che i valori ottenuti per i precipitati all'interno del grano e per quelli a bordo grano hanno una discreta somiglianza tra loro; questo può indurre a pensare che abbiano la stessa natura ma quest'ipotesi può essere confermata solo con un'analisi chimica.

6 Bibliografia

GAMMA TITANIUM ALUMINIDES: Kim, Wagner, Yamaguchi

ORDERED INTERMETALLIC ALLOYS, PART III: GAMMA TITANIUM ALUMINIDES: Young-Won Kim; Journal of Metallurgy, July 1994

INTERMETALLIC ALLOYS BASED ON GAMMA TITANIUM ALUMINIDE: Young-Won Kim; Journal of Metallurgy, July 1989

PROGRESS IN THE UNDERSTANDING OF GAMMA TITANIUM ALUMINIDES: Young-Won Kim, D.M. Dimiduk; Journal of Metallurgy, August 1991

METALLOGRAPHY OF GAMMA TITANIUM ALUMINIDES: W.A. Baeslack III, P.A. McQuay, D.S. Lee, E.D. Fletcher; Elsevier Science Publishing Co., Inc., 1993 NY 10010

TEMPERATURE DEPENDENT DEFORMATION IN GAMMA TITANIUM ALUMINIDES: S.H. Whang, Z.M. Wang, Q. Feng, C. Wei; Polytechnic University, Six Metrotech Center, Brooklyn, NY 11201

HOT ISOSTATIC PRESSING: pagina WEB Design inSite, <http://www.designinsite.dk>

ON-LINE CATALOG OF MANUFACTURING TECHNOLOGIES: pagina WEB della Department of Energy Kansas City Area Office, <http://www.os.kcp.com>