

ALMA MATER STUDIORUM - UNIVERSITÀ DI BOLOGNA

FACOLTA' DI INGEGNERIA

CORSO DI LAUREA IN INGEGNERIA MECCANICA

Dipartimento di Ingegneria delle Costruzioni Meccaniche, Nucleari, Aeronautiche e Metallurgiche

TESI DI LAUREA

in

Laboratorio di Analisi delle tensioni LS

**L'influenza del trattamento superficiale di pallinatura
sulle prestazioni a fatica della lega Ti-6Al-4V**

CANDIDATO

Fabio Carlà

RELATORE:

Chiar.mo Prof. Giorgio Olmi

Anno Accademico 2010/11

Sessione III

Fabio Carlà

**L'influenza del trattamento superficiale di pallinatura
sulle prestazioni a fatica della lega Ti-6Al-4V**

INDICE

| | |
|--|---------|
| Introduzione | pag. 1 |
| Capitolo 1 La lega Ti-6Al-4V | pag. 3 |
| § 1.1 Designazione, utilizzo, diffusione e principali varianti..... | pag. 3 |
| § 1.2 Caratteristiche principali della lega Ti-6Al-4V..... | pag. 4 |
| 1.2.1 Resistenza a trazione (o carico di rottura)..... | pag. 6 |
| 1.2.2 Resistenza a compressione..... | pag. 7 |
| 1.2.3 Comportamento a fatica..... | pag. 7 |
| 1.2.4 Tenacità a frattura..... | pag. 9 |
| 1.2.5 Resistenza all'impatto..... | pag. 11 |
| 1.2.6 Resistenza alle alte temperature..... | pag. 11 |
| 1.2.7 Resistenza a creep..... | pag. 12 |
| 1.2.8 Modulo di Young..... | pag. 14 |
| 1.2.9 Modulo elastico a compressione..... | pag. 17 |
| 1.2.10 Il coefficiente di Poisson..... | pag. 17 |
| 1.2.11 Deformazione a rottura..... | pag. 17 |
| 1.2.12 Conducibilità termica..... | pag. 18 |
| 1.2.13 coefficiente di dilatazione termica..... | pag. 19 |
| 1.2.14 Calore specifico..... | pag. 20 |
| 1.2.15 Resistenza a corrosione..... | pag. 20 |
| Capitolo 2 Shot peening - la pallinatura controllata | pag. 25 |
| § 2.1 La pallinatura controllata-introduzione..... | pag. 25 |
| § 2.2 La fatica-mechanismo di enucleazione e propagazione del difetto..... | pag. 25 |
| § 2.3 Lo shot-peening: la "pallinatura controllata"..... | pag. 26 |
| 2.3.1 Il processo..... | pag. 26 |
| 2.3.2 Benefici ottenibili..... | pag. 28 |
| 2.3.3 Macchine per pallinare..... | pag. 28 |
| 2.3.4 Parametri per pallinare..... | pag. 30 |
| 2.3.5 Copertura..... | pag. 31 |
| 2.3.6 Intensità di pallinatura..... | pag. 32 |
| 2.3.7 Pallini o shot..... | pag. 33 |
| 2.3.8 Il controllo del pallino..... | pag. 34 |
| 2.3.9 Angolo d'impatto..... | pag. 34 |
| 2.3.10 Rugosità superficiale..... | pag. 35 |
| 2.3.11 Geometria delle impronte lasciate dagli shot..... | pag. 36 |
| 2.3.12 Relazione tra profondità di compressione ed intensità di pallinatura... .. | pag. 37 |
| 2.3.13 Introduzione delle tensioni residue di compressione..... | pag. 38 |
| 2.3.14 Metodi di misura..... | pag. 39 |
| Capitolo 3 Comportamento a fatica e meccanica della frattura della lega Ti6Al4V | pag. 41 |
| § 3.1 Introduzione..... | pag. 41 |
| § 3.2 Materiale e modalità di studio..... | pag. 41 |
| § 3.3 I parametri di prova..... | pag. 43 |

| | |
|---|---------|
| 3.3.1 Ambiente di prova..... | pag. 43 |
| 3.3.2 Temperatura..... | pag. 43 |
| 3.3.3 Direzione del carico..... | pag. 44 |
| 3.3.4 Frequenza..... | pag. 44 |
| § 3.4 La sperimentazione..... | pag. 45 |
| 3.4.1 La strumentazione..... | pag. 45 |
| 3.4.2 Modello di elaborazione dei dati..... | pag. 46 |
| 3.4.3 Risultati ottenuti in condizioni standard..... | pag. 46 |
| 3.4.3.1 forma e dimensione della cricca..... | pag. 49 |
| 3.4.3.2 l'ambiente di prova..... | pag. 51 |
| 3.4.3.3 Danneggiamento da corpi esterni..... | pag. 52 |
| 3.4.3.4 microstruttura..... | pag. 54 |
| 3.4.3.5 Il ruolo delle tensioni residue..... | pag. 56 |
| 3.4.3.6 Comportamento della lega a temperature criogeniche..... | pag. 57 |

Capitolo 4 Effetti della pallinatura sulla vita a fatica della lega Ti6Al4V.....pag. 61

| | |
|--|---------|
| § 4.1 Introduzione..... | pag. 61 |
| § 4.2 La lega Ti6Al4V e la pallinatura..... | pag. 61 |
| § 4.3 Analisi delle condizioni iniziali della procedura sperimentale..... | pag. 62 |
| § 4.4 Analisi dei risultati..... | pag. 63 |
| 4.4.1 Rugosità superficiale e tensioni residue nella lega dopo la pallinatura..... | pag. 63 |
| 4.4.2 Resistenza a fatica della lega Ti6Al4V sottoposta a pallinatura..... | pag. 64 |
| 4.4.3 Percorso della cricca e superficie di frattura..... | pag. 66 |
| 4.4.4 Effetto della ripallinatura sulla vita a fatica..... | pag. 68 |
| § 4.4.5 Conclusioni..... | pag. 69 |

Capitolo 5 Effetti della pallinatura sulla fretting fatigue nella lega Ti6Al4V.....pag. 73

| | |
|---|---------|
| § 5.1 Fretting fatigue e pallinatura..... | pag. 73 |
| § 5.2 Conclusioni..... | pag. 75 |

Capitolo 6 Effetti della frattura caratteristica a fatica nella lega Ti6Al4V negli impianti biomedici.....pag. 79

| | |
|--|---------|
| § 6.1 Presentazione..... | pag. 79 |
| § 6.2 Introduzione..... | pag. 79 |
| § 6.2 Materiale utilizzato e condizioni di prova..... | pag. 79 |
| § 6.3 Effetti della fatica sulla lega..... | pag. 80 |
| 6.3.1 Resistenza a fatica e determinazione delle condizioni di prova..... | pag. 80 |
| 6.3.2 Proprietà a trazione dopo carico a fatica..... | pag. 81 |
| 6.3.3 Capacità di assorbimento dell'energia..... | pag. 82 |
| 6.3.4 Durezza Vickers..... | pag. 84 |
| 6.3.5 Microstruttura e disposizione delle dislocazioni dopo carico a fatica..... | pag. 84 |
| § 6.4 Conclusioni..... | pag. 86 |

Conclusioni e suggerimenti per studi futuri.....pag. 87

Introduzione

In questo lavoro viene studiato l'effetto della pallinatura sul comportamento a fatica di componenti in lega di titanio Ti6Al4V al variare delle condizioni di trattamento e delle caratteristiche della lega. Sono stati raccolti e riassunti i risultati di esperienze compiute da diversi autori.

Nel primo capitolo, di presentazione della lega Ti6Al4V, vengono prima fornite le informazioni sulla composizione della lega, la sua diffusione ed il suo utilizzo. Quindi vengono descritte le sue caratteristiche fisiche e meccaniche.

Nel secondo capitolo viene introdotto il trattamento superficiale di pallinatura. Vengono spiegate metodologia di applicazione ed suoi effetti sulla lega Ti6Al4V.

Nel terzo capitolo viene definito il comportamento a fatica della lega, affrontando i principali aspetti che possono influire su questo comportamento.

Nel quarto capitolo sono stati raccolti e riassunti i risultati di esperienze compiute da diversi autori sugli effetti del trattamento superficiale di pallinatura sulla lega Ti6Al4V al variare delle condizioni di trattamento e delle caratteristiche della lega. I risultati raccolti considerano i meccanismi di deformazione plastica indotti da pallinatura ed i loro effetti sulla morfologia superficiale, sulla microstruttura, sullo stato di tensione residua e quindi sulla vita a fatica.

Tenendo conto delle caratteristiche della lega e di come queste ne influenzino l'utilizzo, soprattutto in ambito aerospaziale, nel quinto capitolo sono stati raccolti i risultati degli studi degli effetti della pallinatura di un particolare fenomeno a fatica: la fretting fatigue o fatica da contatto.

La lega Ti6Al4V ha grandi proprietà di biocompatibilità e per questo motivo il suo utilizzo trova ampia diffusione nel campo degli impianti biomedico/biomeccanico. Per questo motivo, nel sesto capitolo si è voluto accennare agli effetti della fatica sulla lega come materiale per impianti di protesi.

Capitolo 1

La lega Ti-6Al-4V

§1.1 Designazione, utilizzo, diffusione e principali varianti.

Con questa designazione si vuole indicare una lega di titanio con contenuto di alluminio(Al) compreso tra 5.5÷6,75% e vanadio tra 3,5÷5%. Questa lega contiene altresì altri elementi quali carbonio(C),ferro(Fe),azoto(N),ossigeno(O) ed altri in percentuali minime.

Le specifiche variano da nazione a nazione con minime differenze nei limiti di presenza per alcuni elementi.

| Specifi- cation | Desig- nation | Descrip- tion | Al | C | Fe | H | N | O | V | OT | Other |
|--------------------|------------------|------------------------|----------|----------|---------|------------|----------|----------|---------|---------|-----------------------|
| UNS | R56400 | Weld Wir | 5.5-6.75 | 0.1 | 0.4 | 0.015 | 0.05 | 0.2 | 3.5-4.5 | | bal Ti |
| UNS | R56401 | | 6 | | | | | | 4 | | bal Ti |
| UNS | R56402 | Fill Met | 5.5-6.75 | 0.04 | 0.15 | 0.005 | 0.012 | 0.1 | 3.5-4.5 | | bal Ti |
| Europe | | | | | | | | | | | |
| AECMA prEN2517 | Ti-P63 | Sh Strp Pht Bar Ann | 5.5-6.75 | 0.08 | 0.3 | 0.01 | 0.05 | 0.2 | 3.5-4.5 | 0.4 | bal Ti |
| AECMA prEN2530 | | Bar Ann | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN2531 | | Frg Ann | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3310 | | Frg NHT | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3311 | | Bar Ann | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3312 | | Frg Ann | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3313 | | Frg NHT | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3314 | | Bar STA | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3315 | | Frg STA | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3352 | | Inv Cast Ann HIP | 5.5-6.75 | 0.1 max | 0.3 max | 0.015 max | 0.05 max | 0.22 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3353 | | Bar Wir STA | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3354 | | Sh Ann | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3355 | | Ext Ann | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3456 | | Sh Strp Ann | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3457 | | Frg NHT | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3458 | | Bar Wir Ann | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3464 | | Pht Ann | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |
| AECMA prEN3467 | | Remelt NHT | 5.5-6.75 | 0.08 max | 0.3 max | 0.0125 max | 0.05 max | 0.2 max | 3.5-4.5 | 0.4 max | OE 0.1 max; bal Ti |

Specifiche europee composizione lega Ti-6Al-4V[3]

Oltre ed insieme alla composizione chimica anche eventuali trattamenti termici, lavorazioni ed eventuali rivestimenti superficiali possono influire sulle caratteristiche di questa lega(e comunque di tutte le leghe) portandola ad avere caratteristiche e comportamenti molto diversi nei vari casi. Quindi a seconda delle esigenze specifiche la lega Ti-6Al-4V potrà essere “progettata” di volta in volta.

La Ti-6Al-4V è la lega che tra i titani legati ha trovato la maggiore diffusione ed il maggiore sviluppo.

Essa infatti ricopre circa la metà dell’intera produzione e consumo di titanio per la produzione di materiali metallici in campo industriale.

Di questa quantità circa l’80% viene impiegato dall’industria aerospaziale, il 3% risulta utilizzato nel settore biomedico per la produzione di protesi ed il restante si suddivide soprattutto tra industria ciclistica e motociclistica[10]-[11].

Nello specifico questa lega viene utilizzata nella produzione di pale, dischi, anelli, telai aeronautici, giunzioni e componenti vari, serbatoi, scatole, mozzi, elementi forgiati ed impianti biomedici[12].

Particolarmente interessanti risultano essere gli sviluppi della Ti-6Al-4V in ambito biomedico, soprattutto nella produzione di protesi[12].

Caratteristica peculiare di questa lega è infatti la sua biocompatibilità soprattutto nel contatto con ossa e tessuti. La sua scarsa resistenza al taglio la rende invece inutilizzabile come materiale per viti e piastre ossee[12].

La lega Ti-6Al-4V ha inoltre bassa resistenza all'usura superficiale e tende a grippare a contatto con se stessa o con altri materiali. Trattamenti superficiali quali nitrurazione ed ossidazione possono migliorare la resistenza all'usura superficiale[12].

Dunque si può notare come la Ti-6Al-4V sia una lega altamente versatile ed una lega utilizzabile anche per temperature comprese tra i 400°C ed i 500°C.

Le più note ed utilizzate varianti di questa lega sono la Ti-6Al-4V Grado ELI(Extra Low Interstitial) e la Ti-6Al-4V Pd con l'aggiunta dello 0,2% di palladio.

La prima presenta tolleranze più strette per ossigeno(max 13%) e ferro(max 0,25%) ed è particolarmente duttile e resistente a temperature criogeniche(-190°C azoto liquido,-224°C elio).

La seconda è dotata di una resistenza alla corrosione superiore anche a quella ottima della lega base[13][10].

§1.2 Caratteristiche principali della lega Ti-6Al-4V.

Prima di passare ad analizzare nello specifico le proprietà e le caratteristiche della lega, procediamo ad un rapido riassunto delle proprietà fisiche della lega Ti-6Al-4V mettendola in relazione non solo ad alcuni materiali strutturali concorrenti, ma anche al metallo puro di partenza, così da poter interpretare al meglio le sue caratteristiche e la loro influenza nella diffusione commerciale.

Nella seguente tabella vengono riportate le proprietà fisiche più significative di alcuni materiali metallici:

| | Atomic number | Atomic weight | Density (g/cm ³) | Melting point(°C) | Thermal expansion coefficient (/°C) | Specific heat (cal/gr/°C) | Thermal conductivity (cal/cm ² /sec/°C/cm) | Electrical resistivity (μW-cm) | Electrical conductivity (%IACS) | Young's modulus (MPa) |
|---------------------------------|---------------|---------------|------------------------------|-------------------|-------------------------------------|---------------------------|---|--------------------------------|---------------------------------|-----------------------|
| Titanium | 22 | 47,90 | 4,51 | 1 668 | 8,4x10 ⁻⁶ | 0,124 | 0,041 | 55 | 3,1 | 106 000 |
| Ti-6Al-4V | - | - | 4,4 | 1 650 | 8,6x10 ⁻⁶ | 0,138 | 0,020 | 175 | 0,98 | 110 000 |
| Iron | 26 | 55,85 | 7,86 | 1 530 | 12x10 ⁻⁶ | 0,11 | 0,15 | 9,7 | 18 | 206 000 |
| Stainless Steel 18-8 (AISI 304) | - | - | 7,93 | 1 400 1 420 | 17x10 ⁻⁶ | 0,12 | 0,039 | 72 | 2,4 | 200 000 |
| Aluminium | 13 | 26,97 | 2,7 | 660 | 23x10 ⁻⁶ | 0,21 | 0,49 | 2,7 | 64 | 69 000 |
| Aluminium Alloy (75S-T6) | - | - | 2,8 | 476 638 | 23x10 ⁻⁶ | 0,23 | 0,29 | 5,8 | 30 | 71 600 |
| Magnesium | 12 | 24,32 | 1,7 | 650 | 25x10 ⁻⁶ | 0,24 | 0,38 | 4,3 | 40 | 44 800 |
| Nickel | 28 | 58,69 | 8,9 | 1 456 | 15x10 ⁻⁶ | 0,11 | 0,22 | 9,5 | 18 | 206 000 |
| Hastelloy C | - | - | 8,9 | 1 305 | 11,3x10 ⁻⁶ | 0,092 | 0,03 | 130 | 1,3 | 204 600 |
| Copper | 29 | 63,57 | 8,9 | 1 083 | 17x10 ⁻⁶ | 0,092 | 0,962 | 1,724 | 100 | 108 000 |

Tabella riassuntiva proprietà fisiche alcuni materiali metallici.[6]

Prima di tutto si può evidenziare come densità, temperatura di fusione e modulo elastico non subiscano variazioni oltre il 2,4% rispetto al titanio puro. La stessa osservazione si può fare per il calore specifico, che però aumenta del 10% circa.

Rispetto agli altri materiali si osservano:

- bassa densità rispetto agli acciai ($\sim 45\%$), comunque superiore rispetto alle leghe di alluminio (+36%) e di magnesio(+61%), con un rapporto prestazioni/peso comunque favorevole.
- temperatura di fusione alta, maggiore rispetto a quella di acciai legati ed inox(circa +7% e +14% rispettivamente) ed ovviamente superiore a quella di leghe da fonderia di alluminio e magnesio.
- Il modulo elastico è molto inferiore rispetto agli acciai(circa un mezzo), ma comunque superiore a quello di alluminio(+55%) e magnesio(+145%) legati.
- Il calore specifico è confrontabile con quello degli acciai e decisamente più basso di quello delle leghe di alluminio e magnesio(-70%).

Rispetto al titanio puro la lega Ti-6Al-4V possiede proprietà isolanti sia dal punto di vista termico che elettrico, dato che la sua resistività termica è dimezzata rispetto al metallo puro, mentre la resistività termica(ovvero l'inverso della conducibilità elettrica) è superiore oltre tre volte rispetto al titanio.

Rispetto ai materiali confrontati:

- Conducibilità termica bassa: gli acciai ed il magnesio hanno valori circa doppi ed l'alluminio presenta valori superiori di circa il 50%
- Le leghe di magnesio ed alluminio sono caratterizzate da conducibilità elettrica elevata. La resistività elettrica di questi materiali è sensibilmente più bassa ed anche per gli acciai i valori sono molto più bassi(approssimativamente -140%)

Bisogna anche evidenziare che il titanio puro si comporta in maniera simile all'acciaio per quanto riguarda queste due ultime proprietà.

Il coefficiente di espansione termica della lega Ti6Al4V è di poco inferiore a quello del titanio puro e molto più basso rispetto a quello degli altri materiali citati(acciai + 40%, acciai inox +100%, alluminio +170%, magnesio +190%).

Al contrario del titanio puro la lega Ti6Al4V ha una più bassa resistenza a corrosione, comunque superiore agli standard offerti da leghe leggere, acciai ed acciai inox[14].

Qualche attenzione in più bisogna prestare nella valutazione dell'allungamento a rottura(quindi a duttilità e tenacità del materiale). Infatti la lega Ti6Al4V, come tutte le forme legate del titanio, ha un valore di deformazione inferiore ($\sim 15\%$ in meno) rispetto al materiale puro. Si tratta di un valore che resta comunque superiore a quello considerevole offerto dagli acciai da bonifica($\sim 7\div 10\%$ in più).

Il confronto con le leghe leggere è più complesso poiché questo parametro dipende fortemente dalla tecnologia di produzione.

I processi di fonderia offrono componenti più fragili di quelli ottenibili per deformazione plastica.

Analizzando i processi di fonderia, si nota che la colata in conchiglia garantisce valori di deformazione a rottura due o tre volte superiori rispetto alla colata in sabbia[2].

Ad ogni modo, la lega Ti6Al4V garantisce una duttilità superiore a quella delle leghe leggere(dal $5\div 15\%$ rispetto al magnesio e del $2\div 10\%$ rispetto all'alluminio).

Possiamo concludere questa breve disamina delle principali caratteristiche della lega Ti6Al4V, analizzandone la lavorabilità. Le leghe di titanio risultano normalmente più difficili da saldare e da lavorare sia per mezzo di un utensile sia per deformazione plastica[4][14]. La lega Ti6Al4V non differisce da questo comportamento, ma tra le leghe di titanio è quella che offre il miglior

compromesso tra proprietà, versatilità e costi sia di produzione che di sviluppo di procedure e tecnologie produttive[3].

Dopo questa breve e generica introduzione, possiamo passare ad analizzare nel dettaglio le caratteristiche del materiale, così da poterne il comportamento e l'utilizzo industriale sia in fase di progettazione che in fase di produzione.

1.2.1 Resistenza a trazione (o carico di rottura)

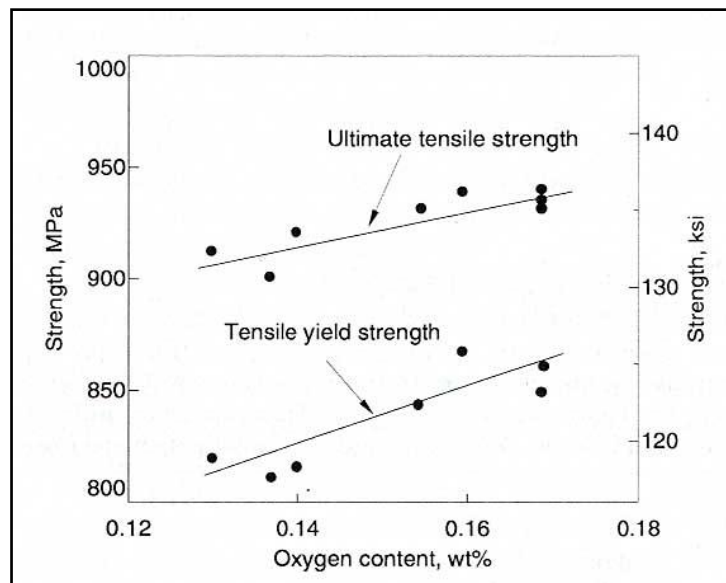
Si definisce resistenza a trazione la massima tensione sopportabile prima della rottura e viene comunemente espressa in MPa.

La lega Ti6Al4V può avere valori superiori a 1200 MPa in componenti allo stato ricotto. Si tratta di valori inferiori a quello di acciai da bonifica(fino a 1500 MPa),ma superiori a quelli delle leghe leggere(700 MPa per l'alluminio e 260 MPa per elementi in magnesio laminato a freddo).

Trattamenti termici e tenore di ossigeno possono far aumentare questo valore fino di 70-100 MPa nel caso dell'ossigeno e fino a 200 MPa attraverso i trattamenti termici.

Anche la presenza di fibrature da lavorazioni plastiche può far alzare i valori di resistenza a trazione, fino ai valori ottenibili attraverso i trattamenti termici.

In figura possiamo osservare come il tenore di ossigeno influenzi sia la resistenza a trazione che il carico di snervamento in campioni sottoposti a ricottura e successivo raffreddamento in aria[10].



Effetto del contenuto di ossigeno sulla resistenza a trazione[7]

| Test direction | Tensile yield strength | | Ultimate tensile strength | | Elongation, % | Reduction in area, % | E | |
|-----------------|------------------------|-----|---------------------------|-----|---------------|----------------------|-----|---------------------|
| | MPa | ksi | MPa | ksi | | | GPa | 10 ⁶ psi |
| Longitudinal(a) | 883 | 128 | 918 | 133 | 13 | 32 | 110 | 16.0 |
| Transverse(b) | 1063 | 154 | 1132 | 164 | 16 | 33 | 146 | 21.2 |

(a) Normal to high density of basal poles. (b) Parallel to high density of basal poles. Source: J.C. Williams and E.A. Starke, The Role of Thermo-mechanical Processing in Tailoring the Properties of Aluminum and Titanium Alloys, in *Deformation, Processing and Structure*, G. Krauss, Ed., American Society for Metals, 1984, p 301-349

Effetto della fibratura da deformazione plastica sulle proprietà meccaniche della lega Ti6Al4V[1]

1.2.2 Resistenza a compressione

Per questa grandezza valgono tutte le considerazioni fatte per la resistenza a trazione e anche essa viene fortemente influenzata dai trattamenti termici e dai processi produttivi a cui è stato sottoposto il materiale.

I valori massimi ottenibili sono all'altezza di quelli degli acciai inox austenitici, più bassi di circa il 40% rispetto agli acciai alto legati ed estremamente maggiori, oltre il 100%, di quelli delle leghe di alluminio.

Di particolare interesse è la resistenza a snervamento in compressione delle leghe Ti6Al4V che raggiunge valori appena superiori a quelli della resistenza a trazione. Questo comportamento non si riscontra in materiali più performanti come gli acciai da bonifica. Per essi infatti il rapporto compressione/trazione è di circa 2/3[10].

| Material | Ultimate bearing strength | | Compressive yield strength | | Ultimate shear strength | |
|----------------------------|---------------------------|---------|----------------------------|---------|-------------------------|--------|
| | MPa | ksi | MPa | ksi | MPa | ksi |
| Ti-6Al-4V | 1380-2070 | 200-300 | 825-895 | 120-130 | 480-690 | 70-100 |
| Alloy steel (4130 or 4xxx) | 1380-2755 | 200-400 | 415-1725 | 60-250 | 480-690 | 70-100 |
| 2xxx aluminum | ... | ... | ... | ... | 205-275 | 30-40 |
| 7xxx aluminum | 620-825 | 90-120 | 380-480 | 55-70 | 205-345 | 30-50 |
| Stainless steel | 690-1930 | 100-280 | 275-620 | 40-90 | ... | ... |

Proprietà meccaniche a compressione per alcuni materiali metallici[5]

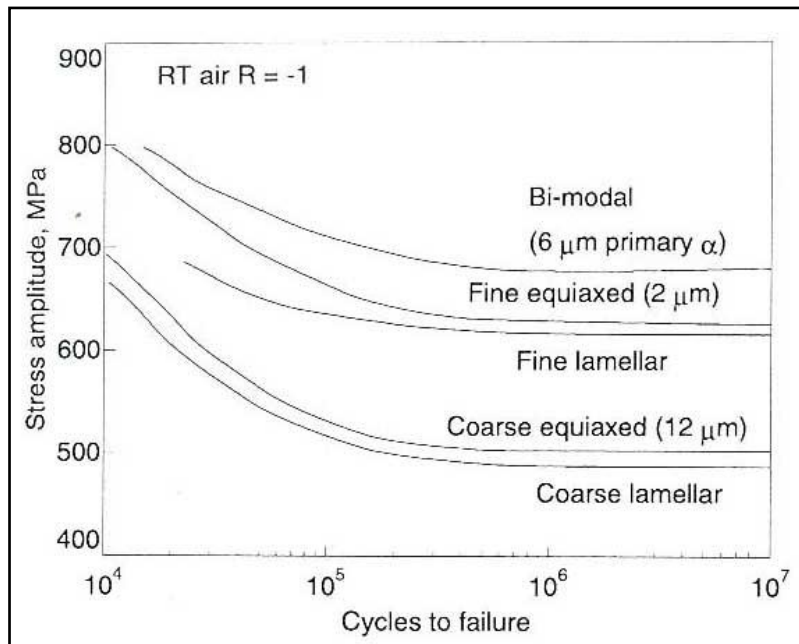
1.2.3 Comportamento a fatica

Si definisce limite di fatica il carico di fatica per il quale si garantisce al 90% l'indennità del pezzo dopo 2×10^6 cicli di sollecitazione.

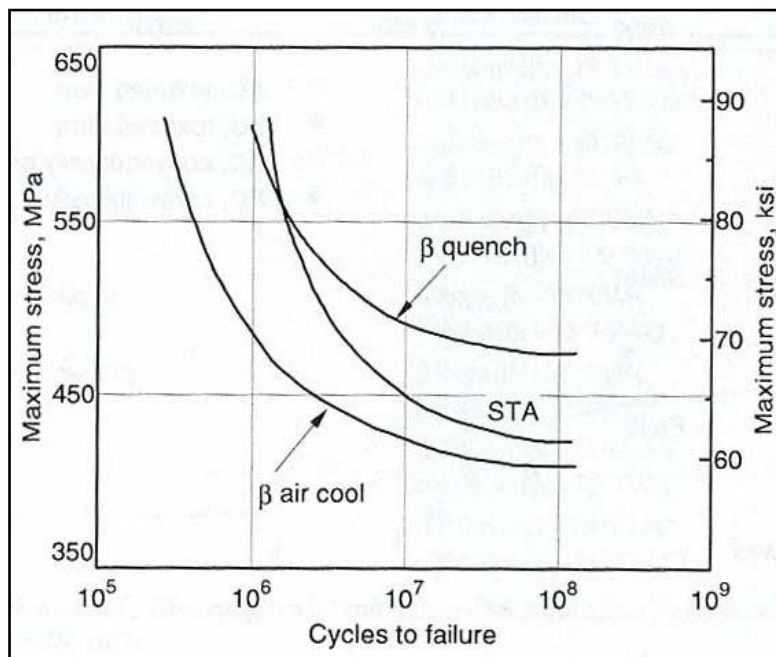
Tale grandezza è fondamentale nello studio a progetto di parti soggette a carichi variabili con frequenze elevate e non è propria di tutti i materiali. Infatti per le leghe leggere non esiste un valore per il quale è possibile garantire una vita infinita del pezzo, che deve dunque essere progettato a termine.

Per le leghe Ti6Al4V questo valore varia tra i 500 ed i 700 MPa. La morfologia del materiale e tutte quelle modifiche strutturali (microstrutture alfa aciculari e morfologie a grana fine su tutte) che migliorano la resistenza a snervamento portano un aumento della resistenza a fatica. Nel caso di grana fine particolare resistenza viene apportata da raffreddamenti rapidi durante trattamenti termici di solubilizzazione.

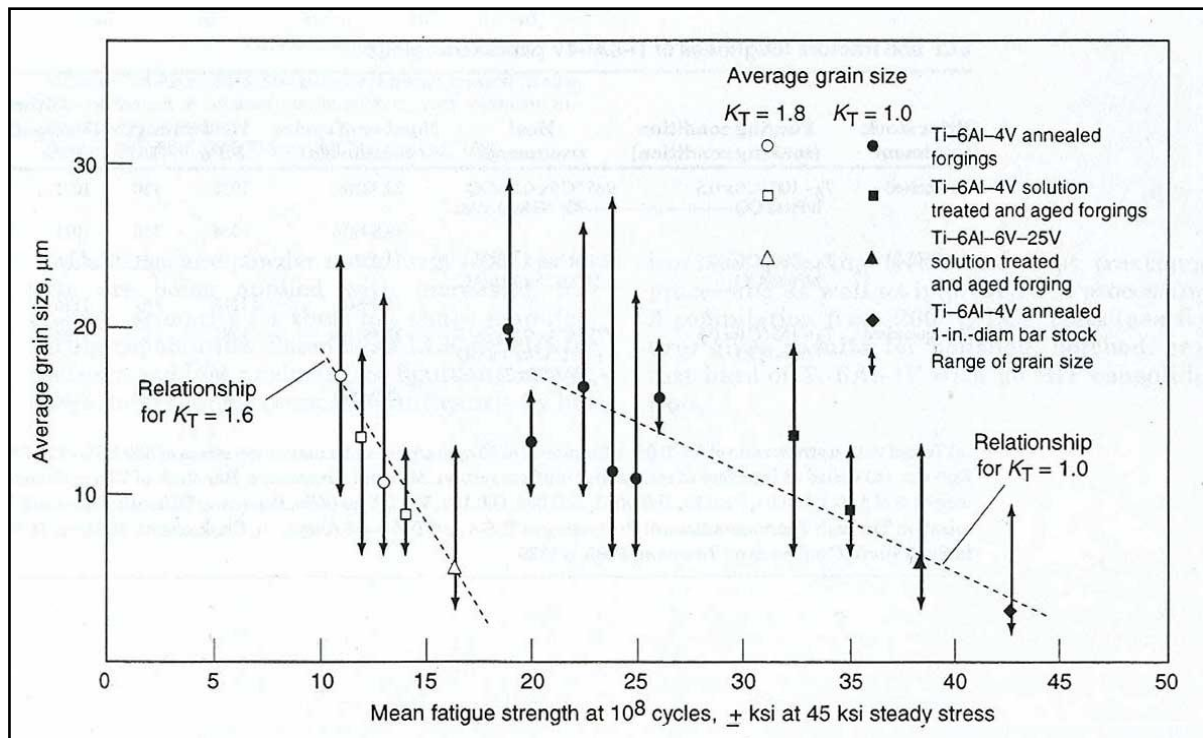
Nelle figure a seguire possiamo vedere l'influenza delle diverse variabili sui valori di carico a fatica (morfologia, velocità di raffreddamento in bonifica, granulometria).



Comportamento a fatica per diverse morfologie di Ti6Al4V[7]



Effetto della velocità di raffreddamento durante bonifica sul comportamento a fatica[7]



Effetto della granulometria sul comportamento a fatica[7]

Nell'ultimo grafico si può vedere in maniera chiara l'influenza della dimensione dei grani per leghe di titanio preparate con diversi trattamenti termici.

Il forte connotato statistico di tale proprietà si evidenzia nelle ampie bande di dispersione dei dati sperimentali. I valori medi evidenziano comunque un aumento praticamente lineare del limite di fatica col diminuire della dimensione dei grani.

Altro fattore di grande importanza è lo stato delle superfici. Una scarsa finitura è infatti causa di innesco di cricche, che possono propagarsi a fatica anche per carichi ridotti[9].

La curva sperimentale in figura evidenzia come stati di compressione, che portano ad una chiusura di eventuale difetti superficiali, aumentino sensibilmente le prestazioni a fatica del materiale.

Lo studio del comportamento a fatica oligociclica si basa sulle stesse considerazioni fatte per il comportamento a fatica classico.

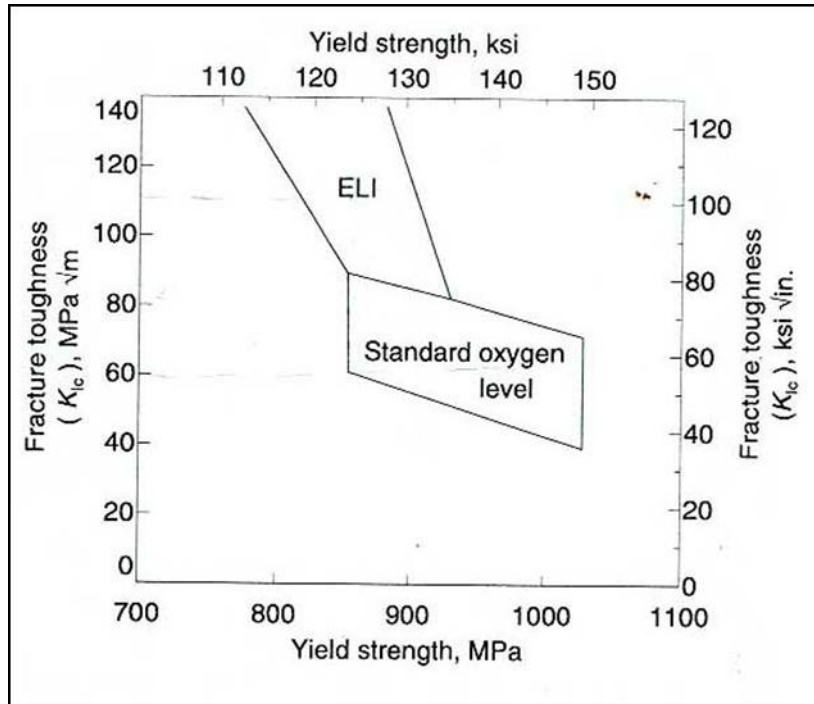
Lo studio del comportamento a fatica della lega Ti6Al4V è sicuramente da valutare caso per caso in funzione delle esigenze, dati la grande dispersione che si ha nella raccolta dei dati sperimentali ed il complesso modo in cui microstruttura e morfologia influenzano le proprietà del materiale[10].

1.2.4 Tenacità a frattura

Tale proprietà è descritta attraverso un parametro noto come fattore di intensificazione degli sforzi, indicato con la lettera K. Esso determina il reale stato di sforzo cui è soggetto il materiale in presenza di cricche, che determinano criticità a livello locale. Questo valore K viene messo a confronto con un parametro sperimentale K_c (K critico, cioè valore di K per il quale si ha inizio di propagazione della cricca).

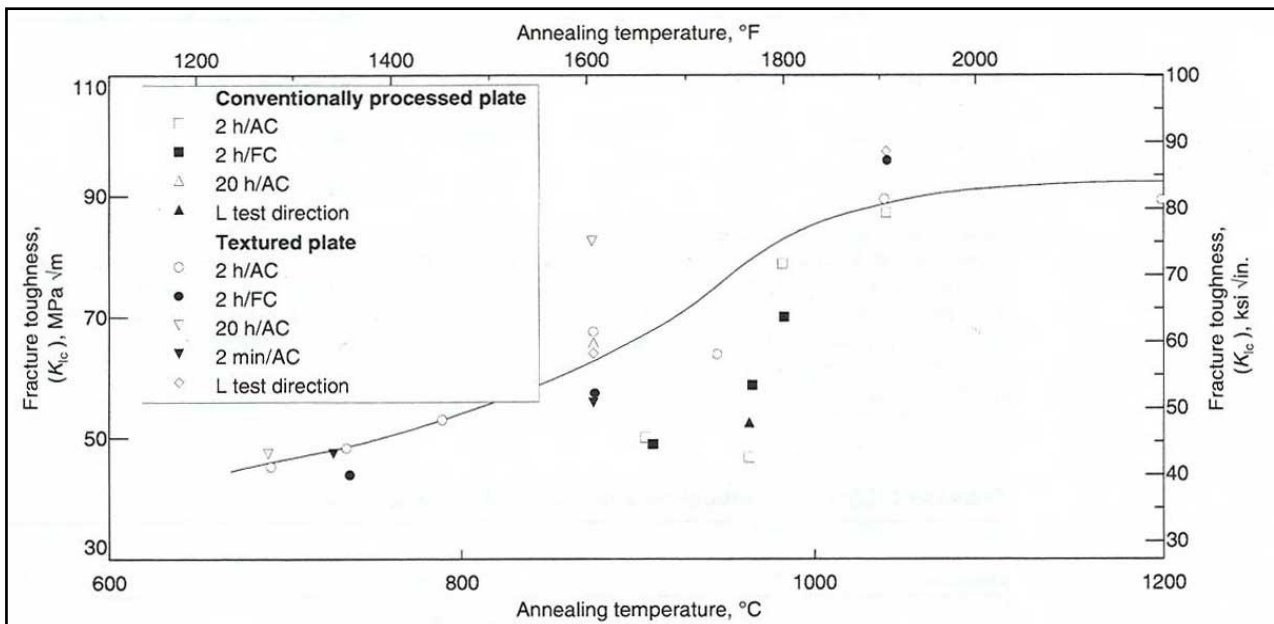
La lega Ti6Al4V presenta valori elevati di K_c , cioè buona tenacità a frattura. Questi valori risultano superiori a quelli delle leghe di alluminio e magnesio, ma inferiori a quelli dell'acciaio.

La tenacità della lega può essere migliorata attraverso miglioramenti strutturali. Qualora fosse richiesta un'elevata tenacità si ricorre alla lega Ti6Al4V Grado Eli, che può avere valori di K_c anche doppi rispetto alla lega Ti6Al4V con normali tenori di ossigeno.



Effetto dell'ossigeno sulla tenacità a frattura[7]

Il valore di K_{Ic} per la lega Ti6Al4V può oscillare in un ampio intervallo di valori ($33 \div 110 MPa\sqrt{m}$ e superiori), in funzione dei trattamenti termici e del tenore di ossigeno.



Effetto della temperatura di ricottura sulla tenacità a frattura[7]

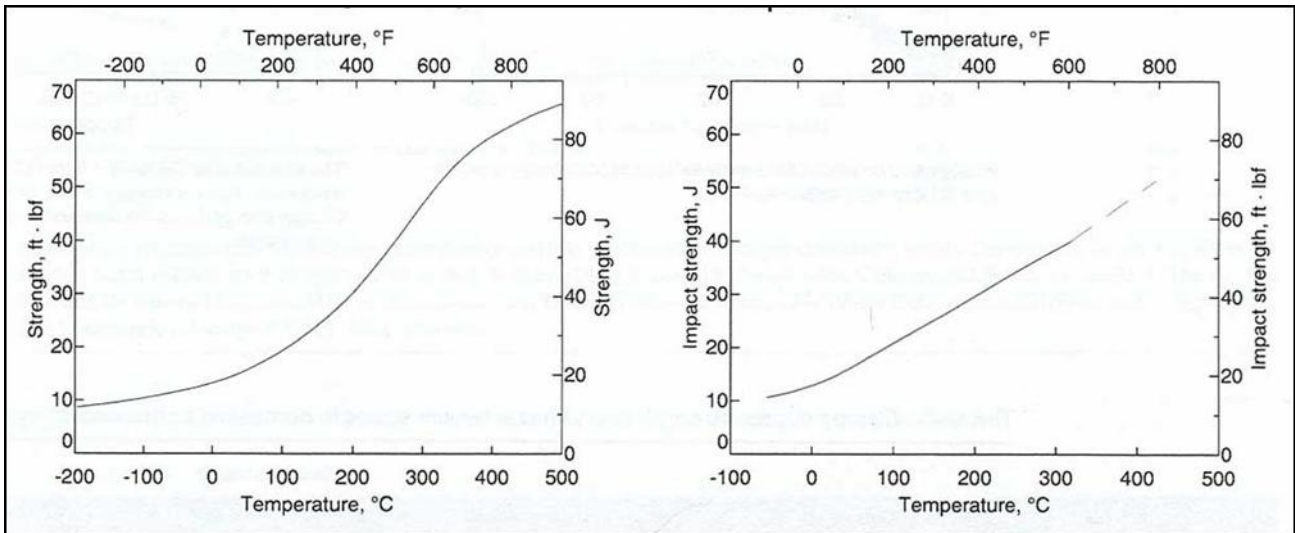
Il processo di saldatura influisce fortemente sulla tenacità. Infatti saldature eseguite in maniera non corretta determinano cadute del valore di K_{Ic} nella zona termicamente alterata. Qui infatti si ha una temprata incontrollata a temperatura ambiente e formazioni di variazioni strutturali nella lega. Infine osserviamo che, come per la rottura a fatica, trattamenti destinati a migliorare lo stato superficiale della lega e stati di sollecitazione residua a compressione superficiale hanno un effetto migliorativo sulla tenacità a frattura[10].

1.2.5 Resistenza all'impatto

Essa è definita come l'energia che il materiale è in grado di assorbire durante la frattura ed è quindi strettamente legata alla tenacità a frattura.

I valori tipici della lega Ti6Al4V variano tra 20J e 24J (a temperatura ambiente).

All'aumentare della temperatura si ha un incremento del comportamento plastico e quindi un maggiore assorbimento di energia [10].



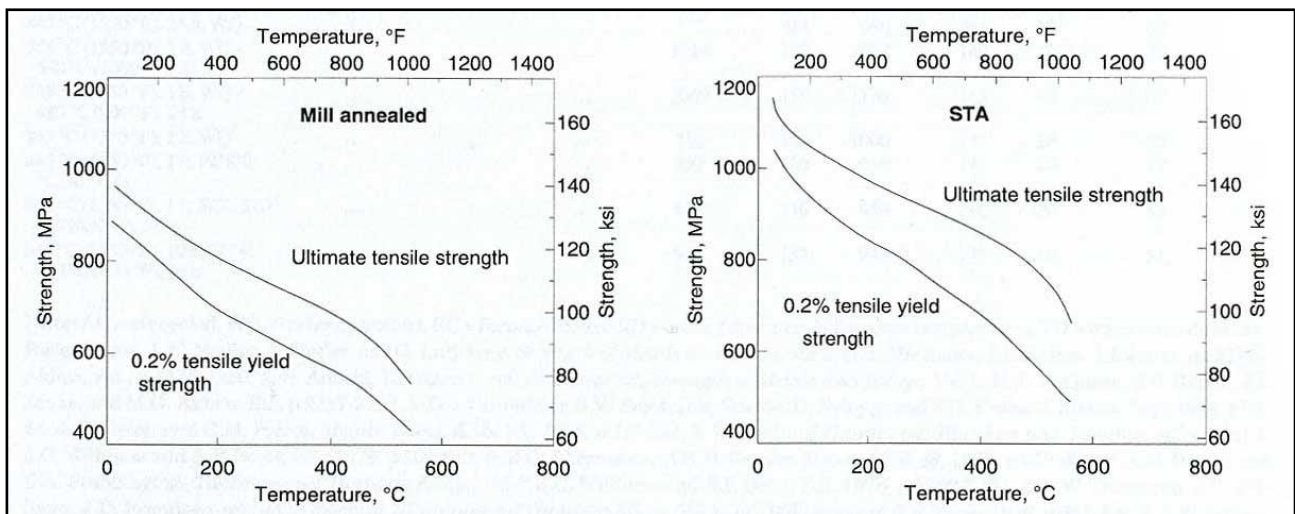
Effetto della temperatura sulla resistenza all'impatto (prova Izod e Sharp) [7]

1.2.6 Resistenza alle alte temperature

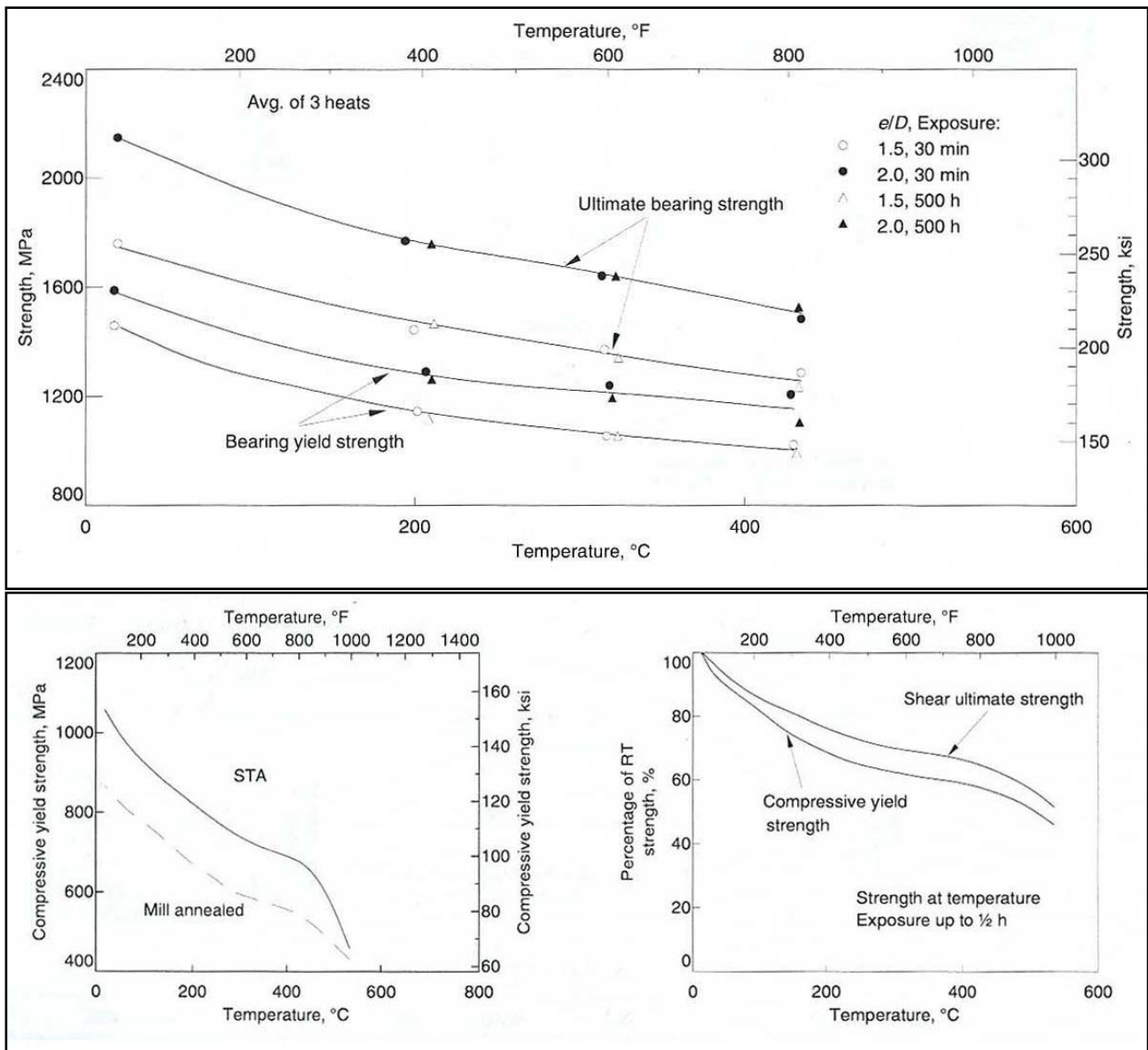
Essa viene verificata sulla base del comportamento della resistenza a trazione-compressione e della tenacità della lega Ti6Al4V all'aumentare della temperatura.

La lega mantiene buone caratteristiche meccaniche fino a temperature superiori ai 300-350°C.

Nella valutazione della resistenza alle alte temperature hanno molta importanza i trattamenti termici sul materiale.



Effetto della temperatura sulla resistenza a trazione [7]



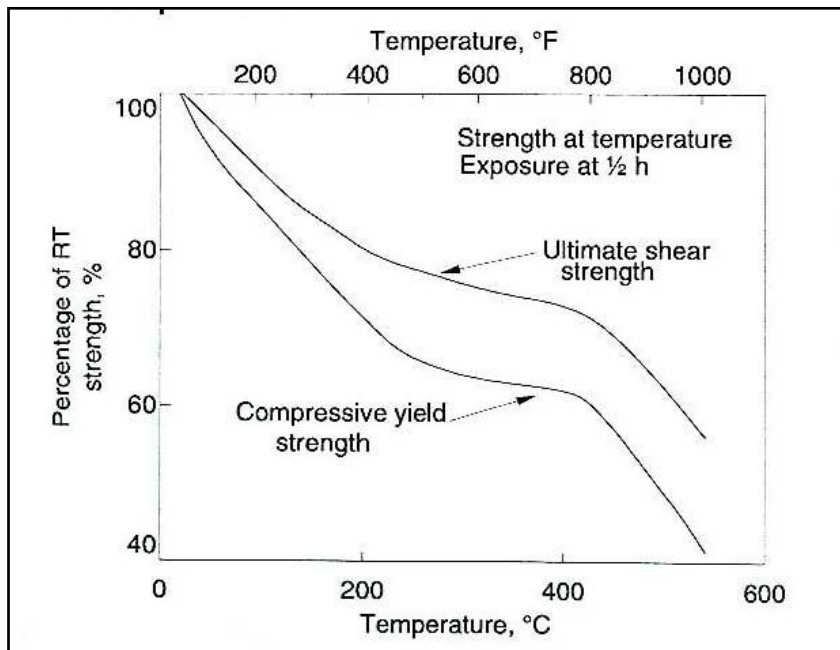
Effetto della temperatura sulla resistenza a rottura e snervamento in compressione[7]

Da questi grafici si può verificare che il tempo di permanenza alle alte temperature non influisce sul decadimento delle proprietà meccaniche[10].

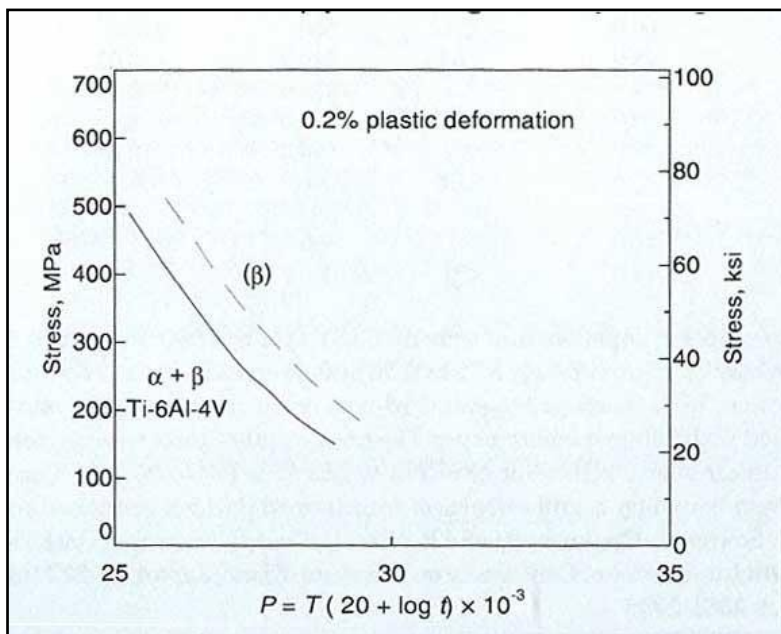
1.2.7 Resistenza a creep

L'elevata resistenza termica della lega Ti6Al4V determina anche un'ottima resistenza al creep, che consiste in una deformazione per scorrimento viscoso per carichi statici anche non elevati ad alte temperature, con conseguente graduale decadimento delle proprietà meccaniche.

Per migliorare la resistenza della lega a creep, occorre modificarne la microstruttura cristallina attraverso mirati processi di ricottura[10].



Effetto della temperatura sul comportamento a creep[7]

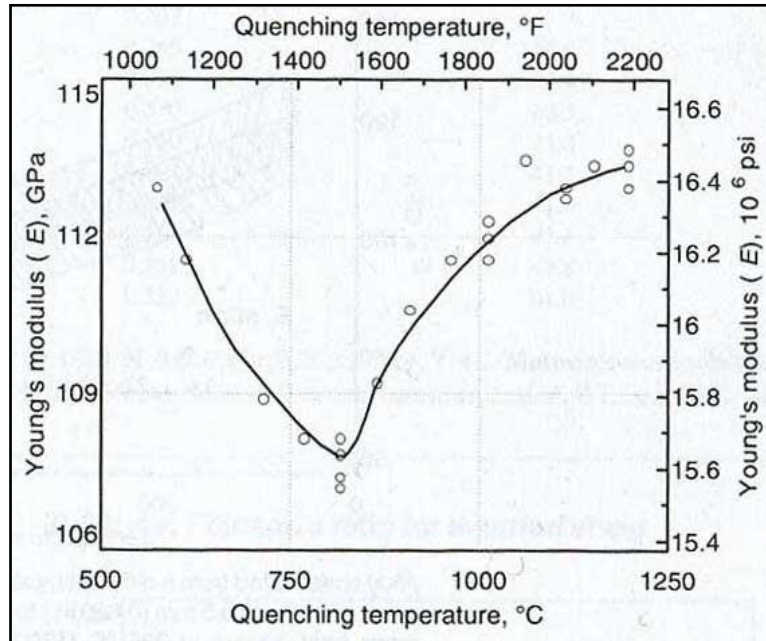


Effetto della microstruttura sul comportamento a creep[7]

1.2.8 Modulo di Young

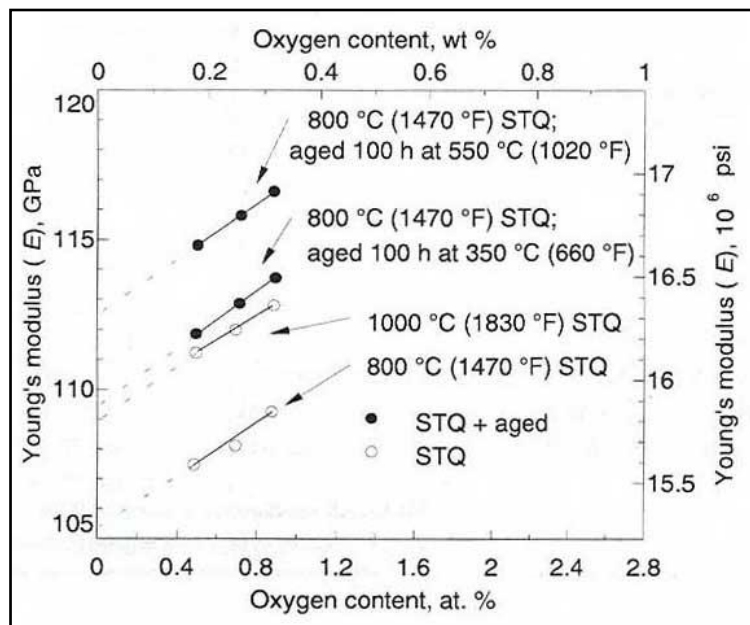
Esso è rappresentato con la lettera E, è definito come il rapporto tra tensione e deformazione ($E = \sigma/\epsilon$), ha le dimensioni di una tensione e si esprime in GPa.

Per la lega Ti6Al4V si riportano valori compresi tra i 100 ed i 130 GPa. Su questi valori influiscono fortemente il processo di formazione struttura cristallina ed i trattamenti termici (e la loro durata) subiti dal materiale.



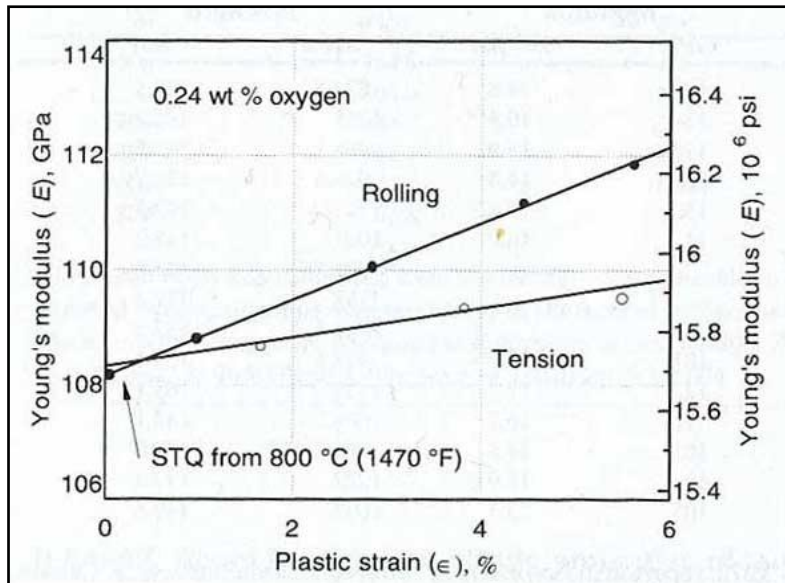
Effetto della temperatura di tempra sul modulo elastico[7]

Anche la presenza di impurità (non oltre il 3% normalmente) influisce sul comportamento della lega (l'ossigeno in particolare)

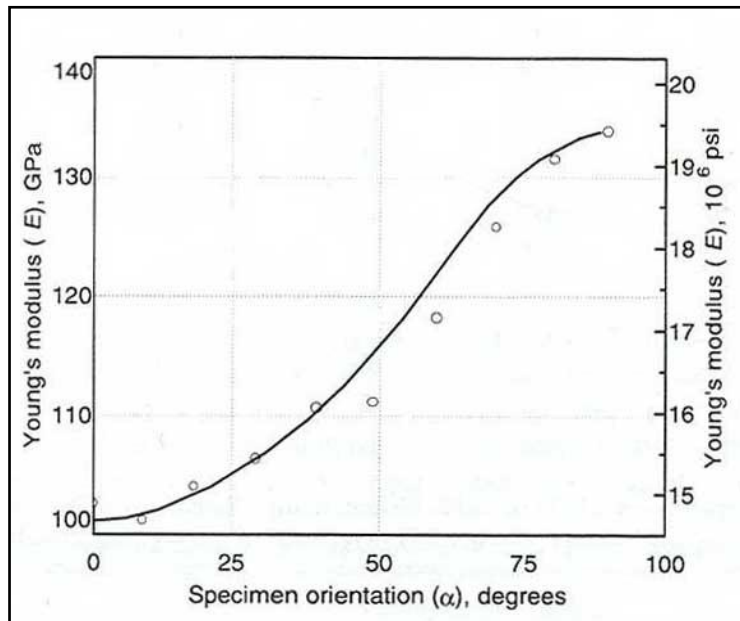


Effetto del contenuto di ossigeno sul modulo elastico[7]

Sottoponendo il materiale a deformazione plastica si può intervenire sul valore di E della lega, sia inducendo la formazione di martensite secondaria, sia inducendo nel materiale una fibratura orientata nella direzione desiderata.



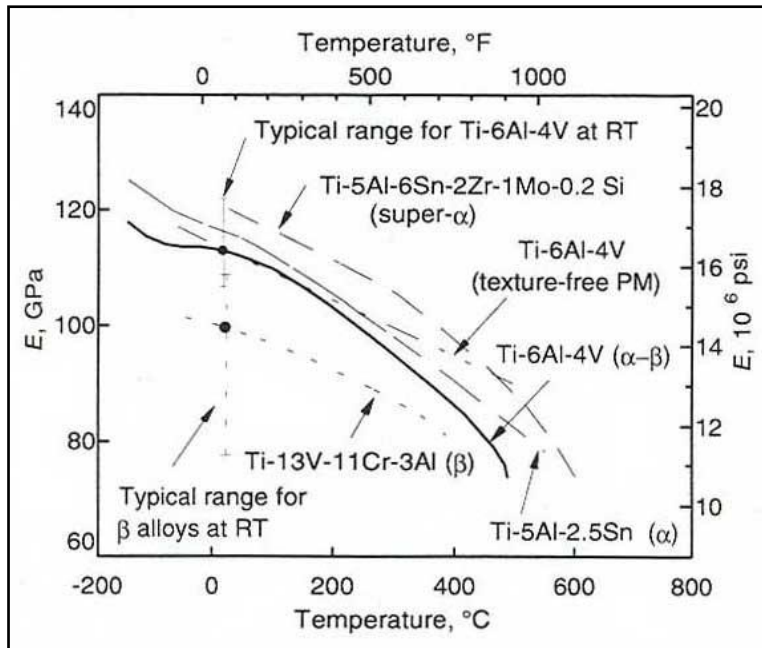
Effetto della deformazione plastica sul modulo elastico[7]



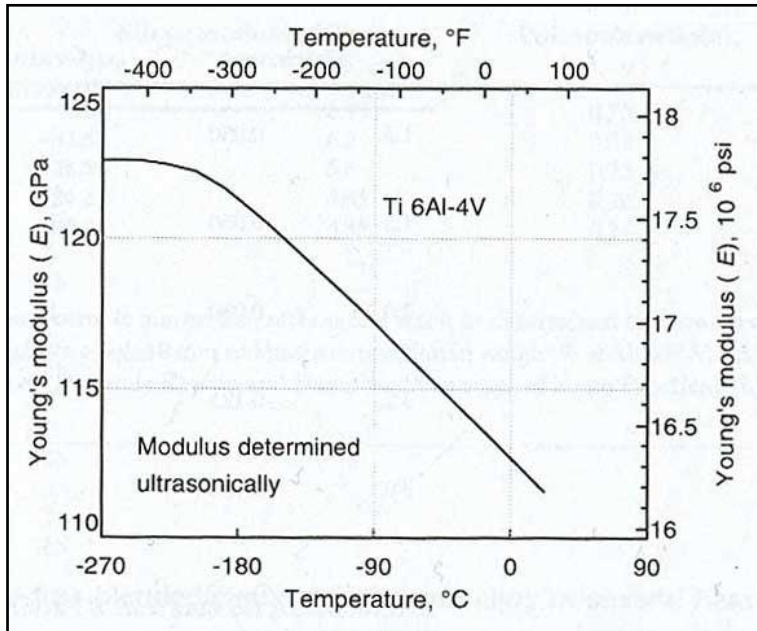
Effetto della fibratura indotta da deformazione plastica sul modulo elastico[7]

Ultima ma non meno importante dipendenza è quella dalla temperatura, all'aumentare della quale si assiste chiaramente ad una diminuzione del modulo elastico.

Per la lega in esame si parte da un valore medio di circa 115GPa a per arrivare a moduli paragonabili a quelli del vetro (70-80 GPa) a temperature dell'ordine dei 500°C, oltre i quali non ne è comunque previsto l'impiego se non per brevi istanti[10].



Effetto della temperatura sul modulo elastico[7]



Andamento del modulo elastico a temperature criogeniche[7]

1.2.9 Modulo elastico a compressione

Il modulo elastico a compressione rappresenta l'equivalente del modulo elastico di Young per stati di compressione. Valgono dunque tutte le considerazioni fatte per esso, eccezion fatta per i valori leggermente superiori. Ovvero la resistenza elastica alla deformazione da compressione è superiore a quella da deformazione[10].

1.2.10 Il coefficiente di Poisson

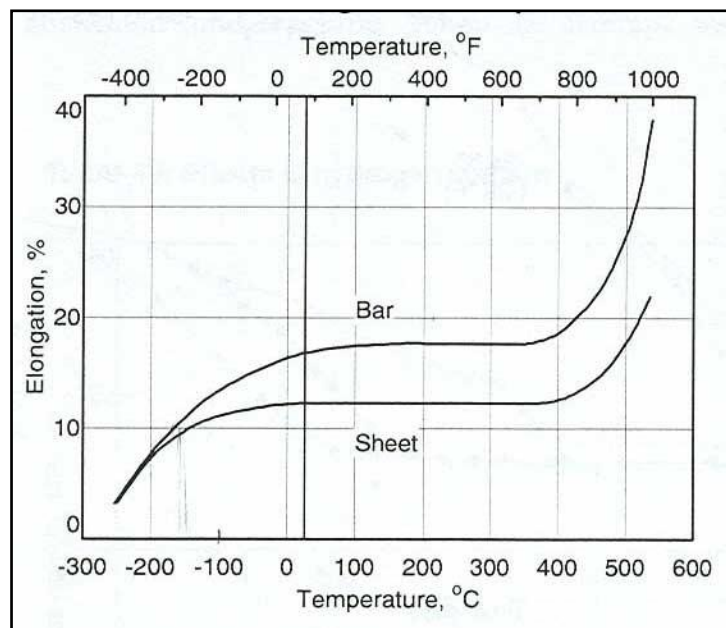
Esso è rappresentato dall'inverso del rapporto tra deformazione trasversale (rispetto allo sforzo) e deformazione longitudinale.

Nella lega Ti6Al4V dipende direttamente dalla presenza di fase martensitica ed ha valori compresi tra 0,26 e 0,35[10].

1.2.11 Deformazione a rottura

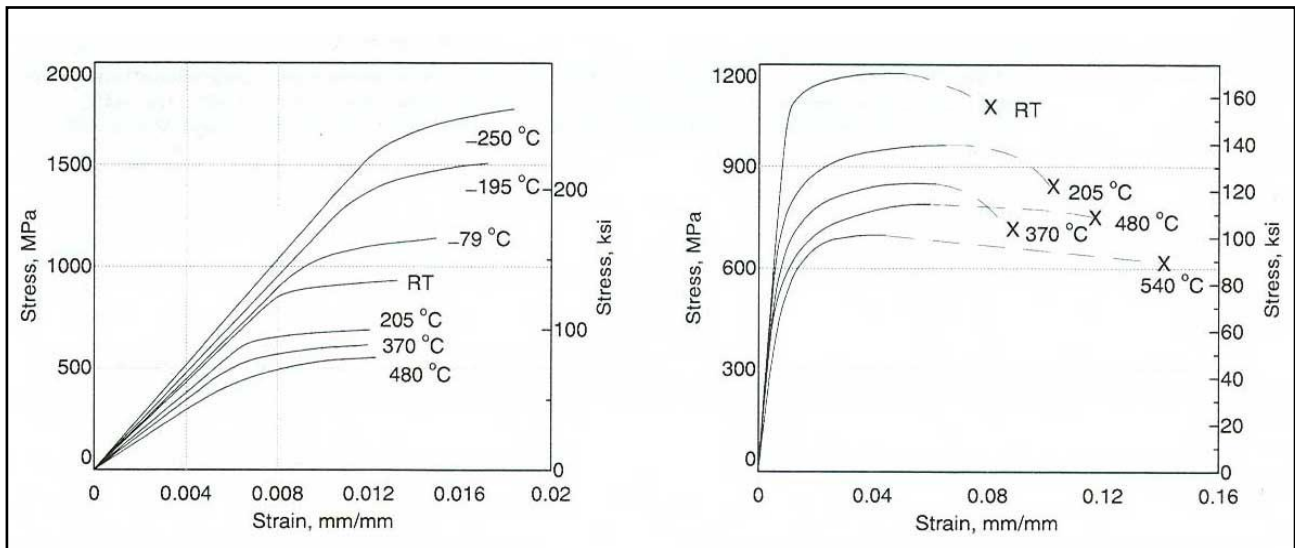
La lega Ti6Al4V presenta buone caratteristiche di duttilità con valori di deformazione a rottura a temperatura che possono arrivare fino al 15%. Questo valore cala al calare della temperatura a valori inferiori a 0°C, mantenendosi però superiore al 10% fino a 150°C.

Al crescere della temperatura il valore della deformazione resta costante fino a 400°C, oltre i quali la deformazione torna ad aumentare.



Effetto della temperatura sulla deformazione a rottura[7]

L'effetto dei trattamenti termici si evidenzia nel confronto tra trattamento di rinvenimento e di bonifica. Nel primo caso la lega risulterà molto più duttile, mentre nel secondo caso avremo un comportamento praticamente rigido (deformazione attorno all' 1%). Il trattamento di bonifica rende la lega capace di sopportare carichi maggiori, senza praticamente deformarsi, come possiamo notare dai grafici sottostanti[10].



Curve tensione/deformazione per campioni di Ti6Al4V sottoposti a trattamento di rinvenimento[7]

1.2.12 Conducibilità termica

Questa grandezza definisce il flusso di energia creato da un gradiente termico ed è generalmente espresso in $W/m^{\circ}K$ (o equivalente $W/m^{\circ}C$).

Attraverso questo parametro ed il suo andamento possiamo prevedere il comportamento del materiale in presenza di gradienti di temperatura ed elevati flussi di calore.

Il valore tipico della conducibilità termica della lega Ti6Al4V è di circa $7 W/m^{\circ}K$, con un comportamento quindi più freddo alle alte temperature rispetto all'acciaio (da $15 W/m^{\circ}K$ fino a $40 W/m^{\circ}K$ per gli acciai inox) ed alle leghe leggere ($12 \div 30 W/m^{\circ}K$ per le leghe alluminio e $16 W/m^{\circ}K$ per quelle di magnesio).

La conducibilità termica della lega ha un comportamento lineare, con un aumento pari a $1,1 \div 1,7$ punti per ogni $100^{\circ}C$ a seconda dello stato (ricotto o solubilizzazione/invecchiamento)[10].

| Ti-6Al-4V: Thermal conductivity | | | |
|--|-----------|---------------------|------------------------|
| Temperature | | Conductivity | |
| °C | °F | W/m · K | Btu/ft · h · °F |
| Mill annealed | | | |
| 20 | 68 | 6.6 | 3.8 |
| 93 | 200 | 7.3 | 4.2 |
| 205 | 400 | 9.1 | 5.3 |
| 315 | 600 | 10.6 | 6.1 |
| 425 | 800 | 12.6 | 7.3 |
| 540 | 1000 | 14.6 | 8.4 |
| 650 | 1200 | 17.5 | 10.1 |
| Solution treated and aged | | | |
| 20 | 68 | 6.8 | 3.9 |
| 93 | 200 | 7.5 | 4.3 |
| 205 | 400 | 8.5 | 4.9 |
| 425 | 800 | 10.9 | 6.3 |
| 540 | 1000 | 12.6 | 7.3 |
| 650 | 1200 | 14.1 | 8.1 |

Source: *Metals Handbook*, Vol 3, 9th ed

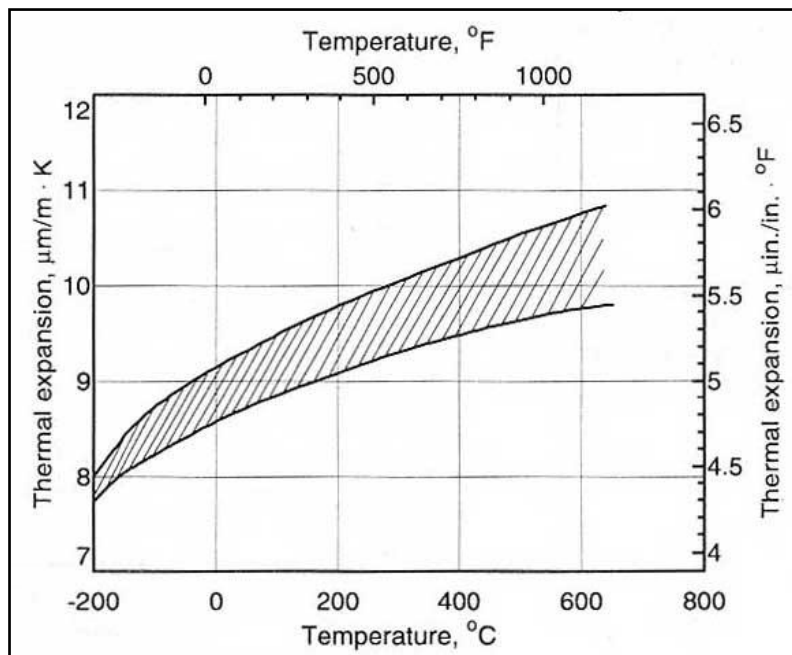
Conducibilità termica a diverse temperature per campioni di Ti6Al4V rinvenuti e bonificati[3]

1.2.13 coefficiente di dilatazione termica

Esso definisce la deformazione indotta da un gradiente termico unitario ed ha le dimensioni di un $^{\circ}\text{C}^{-1}$.

Il valore raggiunto da questa grandezza nella lega Ti6Al4V è di circa $8,6 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}^{-1}$ e risulta isotropa solo per elementi che non sono stati sottoposti a forti orientazioni nella struttura cristallina dovute a processi di deformazione plastica. Queste deformazioni possono infatti portare a differenze fino al 20% del valore di questo coefficiente tra le direzioni parallela e perpendicolare alla fibratura.

Il coefficiente di dilatazione termica cresce linearmente con la temperatura[10].



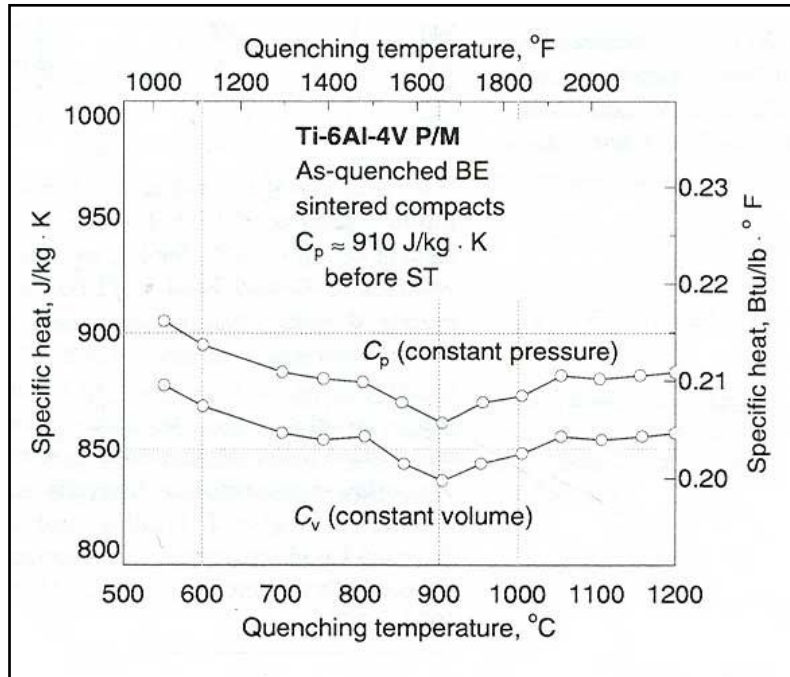
Effetto della temperatura sul coefficiente di dilatazione termica[7]

| Temperature interval | | Linear expansion coefficient | |
|----------------------|--------------------|------------------------------|----------------------------|
| $^{\circ}\text{C}$ | $^{\circ}\text{F}$ | $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ | $10^{-6}/^{\circ}\text{F}$ |
| 0-100 | 32-212 | 9.0 | 5.0 |
| 20-100 | 70-212 | 8.6 | 4.8 |
| 20-200 | 70-400 | 9.0 | 5.0 |
| 0-315 | 32-600 | 9.5 | 5.3 |
| 20-315 | 70-600 | 9.2 | 5.1 |
| 20-425 | 70-800 | 9.4 | 5.2 |
| 0-540 | 32-1000 | 10.1 | 5.6 |
| 20-540 | 70-1000 | 9.5 | 5.3 |
| 20-650 | 70-1200 | 9.7 | 5.4 |
| 0-650 | 0-1200 | 10.6 | 5.9 |
| 0-815 | 0-1500 | 11.0 | 6.1 |

Coefficiente di dilatazione termica lineare per diversi intervalli di temperatura[8]

1.2.14 Calore specifico

I valori di calore specifico a volume ed a pressione costante sono molto simili tra loro. La composizione ed i trattamenti termici hanno influenza limitata su questo parametro, mentre in figura possiamo osservare l'andamento dei valori di questa grandezza rispetto alla temperatura.



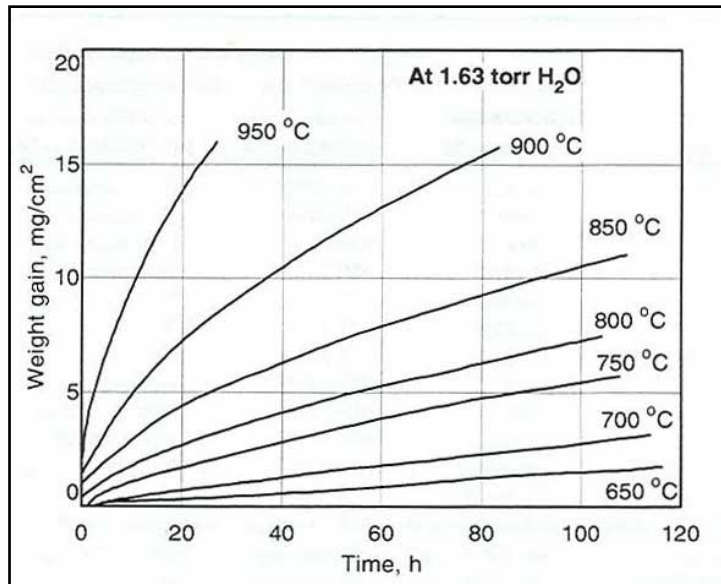
Effetto della temperatura di bonifica sul valore del calore specifico a pressione e volume costante[7]

Quando è noto l'andamento del calore specifico rispetto alla temperatura, si possono calcolare entropia ed entalpia tra valori della temperatura diversi ed effettuare bilanci termodinamici per poter delineare l'andamento dei trattamenti termici[10].

1.2.15 Resistenza a corrosione

La lega Ti6Al4V ha un'eccellente resistenza a corrosione, grazie alla sua capacità di passivarsi fornita dall'ossigeno presente nella lega. Esso è infatti fortemente reattivo e porta alla formazione di un sottile strato di ossido superficiale, che funge da scudo di protezione che ne impedisce una successiva ossidazione, ostacolando al tempo stesso l'ulteriore propagarsi dello strato di ossido.

Questa proprietà si mantiene anche in ambiente fortemente aggressivi (acqua marina, soluzioni a forte concentrazione di cloro) ed anche a temperature elevate. Solo oltre i 400°C (cioè sopra le normali temperature di utilizzo della lega) cominciano a mostrarsi i primi segni di cedimento dello strato di ossido protettivo[14].



effetto della temperatura sui fenomeni ossidativi[7]

In figura sono riportati gli andamenti di diverse curve di ossidazione a temperatura che oscilla tra i 650° ed i 950°C. E' evidente che per valori della temperatura inferiori ai 650°C il fenomeno praticamente è inesistente.

Questo rende il titanio e tutte le sue leghe particolarmente adatto ad essere utilizzato nella maggior parte delle applicazioni industriali.

Le proprietà di resistenza alla corrosione, anche a temperature elevate, possono essere ulteriormente migliorate attraverso un processo di anodizzazione[14][10].

| Medium | Concentration, wt% | Temperature, °F | Corrosion rate, mils/yr | Medium | Concentration, wt% | Temperature, °F | Corrosion rate, mils/yr |
|--|--------------------|-----------------|-------------------------|-----------------------|--------------------|-----------------|-------------------------|
| Acids | | | | | | | |
| Hydrochloric | 2 | 100 | nil-1.2 | Sulfuric-nitric | 10-90 | 160 | 19.0-23.0 |
| Hydrochloric | 5 | 100 | 2.4-7.2 | Acids (vapors) | | | |
| Hydrochloric | 10 | 100 | 20.0-24.0 | Hydrochloric | 37 | 100 | 328.0-408.0 |
| Hydrochloric | 30 | 100 | 208.0-253.0 | Nitric | 70 | 150 | nil |
| Nitric | 65 | Boiling | 3.0-5.0 | Nitric | 70 | 200 | 2.0 |
| Nitric (white fuming) | 90 | 180 | 6.0 | Sulfuric | 96 | 100 | nil |
| Phosphoric | 10 | Room | 0.8-2.0 | Sulfuric | 96 | 150 | nil |
| Phosphoric | 10 | 170 | 132.0 | Sulfuric | 96 | 200-300 | 0.4-0.6 |
| Phosphoric | 85 | Room | 16.0-24.0 | Alkalis | | | |
| Sulfuric | 2 | 100 | 15.6-21.6 | Sodium hydroxide | 25 | Boiling | 1.8-2.0 |
| Sulfuric | 10 | 100 | 38.4-39.6 | Chlorides | | | |
| Acids (inhibited) | | | | | | | |
| 5% HCl + 1% CuSO ₄ | ... | 100 | 0.6 | Aluminum chloride | 25 | Boiling | 780.0-840.0 |
| 5% HCl + 1% CrO ₃ | ... | 100 | nil | Barium chloride | 25 | Boiling | nil |
| 10% HCl + 1% CuSO ₄ | ... | 150 | 3.0 | Calcium chloride | 28 | 208 | 2.7-2.9 |
| 10% HCl + 5% CuSO ₄ | ... | 150 | 4.0 | Cupric chloride | 40 | Boiling | 0.2 |
| 10% HCl + 1% CrO ₃ | ... | 150 | nil-0.4 | Ferric chloride | 20 | Room | nil |
| 10% HCl + 5% CrO ₃ | ... | 150 | nil-0.2 | Ferric chloride | 30 | 200 | nil |
| Acids (mixed) | | | | | | | |
| Aqua regia (3 parts HCl, 1 part HNO ₃) | ... | Room | 2.0 | Magnesium chloride | 5 | Boiling | nil |
| Sulfuric-nitric | 90-10 | Room | 18.0 | Magnesium chloride | 20 | Boiling | nil |
| Sulfuric-nitric | 90-10 | 160 | 295.0-298.0 | Magnesium chloride | 40 | Boiling | nil |
| Sulfuric-nitric | 70-30 | Room | 22.0-25.0 | Mercuric chloride | Sat. | 200 | 4.0 |
| Sulfuric-nitric | 70-30 | 160 | 269.0 | Nickel chloride | 20 | 200 | nil |
| Sulfuric-nitric | 50-50 | Room | 20.0-25.0 | Seawater | ... | Room | nil |
| Sulfuric-nitric | 50-50 | 160 | 175.0-179.0 | Sodium chloride | 20 | Room | nil |
| Sulfuric-nitric | 30-70 | Room | 4.0 | Stannic chloride | 100 | Molten | nil |
| Sulfuric-nitric | 30-70 | 160 | 92.0-95.0 | Gases | | | |
| Sulfuric-nitric | 10-90 | Room | nil | Sulfur dioxide (dry) | ... | Room | nil |
| Organic chemicals: acids | | | | | | | |
| | | | | Formic | 50 | Boiling | 7.92 |
| | | | | Oxalic | 1 | Room | 12.0-13.0 |

BIBLIOGRAFIA:

- [1]-LIGHT ALLOY, METALLURGY OF THE LIGHT METALS, IJ Polmear, 1989;
- [2]-METALLURGIA, Walter Nicodemi, Masson, 1996;
- [3]-TITANIUM MATRIX COMPOSITIES, MECHANICAL BEHAVIOR; S.Mall, T.Nicholas Technomic Publication 1998;
- [4]-CATALOGO COMMERCIALE TIG, Titanium International Group Srl, BO;
- [5]-MECHANICAL METALLURGY, PRINCIPLES AND APPLICATION, Prentice-Hall, New jersey 1984;
- [6]-SMITHELLS METALS REFERENCE BOOK, DESK EDITION, American Society for Metals 1985;
- [7]-METALS HANDBOOK, DESK EDITION, A COMPREHENSIVE COMPENDIUM OF EVALUATED CONSTITUTIONAL DATE AND PHASE DIAGRAMS, G.Petzow and G. Effemberg, 1993;
- [8]-TOOL MATERIALS, ASM Specialty Handbook, 1995;
- [9]-SAE Technical Papers: Development of surface treatment and application to mass-production of titanium Connecting rods; Yoshitoshi Hagiwara and Kyo Takahashi Asaka Center and Honda R&D Co., Ltd.
- [10]-TITANIO E SUO IMPIEGO NEL SETTORE MOTOCICLISTICO "STATO DELL'ARTE IN ITALIA" Prof. Diego Colombo,
<http://www.ing.unitn.it/~colombo/MOTOTITANIO/TitanioMOTO.htm#legaTi6Al4V>
- [11]-ALLOYS OF TITANIUM Ti6Al4V <http://www.crptechnology.com/sito/en/materials/ti-6al4v-titanium-alloy.html>
- [12]-TITANIUM Ti6Al4V(Grade 5), Annealed AMS 4928 AMS 4911
http://www.crptechnology.com/sito/images/PDF/Titanio_da_lavorazione.pdf
- [13]-TITANIUM ALLOYS – Ti6Al4V Grade 5 <http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=1547>
- [14]- TECHNICAL DATASHEET- TITANIUM ALLOYS Ti6Al4V
<http://cartech.ides.com/datasheet.aspx?i=101&E=269>

Capitolo 2

Shot peening - la pallinatura controllata

§ 2.1 La pallinatura controllata-introduzione

Le conoscenze sulle rotture per fatica di particolari meccanici in materiale metallico sono relativamente recenti. Questi cedimenti avvengono normalmente per carichi modesti, inferiori allo snervamento del materiale, dopo un periodo d'uso di molti cicli. Le rotture per fatica generalmente si innescano sulla superficie nei punti di tensione massima di trazione. Trattamenti termici e lavorazioni meccaniche come l'asportazione di truciolo, la saldatura e la rettifica possono indurre tensioni di trazione che si sommano alle tensioni di servizio. Una volta innescata, la cricca si propaga fino alla rottura, in genere di tipo fragile. Lo shot-peening è un processo di lavorazione a freddo che consiste nel colpire la superficie di un particolare in materiale metallico con un getto perfettamente controllato ad alta velocità di microsfero oppure di cilindretti ottenuti tagliando un filo (chiamati cut-wire). L'impatto causa la plasticizzazione degli strati superficiali inducendo, per equilibrio, tensioni residue di compressione. Le tensioni residue di compressione introdotte dallo shot-peening esercitano un'azione benefica sulla durata del particolare rallentando o impedendo la formazione di cricche[6].

Ogni componente, strutturale o meccanico che sia, deve essere progettato e soprattutto lavorato solo da strutture competenti e sottoposto a severi controlli di qualità. In questo settore ogni componente meccanico è altamente sollecitato agli effetti raggruppati nel termine "fatica". Impiegare il trattamento di shot-peening è praticamente indispensabile. Non sarebbe altrimenti possibile raggiungere né l'affidabilità né le attuali prestazioni[1][9].

§ 2.2 La fatica-meccanismo di enucleazione e propagazione del difetto

Prima di cominciare a studiare lo shot-peening ed i suoi effetti, introduciamo il concetto di fatica, il suo comportamento e le sue conseguenze.

Un componente meccanico, durante il suo funzionamento, è normalmente soggetto a molteplici sollecitazioni variabili con il tempo. L'insieme di queste sollecitazioni vengono riassunte con il termine "fatica". Dunque con questo termine si intendono tutte quelle sollecitazioni variabili con il tempo a cui un componente meccanico è soggetto durante il funzionamento. Nella definizione di fatica quindi si raggruppano in un unico termine fenomeni come la fatica meccanica, quella termica, il pitting, il fretting, lo scoring ecc. Il fenomeno che tende ad accomunare le rotture per fatica è l'entità del carico che normalmente risulta essere decisamente inferiore allo snervamento del materiale. Le rotture per fatica infatti avvengono per carichi modesti dopo un periodo di uso, generalmente, di molti cicli.

Come noto, il meccanismo della rottura per fatica di un componente meccanico in materiale metallico prende vita dagli inevitabili difetti come vacanze, dislocazioni o fessurazioni del materiale di cui esso è costituito. I materiali metallici sono generalmente policristallini e cioè sono costituiti da un elevato numero di cristalli o grani, ciascuno con proprie caratteristiche e proprietà meccaniche individuali. I difetti del materiale alterano le originarie proprietà del cristallo e aumentano soprattutto la possibilità di scorrimento reciproco dei piani atomici. Secondo fonti autorevoli come il Fuchs[6][10], i primi scorrimenti avvengono in quei grani che hanno i piani

reticolari orientati secondo la direzione della massima tensione tangenziale applicata. In un secondo tempo si verificano gli scorrimenti più difficoltosi e così via.

Gli scorrimenti, che avvengono sia sotto carichi statici sia sotto carichi ciclici, producono una progressiva alterazione della superficie dando vita a delle vere e proprie bande di intrusione ed estrusione come viene rappresentato nella Fig.1.

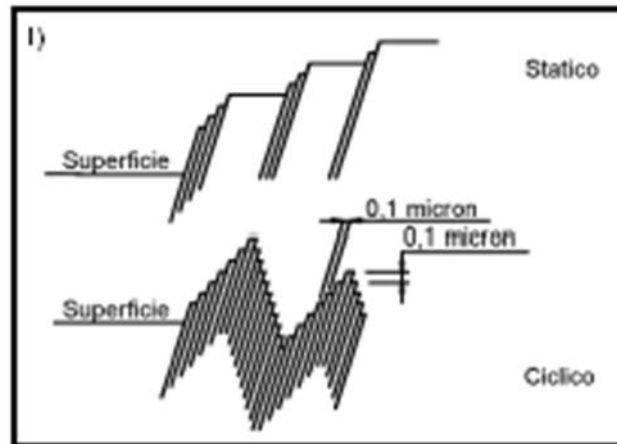


Fig 1: alterazione della superficie causate dagli scorrimenti

Queste bande formano dei notevoli fenomeni di concentrazione delle tensioni. In questo modo si crea una micro-cricca che all' inizio è governata dalle tensioni tangenziali. Ad una profondità di qualche grano la cricca devia e si propaga a zig-zag ma tendenzialmente in direzione perpendicolare alla massima tensione normale.

La micro-cricca procede, sotto il carico ciclico, dapprima lentamente poi sempre più velocemente. Se la zona si trova sempre in trazione si possono notare le "beach marks", comunemente dette "spiaggette" o "linee di spiaggia", che sono le striature lasciate dalla cricca nell' avanzamento. La cricca procede fino a che la sezione utile non diventa eccessivamente ridotta rispetto al carico esterno; a quel punto si produce una rottura di schianto di tipo fragile[2][9].

§ 2.3 Lo shot-peening: la "pallinatura controllata"

2.3.1 Il processo

Esistono diverse tecniche per migliorare la resistenza dei pezzi meccanici nei confronti della sollecitazione a fatica con conseguente aumento della vita dei componenti. Il principio fondamentale della pallinatura consiste nel generare sulla superficie degli stessi, uno sforzo residuo di compressione; infatti le rotture per fatica hanno origine proprio sulla superficie dei pezzi. In questo modo negli strati superficiali la trazione generata dai carichi esterni venga ridotta, sovrapponendole uno strato di compressione "artificiale" generato non già da carichi esterni quanto piuttosto dal trattamento stesso. La somma di trazione e compressione fornisce come risultato uno stato di sforzo superficiale più favorevole[1][9].

Questo tipo di lavorazione crea una superficie forte ovvero quella che possiede caratteristiche meccaniche superiori rispetto al nucleo in quanto sede di sforzi di compressione che ostacolano la propagazione delle microcricche di fatica.

Tra i trattamenti superficiali, la pallinatura controllata è spesso utilizzata (in particolar modo nell'industria automobilistica e in quella aeronautica) per incrementare la resistenza a fatica e la

durezza superficiale delle macchine e degli elementi strutturali ed è a volte preferibile ai più tradizionali trattamenti termochimici per la maggiore versatilità, il migliore impatto ambientale e il costo relativamente limitato.

La pallinatura poi, migliora la distribuzione delle tensioni superficiali eventualmente turbate da lavorazioni meccaniche o da trattamenti termici e attenua notevolmente la concentrazione degli sforzi provocati da intagli, filettature e decarburazioni superficiali.

Altri benefici sono la maggior resistenza a stress-corrosion, la diminuzione di porosità e infine la superficie in virtù delle fossette superficiali (dimple) (Fig. 2) riesce a trattenere in maniera efficace eventuali oli o grassi per lubrificazione.

Il trattamento di pallinatura consiste nel bombardare la superficie dei pezzi con sfere di acciaio, ceramica o vetro (il pezzo viene sottoposto all'azione di un flusso di sfere di diverso diametro) al fine di plasticizzare gli strati superficiali di materiale dell'elemento meccanico, inducendo così tensioni residue di compressione e incrudendo la superficie stessa (Fig.2)[5].

Si attribuisce proprio al campo di tensioni residue sotto pelle e in minor misura all'incrudimento provocato dalla deformazione plastica, il miglioramento della resistenza a fatica in quanto questo previene la nucleazione e inibisce la propagazione di cricche di fatica.

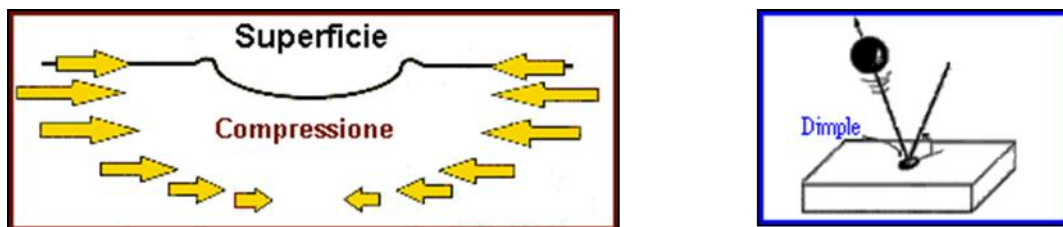


Fig. 2: stato di compressione e dimple creato da pallino[5]

Tutti i meccanismi di trattamento superficiale portano ad aumentare la rugosità del pezzo trattato, a incrementare la densità di dislocazioni vicino alla superficie (incrudimento) e alla creazione di uno sforzo residuo macroscopico (macrostress).

Come si può vedere in tabella 1, un'alta rugosità accelera la nucleazione della cricca e non ha effetti sulla propagazione; l'incrudimento ritarda la nucleazione ma accelera la propagazione; infine lo sforzo residuo di compressione ha un piccolo effetto sulla nucleazione e una drastica influenza sulla propagazione[6][9].

| | Nucleazione cricca | Propagazione cricca |
|--------------------------------|---------------------------|----------------------------|
| Rugosità superficiale | Accelera | Nessun effetto |
| Incrudimento | Ritarda | Accelera |
| Sforzo residuo di compressione | Piccolo effetto | Ritarda |
| | | |

Tabella 1 Effetti di alcuni parametri sulla nascita e propagazione della cricca[6]

2.3.2 Benefici ottenibili

La pallinatura controllata è un trattamento atto a migliorare la resistenza a fatica di componenti meccanici in materiale metallico. Non deve essere confuso con la pallinatura convenzionale che, al contrario, è un trattamento di pulizia di superfici.

La pallinatura controllata può raggiungere notevoli profondità di penetrazione ed è spesso impiegato per ritardare od eliminare la formazione di cricche di fatica. In ambienti aeronautici viene impiegato anche prima dei rivestimenti galvanici per eliminare l'infragilimento derivante dalla deposizione dello strato.

Possono essere trattati con efficacia tutti i materiali metallici come acciaio bonificato, acciaio cementato, acciaio nitrurato, leghe leggere in genere ed in particolare ergal, titanio in tutti gli stati di trattamento termico, leghe di magnesio, leghe di boro, leghe o superleghe a base nichel, inconel, maraging, compositi a matrice metallica etc.

Gli incrementi di resistenza che si possono ottenere sono molto spesso davvero rilevanti. Essi dipendono oltre che dalle caratteristiche del trattamento anche dallo stato superficiale del pezzo e dalle condizioni di carico. La tabella 2 mostra alcuni dei risultati più comuni.

| <i>STATO SUPERFICIALE prima della pallinatura</i> | <i>AUMENTO DELLA RESISTENZA limite di fatica</i> |
|---|--|
| <i>superfici lisce</i> | <i>10 - 20 %</i> |
| <i>superfici grezze o con difetti</i> | <i>50 - 70 %</i> |
| <i>superfici con effetto d' intaglio</i> | <i>scompare l' effetto d' intaglio</i> |

Tabella2:incrementi di resistenza ottenibili[6]

Il trattamento permette di prolungare la durata di esercizio del particolare, aumentare livelli di carico in funzionamento, ridurre peso ed ingombri, impiegare materiali di elevata resistenza ma considerati troppo sensibili all'intaglio, in certi casi migliorare le condizioni di lubrificazione e a volte evitare costose riprogettazioni[6][9].

2.3.3 Macchine per pallinare

La pallinatrice è una macchina che spara delle sfere di vetro o acciaio (a velocità tra 100÷1000 m/s) tramite aria compressa o utilizzando la forza centrifuga. La macchina deve essere in grado, per mantenere costante l'intensità di pallinatura ed impedire il danneggiamento del materiale da pallinare (scalfitture), anche di rimuovere continuamente gli shot frantumati, usurati e la polvere che si crea durante il processo.

Per garantire un risultato ottimale, la superficie del pezzo da trattare deve essere pulita, cioè priva di polvere, ruggine, sabbia, grasso e olio.

Ci sono due modi per pallinare un pezzo: il metodo a secco e quello bagnato (Fig.3). In quello bagnato gli shot colpiscono la superficie attraverso un sottile film di olio. Nel metodo a secco la rugosità $R_a = 2.5-5.0 \mu\text{m}$ e la profondità dello strato incrudito può arrivare fino a 1.5 mm, mentre in quello bagnato $R_a = 0.16-1.25 \mu\text{m}$ e profondità 0.1 μm , con distribuzione uniforme dello stress. Questo secondo metodo è da preferire come operazione di rifinitura.

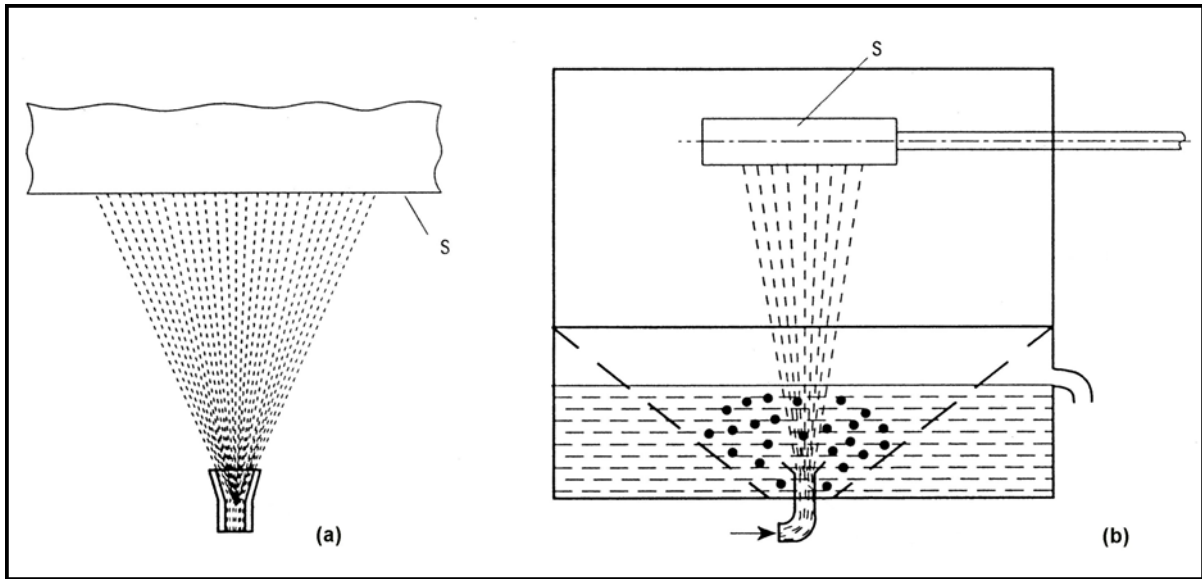


Fig. 3: Macchine ad aria compressa-a) a secco b) a bagnato[6]

In Fig.4 è rappresentata una macchina ad azione centrifuga a secco: i pallini sono raccolti nella zona 1, da qui vengono trasportati tramite nastro 2 nel serbatoio 3. Dopo essere entrati nel rotore 4 vengono sparati contro il pezzo S da trattare.

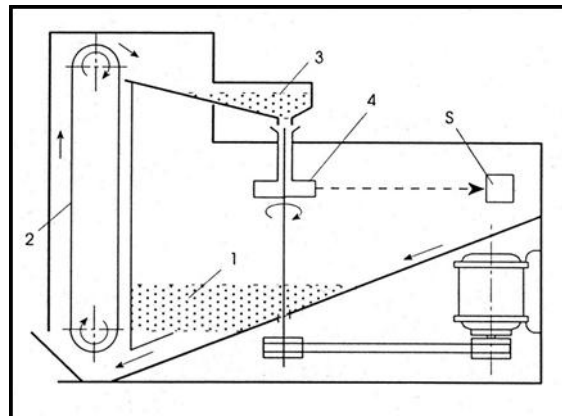


Fig.4: Macchina centrifuga a secco[6]

Il trattamento di shot peening è sempre l'ultima operazione da farsi, ovviamente mascherando zone e precedenti lavorazioni, che non debbono venire danneggiate dal bombardamento. Una leggera lappatura risulta però conveniente in quanto consente di aumentare ulteriormente la resistenza a fatica dei pezzi[6][9].



Fig.5 Getti di una pallinatrice[7]

2.3.4 Parametri per pallinare

Si è finora parlato di pallinatura senza meglio specificare. In realtà per garantire la ripetibilità e la costanza dei risultati è necessario che il processo avvenga in condizioni ben definite, controllando numerosi parametri. Dunque non bisogna confondere la pallinatura controllata (shot peening), con la semplice pallinatura (shot blasting). Con questo si vuole sottolineare il salto qualitativo notevole che si introduce grazie a un rigoroso controllo dei parametri: la possibilità di ottenere risultati ripetibili e costanti dal trattamento.

L'efficienza è in stretta relazione a diversi fattori quali:

- durata del processo (copertura)
- velocità di lancio della graniglia
- distanza del pezzo dal sistema di proiezione
- angolo di impatto
- uniformità della graniglia
- portata costante della stessa
- diametro, durezza e massa della graniglia
- numero e diametro dei getti

La dimensione dei pallini, le caratteristiche del materiale di cui sono fatti e la velocità, sono parametri che determinano l'energia cinetica d'impatto:

$$E = \left(\frac{\pi * \gamma * D^3 * V^2}{12g} \right)$$

dove D è il diametro dello shot, γ il peso specifico, V la velocità e g la costante di gravità[6][8].

2.3.5 Copertura

La copertura è un parametro che misura l'estensione dell'area colpita dalla miriade di proiettili che vanno ad urtare contro l'area stessa, è il rapporto percentuale tra la superficie realmente improntata dai pallini e la superficie totale da pallinare.

Il controllo della copertura si effettua in corrispondenza dei punti critici, in relazione all'impiego del pezzo pallinato mediante osservazione con ingrandimento di 50X della superficie pallinata.

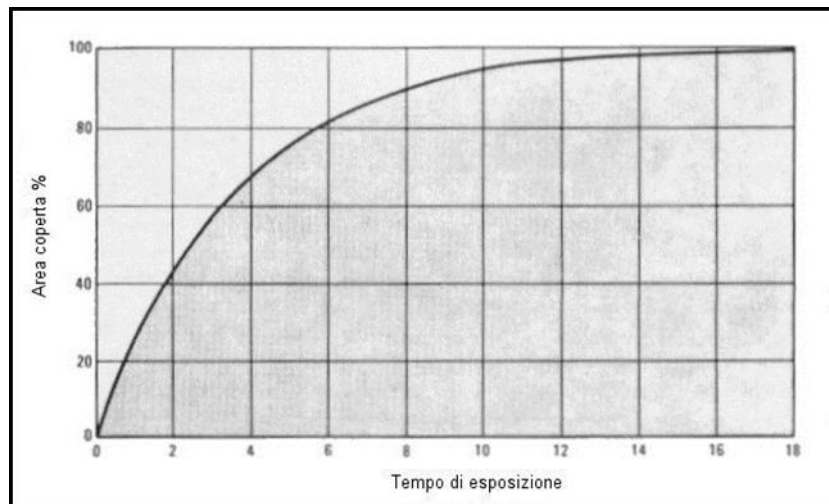
È fondamentale ottenere coperture prossime al 100%, o saturazione, affinché si possano rilevare miglioramenti nella vita a fatica di un componente.

Esiste una relazione che lega la copertura alla durata del trattamento. Tale relazione è espressa dalla equazione seguente:

$$C_n = 1 - (1 - C_1)^n$$

Dove C_1 è la copertura percentuale dopo un ciclo di trattamento, C_n è la copertura percentuale dopo n cicli.

Si ritiene normalmente adeguata una copertura di circa il 98%, mentre al di sotto di questo valore la pallinatura è generalmente considerata inefficace (UNI 5394-72).



Percentuale di area coperta in funzione del tempo di esposizione[1]

Le immagini che seguono (Fig.6-7) mostrano esempi di superfici non perfettamente coperte e superfici correttamente coperte[6][9].

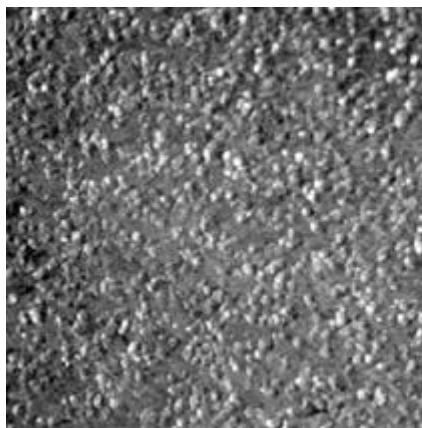


Fig.6 Superficie non totalmente coperta[7]

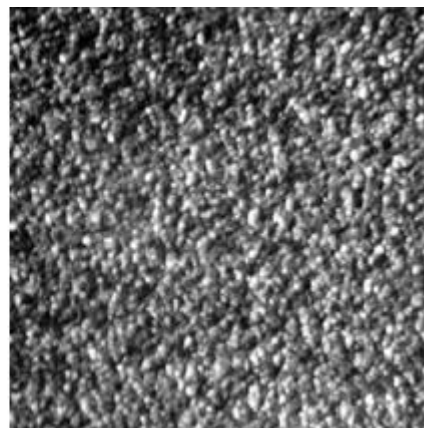


Fig.7 Superficie totalmente coperta[7]

2.3.6 Intensità di pallinatura

L'intensità è un parametro funzione della velocità, durezza, dimensioni e peso dei proiettili e dell'angolo che forma la superficie pallinata con il flusso di proiettili incidenti. È la caratteristica utilizzata per valutare l'effetto del trattamento, essa viene prescritta in base alla natura del pezzo da trattare ed ai requisiti ad esso richiesti. Le misure di intensità vengono condotte su una sottile lamina ottenuta da nastro di acciaio C 70 (UNI 3545-68) lamina a freddo, temprato e rinvenuto con durezza HRC di 44-45, chiamata Almen, che viene vincolata ed esposta ad un flusso di proiettili per un tempo necessario per arrivare a saturazione. Quando il campione viene rimosso dal vincolo, esso è deformato ed incurvato per effetto delle deformazioni plastiche superficiali. La curvatura assunta dalla lamina in acciaio è una misura dell'intensità Almen, che viene espressa come freccia dell'arco che tale lamina forma.

Si assume come valore dell'intensità di pallinatura caratteristica del getto quello corrispondente alla freccia f_i definita dalla relazione:

$$\Delta f_i = f_j - f_i = 10\% f_i$$

dove f_j è il valore ottenibile raddoppiando il tempo di esposizione ($t_j = 2t_i$, vedere Fig. 8). In pratica si ritiene che la freccia f_i ricada immediatamente al di sopra del ginocchio della curva. Per la buona efficacia e riproducibilità della pallinatura i pezzi devono essere sottoposti a tale operazione per un tempo almeno uguale a quello necessario per realizzare l'intensità caratteristica sopra definita.

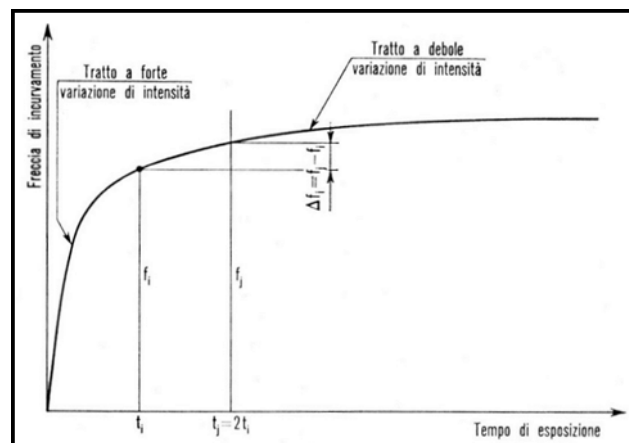


Fig.8: Intensità di pallinatura caratteristica del getto[6]

Per la misurazione della freccia d'incurvamento deve essere usato un comparatore come in Fig. 9. La provetta Almen deve essere disposta in modo che il palpatore del comparatore appoggi sulla superficie che non è stata pallinata. Il comparatore viene azzerato appoggiando il dispositivo su una superficie piana. La risoluzione del comparatore deve essere tale da poter apprezzare i valori di freccia dalla provetta senza che l'errore sperimentale influisca significativamente sui risultati della lettura[6][9].

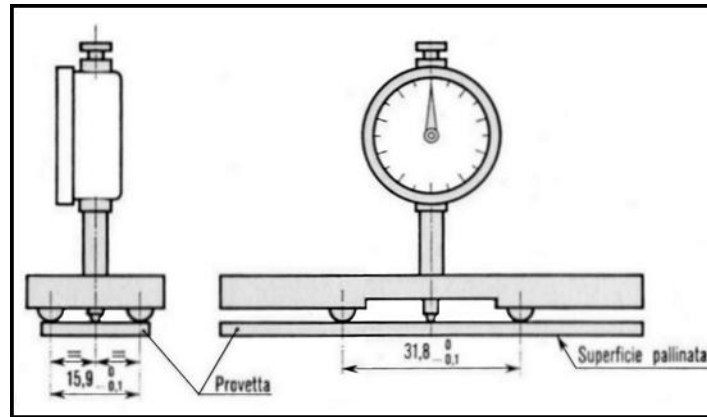


Fig. 9: Comparatore[6]

2.3.7 Pallini o shot

Dimensioni e tipo di pallini hanno una notevole influenza sull'intensità. Si usano di regola pallini sferici di ghisa, acciaio, vetro o ceramica. Questi ultimi vengono generalmente utilizzati per pallinare le leghe non ferrose, quali quelle di titanio, alluminio, magnesio ed altre leghe che potrebbero essere contaminate dai pallini in acciaio. Vengono anche utilizzati cilindretti di acciaio ottenuti, di solito, per taglio da filo, aventi lunghezza circa uguale al diametro e spigoli arrotondati (l'arrotondamento viene in pratica ottenuto mediante un uso precedente dei cilindretti, per esempio utilizzandoli per operazioni di pulitura in sabbatrice).

Come parametro dimensionale caratteristico del pallino si assume abitualmente il diametro, poiché in pratica non si può disporre di pallini perfettamente uguali fra di loro, si assume come diametro rappresentativo quello di maggior frequenza.

La scelta del diametro dei pallini deve essere fatta in base ai seguenti fattori:

- profilo del particolare.
- dimensioni dei raccordi od eventuali rigature (piccoli pallini possono entrare in piccoli raccordi, ecc.).
- rugosità finale tollerata.
- effetto abrasivo tollerato.

I pallini sono disponibili in un ampio intervallo di diametri ed hanno una durezza che può andare dai 46÷50 HRC per quelli in vetro, dai 50÷60 HRC per quelli in acciaio.

La composizione chimica e la struttura metallografica consigliate per i materiali dei pallini sono indicate nella *tabella* seguente[6][9].

| Materiale | Composizione chimica | Struttura |
|-----------|--------------------------------|--|
| Ghisa | $C \cong 3.5$; $Si \cong 1.5$ | Tipica della ghisa bianca |
| Acciaio | $C \geq 0.45$ | Martensite rinvenuta, bainite, sorbite |
| Vetro | SiO_2 combinato ≥ 60 | Amorfa |

Tabella 3: Composizione dei pallini[6]

2.3.8 Il controllo del pallino

E' immediatamente comprensibile che la forma del pallino debba necessariamente essere sferica. Pallini non sferici potrebbero danneggiare la superficie e favorire inneschi di rottura.

Si rende indispensabile perciò predisporre la macchina pallinatrice con appositi dispositivi che tengano sotto controllo la geometria dei pallini e provvedano ad allontanare quelli rotti o deformati. Un'ulteriore apparecchiatura deve anche assicurare che le dimensioni del pallino si mantengano entro il range dimensionale previsto. Le immagini che seguono (Fig.10-11) mostrano pallini in buone condizioni e pallini scartati dai dispositivi di separazione/calibrazione[6][9].

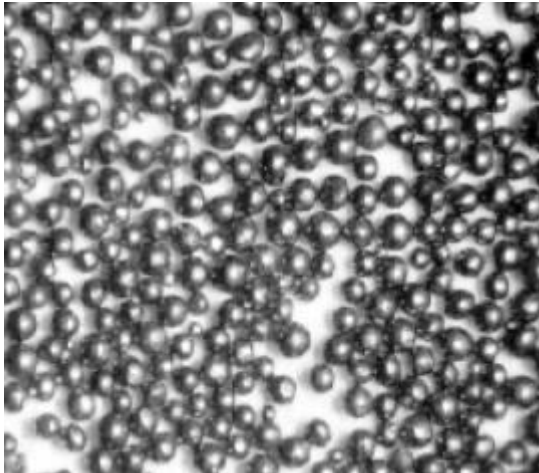


Fig. 10: Pallini in buone condizioni [8]

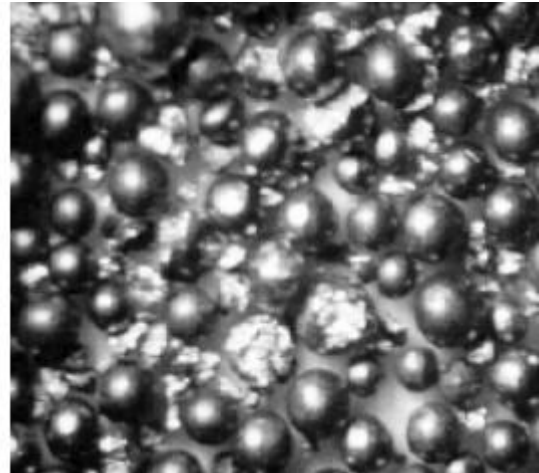


Fig. 11: Pallini in condizioni non accettabili[8]

2.3.9 Angolo d'impatto

L'angolo con cui i pallini vanno ad impattare sul pezzo può variare da 90° a 0°; la condizione di massima intensità si avrà con 90°, diminuendo con l'ampiezza, l'intensità varierà con il seno dell'angolo di incidenza[6][9].

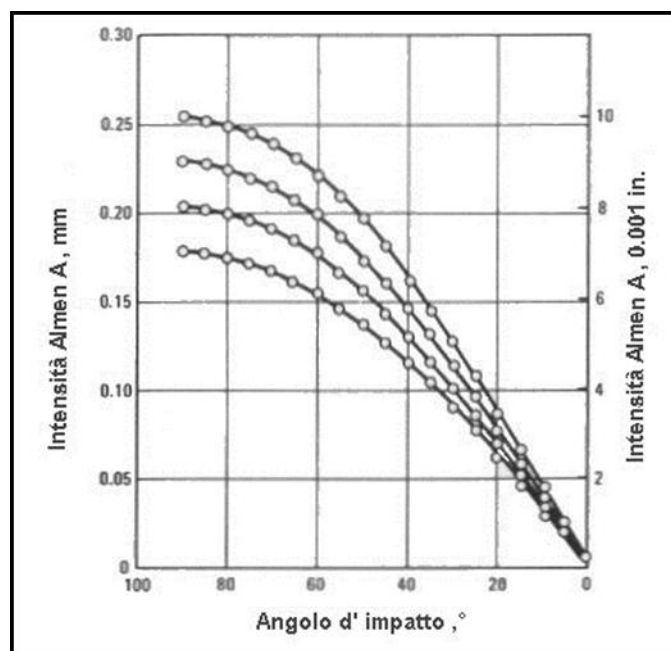


Fig. 12: Intensità di pallinatura in funzione dell'angolo d'impatto[6]

2.3.10 Rugosità superficiale

È quella che risulta sul pezzo pallinato secondo la definizione della (UNI 3963); rimanendo costante la natura del materiale pallinato e le caratteristiche operative, essa dipende quasi esclusivamente dalla forma e dalla dimensione dei pallini (Fig.12).

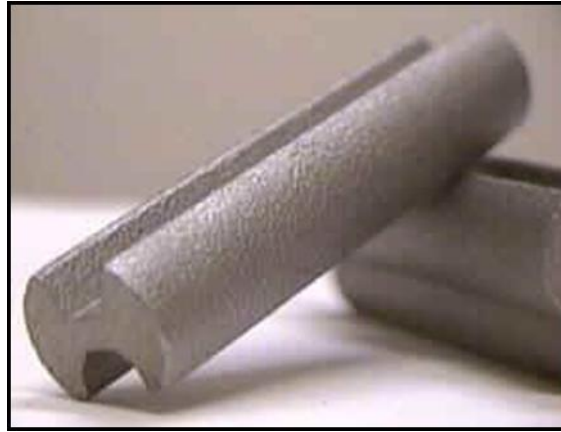


Fig.12 Superficie pallinata[7]

Alcuni studi hanno dimostrato che quando una sfera di raggio R Fig. 13 va a impattare contro il pezzo, la relazione che lega la profondità H_p di zona plastica causata dalla sfera e la profondità Z di indentazione è la seguente:

$$\frac{H_p}{R} = k \times \left(\frac{Z}{R}\right)^{\frac{1}{2}}$$

con K =costante[6].

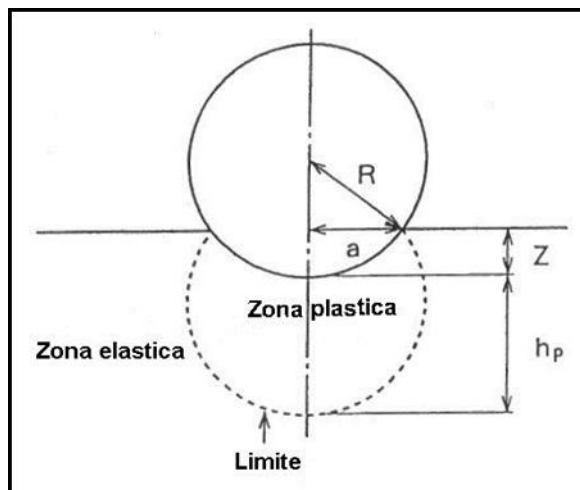


Fig.13: Schema zona elastica-plastica[6]

Un ulteriore effetto della pallinatura è la formazione di piccoli difetti superficiali cui si associa un aumento di rugosità.

Questi effetti macroscopici sono la conseguenza di cambiamenti microstrutturali, tali da produrre un aumento di densità di dislocazioni e un'alta deformazione dei grani cristallini. Come si vede in Fig.14, sul pezzo pallinato si creano tre zone ben distinguibili: la zona 1 prossima alla superficie, dove abbiamo una intensa deformazione plastica e il numero di dislocazioni è molto elevato, mentre nella zona 2 il materiale mostra una morfologia dove i grani seppur leggermente distorti, sono chiaramente distinguibili e infine, la zona più interna, corrispondente al materiale vergine[6].

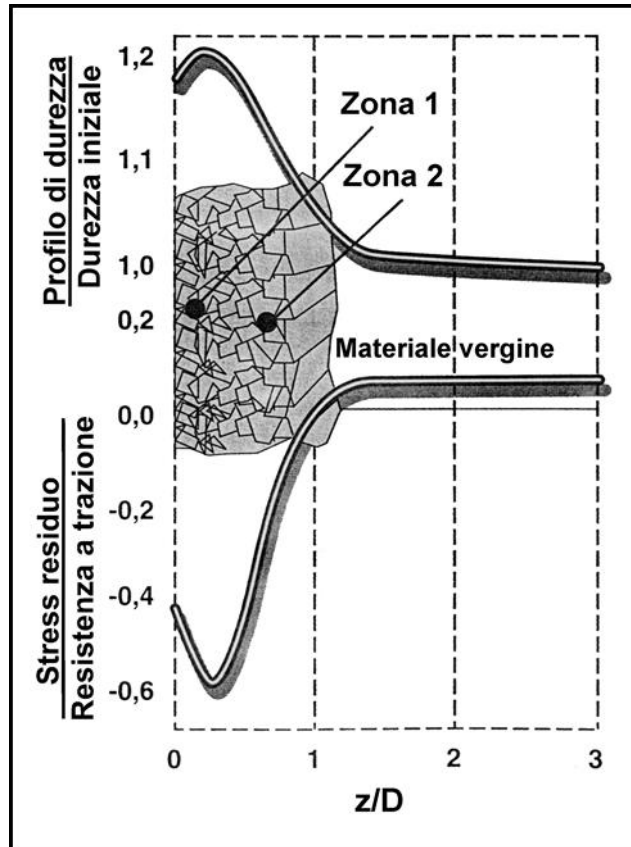


Fig.14: Modificazioni microstrutturali indotte nei materiali da trattamento di pallinatura

2.3.11 Geometria delle impronte lasciate dagli shot

In alcune applicazioni è molto importante avere una rifinitura superficiale adeguata, per questo motivo sono nate tecniche di indagine per rilevare la forma della impronte dovute a pallinatura. Lo strumento si basa su un microscopio che invia l'immagine della superficie a un computer, il quale tramite software valuta la forma dell'impronta con un coefficiente di rotondità R_o che va da 1 a 0; un cerchio perfetto ha $R_o=1$ una linea $R_o=0$ (Fig.15)[6][9].

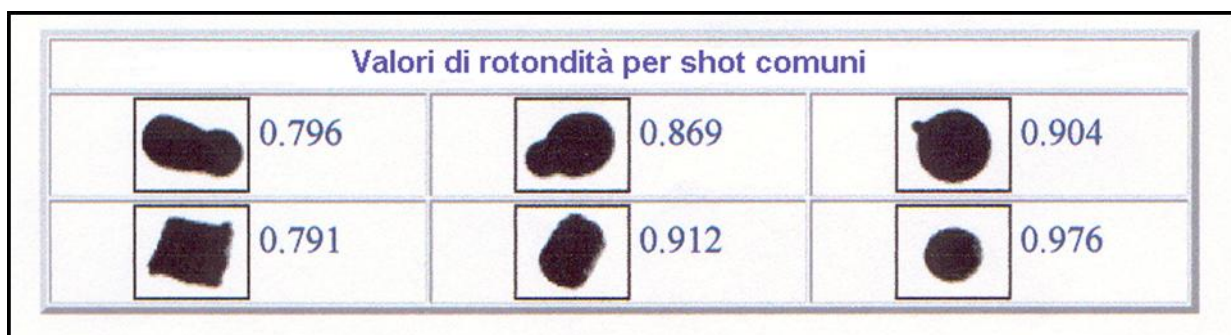


Fig.15: Forma dell'impronta[6]

Esiste anche una normativa ASTM B851 che indica il massimo numero di impronte con forma non propriamente circolare per cm² permesso (Tabella 4).

| Shot acciaio | Shot cilindrici | Shot ceramici | N° max impronte sbagliate per cm ² |
|--------------|-----------------|---------------|---|
| 550 | CW54 | | 12 |
| 460 | CW47 | | 15 |
| 390 | CW41 | | 80 |
| | CW35 | | 80 |
| 330 | CW32 | Z850 | 80 |
| 280 | CW28 | | 80 |
| 230 | CW23 | Z650 | 80 |

Tabella 4: Numero di impronte con forma sbagliata permesse per cm²[6]

2.3.12 Relazione tra profondità di compressione ed intensità di pallinatura

Se la superficie del componente ha una durezza eccessiva, per pallinarlo bisogna aumentare la velocità e il diametro delle sfere; però non si possono superare certi valori se non si vogliono avere effetti indesiderati (Fig.16).

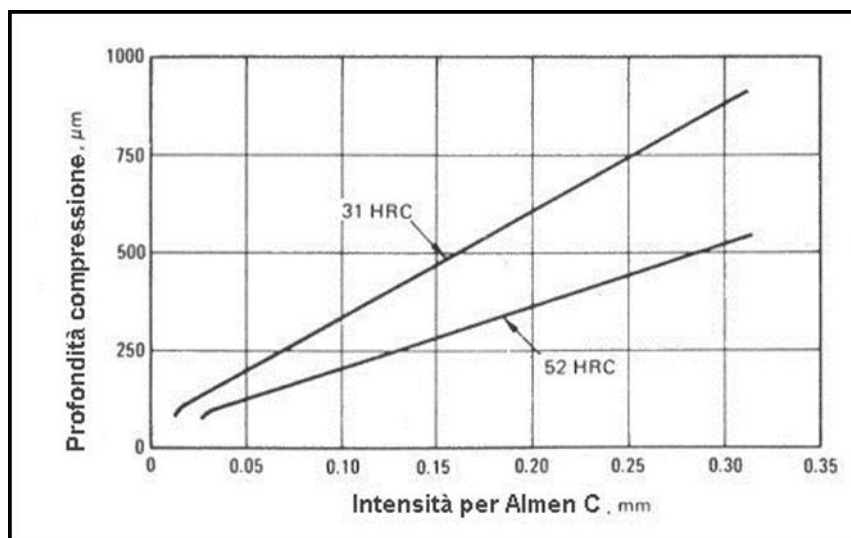


Fig. 16 Relazione tra la profondità di compressione e l'intensità di pallinatura con due shot d'acciaio di durezza differente[6]

Difatti se l'intensità è troppo elevata, la profondità dell'impronta sulla superficie è eccessiva e si crea uno sforzo residuo di trazione sotto di essa. Questo può portare, in profondità alla formazione di cricche con livelli di stress inferiori rispetto a quelli a cui si formerebbero nel pezzo non pallinato.

Il massimo sforzo indotto in un materiale, dovuto a shot peening è una funzione della pressione con cui viene sparato il pallino e del tempo di esposizione al trattamento. Può raggiungere un limite superiore nonostante il valore di questi due parametri, è ragionevole assumere che questo limite venga raggiunto in modo asintotico[6][9].

2.3.13 Introduzione delle tensioni residue di compressione

La nascita di tensioni residue può essere descritta da due fenomeni (Fig.17):

- allungamento degli strati superficiali causati dall' impronta dei pallini;
- plasticizzazione degli strati sub-superficiali per effetto della pressione hertziana.

La proporzione volutamente marcata dell'uno o dell'altro fenomeno dà origine ad una distribuzione di tensioni residue di compressione del tipo mostrato nella Fig. 18.

Lo stato tensionale derivante dalla pallinatura si sovrappone a quello derivante dai carichi esterni alla stregua di una tensione media di compressione ritardando o rendendo impossibile il propagarsi della cricca come mostrato nella Fig.19.

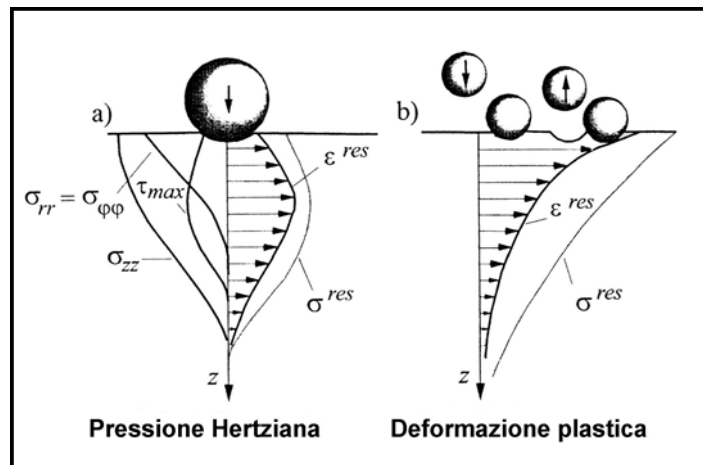


Fig.17: Tensioni residue dovute a pallinatura[6]

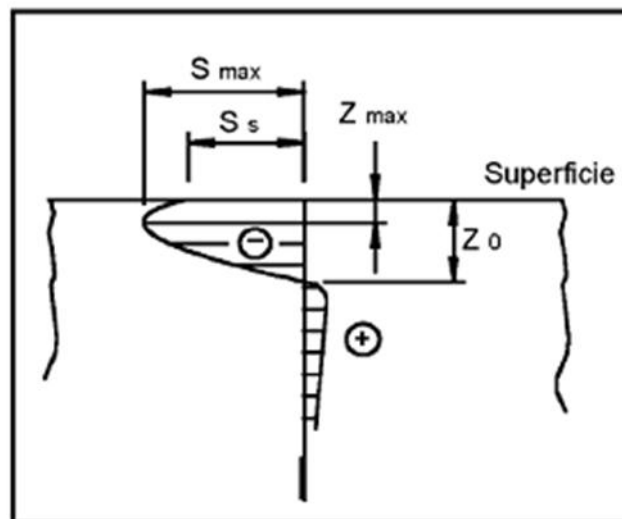


Fig. 18: Distribuzione di tensioni residue di compressione[6]

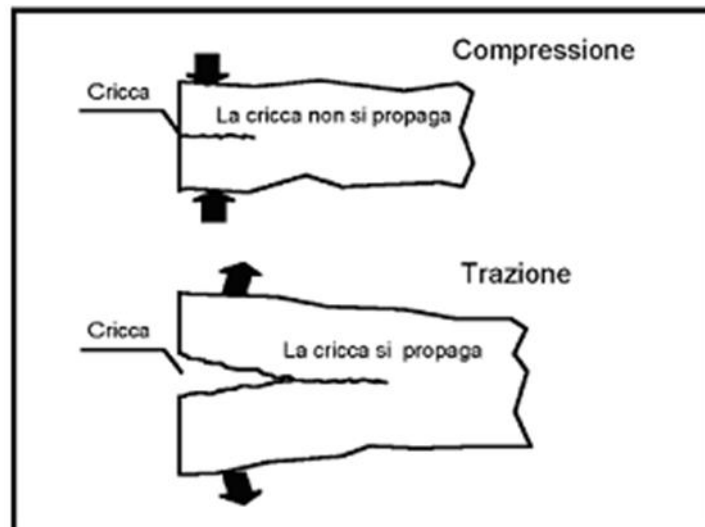


Fig. 19: Stato di una cricca al variare dello stato tensionale[6]

2.3.14 Metodi di misura

Per un miglior controllo del processo e per una applicazione più rigorosa dei metodi appena accennati è possibile misurare le tensioni residue introdotte dalla pallinatura. Diversi sono i metodi che consentono una misura di questo tipo. La diffrattometria a raggi X è il più affidabile per questo trattamento. La misura superficiale è di tipo non distruttivo, mentre lo diventa qualora si effettuino misure in profondità.

BIBLIOGRAFIA

- [1]-INFLUENZA DELLA PALLINATURA SULLA PROPAGAZIONE DI CRICCHE DA FATICA DA CONTATTO NELLE RUOTE DENTATE, M. Guagliano e E. Riva, AIAS XXXI Convegno Nazionale, 18-21 Settembre 2002.
- [2]-FONDAMENTI DI PROGETTAZIONE DEI COMPONENTI DELLE MACCHINE Robert C. Juvinall, Kurt M. Marshek, Edizioni ETS, pp. 599-650, 1993.
- [3]-ASTM B 851-94 "Automated controlled shot peening of metallic"
- [4]-UNI 5394-72 "Pallinatura per miglioramento della resistenza a fatica"
- [5]-<http://www.metalimprovement.com/>
- [6]-SHOT PEENING-LA "PALLINATURA CONTROLLATA" E LE SUE APPLICAZIONI NEL CICLISMO, Prof. Diego Colombo,
<http://www.ing.unitn.it/~colombo/SHOTPEENING/PALLINATURA.htm#fatica>
- [7]-www.norblast.it
- [8]-www.peenservice.it
- [9]-L'influenza della tribofinitura sulla vita a fatica di ruote dentate pallinate in acciaio ad elevata resistenza, Mattia Bighignoli, Tesi Università di Bologna-Facoltà di Ingegneria A.A. 2007/2008
- [10]-METAL FATIGUE IN ENGINEERING, Fuchs H.O., John Wiley & Sons

Capitolo 3

Comportamento a fatica e meccanica della frattura della lega Ti6Al4V

§ 3.1 Introduzione

Non esiste una letteratura intesa nella sua definizione classica, che ci illustri il comportamento a fatica della lega Ti6Al4V. Lo studio del comportamento a fatica di questa lega fa riferimento a numerosi test sperimentali, condotti con criteri e modalità differenti, legati comunque ad alcuni modelli base. Uno dei più diffusi e basilari modelli di riferimento è quello di Tanaka[1], attraverso il quale, sulla base di prove sperimentali(in termini di curve a-N) si determinano le curve $da/dN-\Delta K$ con una formulazione che adotta un fattore di intensità degli sforzi effettiva [2].

In questo studio faremo maggiormente riferimento soprattutto alle esperienze di J.O. Peters [21], R.O. Ritchie [22], J.P. Campbell [23] e B.L. Boyce [24], che sono gli autori che più di altri hanno approfondito lo studio del comportamento a fatica della lega Ti6Al4V.

Questi autori, pur facendo riferimento a modelli matematici, si sono comunque soffermati più sui risultati di tipo qualitativo derivanti dalla diretta osservazione piuttosto che sui risultati unicamente teorico/matematici.

Ora introduciamo quelli che definiremo i parametri e gli elementi base nello svolgimento delle prove. Vedremo comunque, durante le prove, che si renderanno evidenti altri elementi di influenza sul comportamento della lega.

§ 3.2 Materiale e modalità di studio

Il titanio e le sue leghe possiedono il più alto rapporto resistenza-peso (resistenza specifica) tra tutti i materiali metallici, una densità ed un modulo elastico intermedi tra quelli dell'acciaio e dell'alluminio, unitamente alla possibilità di mantenere questa proprietà a temperature elevate, consentendo in alcuni casi un impiego continuativo ad oltre 600 °C. Le leghe di titanio, lega Ti6Al4V inclusa, hanno inoltre un'ottima resistenza all'erosione e alla cavitazione, nonché una notevole tenacità a frattura.

L'eccezionale combinazione di queste caratteristiche fanno della Ti6Al4V una candidata ideale per le applicazioni aerospaziali, dove rappresenta spesso una valida alternativa alle leghe leggere ed agli acciai sia per impieghi strutturali che propulsivi. Molte di queste applicazioni (palette ed organi rotanti di motori, carrelli di atterraggio, condotti...) impongono condizioni operative molto severe sia dal punto di vista ambientale che delle sollecitazioni; questo fatto insieme all'esigenza di riduzione del peso, sempre presente in campo aerospaziale, rende necessaria una progettazione dei materiali e delle strutture "dedicata" e molto accurata in termini di resistenza alla nucleazione ed alla propagazione di cricche di fatica. Quindi l'importanza di queste strutture e necessità, insieme con l'elevato costo di eventuali rotture, implica il bisogno di una progettazione che consideri tutti gli aspetti, compresa l'analisi della resistenza alla propagazione della cricca di fatica dei materiali utilizzati. Sollecitazioni ripetute infatti inducono la propagazione di difetti intrinseci che sono sempre presenti in un metallo, sia sulla superficie che al suo interno. La propagazione di questi difetti, che può essere sia stabile che instabile, dipende da una moltitudine di fattori, quali, ad esempio possono essere la dimensione e la forma del difetto, le condizioni delle sollecitazioni

ripetute (ampiezza, frequenza, rapporto di carico, forma d'onda) e condizioni ambientali (solo per difetti superficiali) [3].

Va rilevato come il comportamento a frattura dei materiali sia stato studiato, nel corso degli anni e nella maggior parte dei casi in Modo I puro (apertura), mentre i difetti presenti in un elemento strutturale sono per lo più orientati casualmente e sono quasi sempre presenti diverse componenti di carico che interagiscono tra loro. Negli ultimi infatti si sta cominciando ad effettuare anche test a fatica a Modi Misti per valutare infatti una caratteristica fondamentale delle cricche sollecitate in questo modo, cioè quella di non propagarsi in maniera “autosimile”, prendendo una direzione diversa da quella originale, come evidente in fig.1[28].

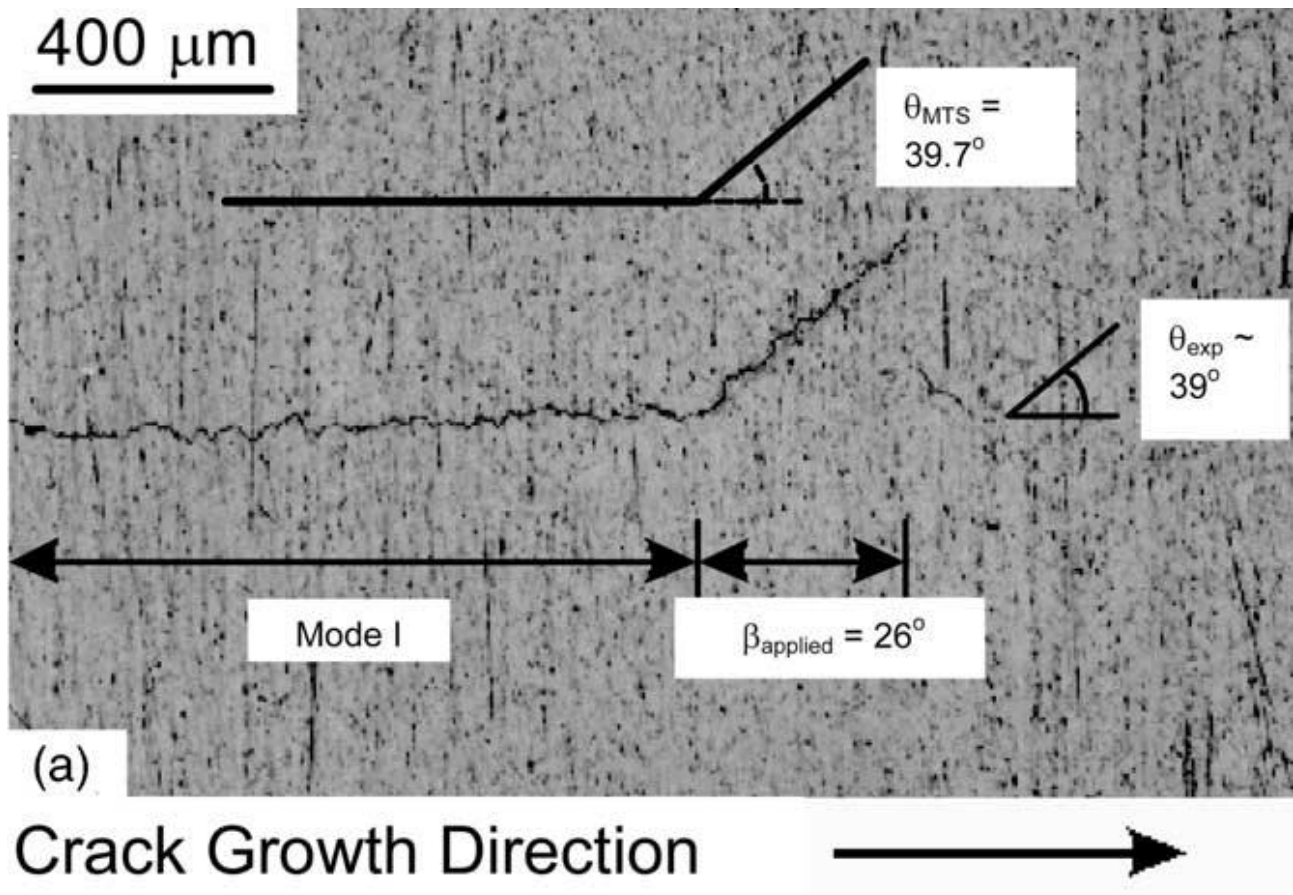


Fig. 1: propagazione della cricca con evidente deviazione di direzione in prossimità dell'applicazione del carico a Modi Misti[28]

Per questo motivo sono stati sviluppati numerosi criteri [2] che oltre alle condizioni di innesco predicono la direzione di propagazione; la maggior parte di questi principi si basano su ipotesi di elasticità lineare, non essendo ancora disponibili criteri soddisfacenti in campo elastoplastico.

In analogia a quanto avviene di solito nello studio sperimentale dei processi di fatica in Modo I puro, una volta ricavate le curve a-N dalle prove di laboratorio servono delle relazioni (semiempiriche) tra la velocità di propagazione da/dN e ΔK o altri parametri opportuni. Un primo tentativo è stato fatto da Tanaka [4] introducendo un fattore di intensità degli sforzi effettivo ottenuto come combinazione delle varie componenti di K da utilizzare in una legge tipo Paris.

Altre proposte [4] impiegano la variazione di energia di deformazione ΔS al posto di ΔK . Sono poi stati sviluppati dei modelli più complessi come quello di Chen e Keer [5] che utilizzano altri parametri.

Sono stati dunque introdotti diversi modelli, diversi criteri e diverse modalità di studio dello sviluppo della fatica. Una tale molteplicità oltre a rendere difficili i confronti tra i risultati di diversi lavori pone dei problemi di scelta in fase di impostazione di uno studio sperimentale al fine di utilizzare al meglio le risorse disponibili. I requisiti da tenere presenti sono:

- possibilità di applicare una larga varietà di carichi nell'ambito dei modi misti.
- compattezza e maneggevolezza
- semplicità di fabbricazione
- semplicità di afferraggio e di applicazione dei carichi

Oggi il modello di studio più diffuso pone l'attenzione sui modi I e II di carico senza considerare la presenza del modo III, pertanto al rapporto di carico $R = P_{\min}/P_{\max}$ andrà associata la direzione β del carico rispetto all'asse dell'intaglio del provino.

Nelle considerazioni fatte finora non si è fatto cenno all'ambiente in cui la lega deve di solito operare. Tali condizioni sono spesso estreme, comprendendo carichi statici e dinamici di natura deterministica e aleatoria, sforzi termici, vibrazioni, attacchi chimici da parte di agenti atmosferici ecc. Allo stesso tempo però un'analisi esaustiva dell'effetto di ogni possibile fattore va al di là degli scopi del presente lavoro; l'attenzione sarà dunque limitata ad alcuni parametri come la frequenza e la temperatura considerati particolarmente importanti in questo contesto sia per i loro effetti diretti che per le interazioni con i parametri di carico e quelli ambientali. Indicazioni confortanti in questo senso sono fornite in diversi testi [8][9][10].

A questi fattori principali aggiungeremo, come poi alcune considerazioni sull'influenza di alcuni fattori "secondari" quali danneggiamento da oggetti esterni, microstruttura, dimensione della cricca iniziale ed altri.

§ 3.3 I parametri di prova

3.3.1 Ambiente di prova

Durante le prove di fatica in aria, si forma sempre una pellicola di ossido sulle facce della cricca, con effetti nocivi sul comportamento del materiale in quanto il progredire della frattura durante i cicli di carico causa la rottura della pellicola, permettendo la creazione di nuove quantità di ossido; inoltre si verifica un accumulo di questo materiale sotto forma di detriti che favoriscono la concentrazione di sforzi e quindi l'avanzamento della cricca [11]. È evidente come questo meccanismo sia favorito, sotto l'azione di un carico a modi misti, dalla presenza di una sollecitazione di scorrimento. Un altro effetto della contaminazione da ossigeno è la diffusione di questo gas a livello atomico tra i bordi dei grani a, che favorisce la nucleazione di microvuoti vicino all'apice del difetto e infragilisce il materiale. La presenza di alluminio come alligante ha un effetto favorevole in questo senso, perché combinandosi con l'ossigeno per formare il composto Al_2O_3 ne ostacola la diffusione [3]. Sono stati svolti diversi studi [20] riguardanti le differenze di comportamento nelle prove "regolari"(condizioni di laboratorio) ed in condizioni di atmosfera zero(sotto vuoto).

Entrambi i fenomeni sono favoriti da un aumento di temperatura, che accelera le reazioni coinvolte, e da una diminuzione di frequenza, che permette alla cricca di rimanere aperta più a lungo ad ogni ciclo. È quindi necessario, durante la sperimentazione, tenere conto di questi effetti soprattutto quando variano la frequenza, la temperatura e la direzione del carico[3].

3.3.2 Temperatura

Come già visto, un primo importante effetto della temperatura è quello di rendere l'ambiente più aggressivo, favorendo la cinetica dei processi di contaminazione da parte di agenti atmosferici.

L'altro effetto è quello dovuto all'interazione tra la fatica ed il creep presente solo a temperature molto elevate (oltre $400^\circ C$). In queste condizioni si verifica un arrotondamento dell'apice della

cricca (tip blunting), dovuto alle maggiori deformazioni plastiche tangenziali in tale zona, che fa diminuire la concentrazione di sforzi e quindi rallenta l'avanzamento della cricca stessa. Alcune modalità di prova a fatica uniassiali [12] mostrano un effetto trascurabile della temperatura rispetto ai risultati a temperatura ambiente per alti ΔK e un aumento del da/dN per bassi ΔK [3].

Anche l'effetto della frequenza ad alte temperature è significativo per bassi ΔK e quasi assente per alti ΔK [20].

Questi risultati vengono interpretati dagli autori attribuendo le differenze rilevate per bassi ΔK al meccanismo dell'ossidazione. Tale effetto è presente fin dall'inizio della prova ed influenza quindi la propagazione della cricca fin dai primi stadi in modo pressoché costante. Man mano che il ΔK aumenta (al progredire della cricca), aumenta anche la plasticizzazione all'apice e si manifesta l'interazione col creep prima accennata; quest'ultima, arrotondando l'apice della cricca, ne rallenta l'avanzamento, compensando in parte l'incremento di da/dN dovuto all'ossidazione [3]. Quando poi ci si avvicina al valore critico K_C entrambi gli effetti perdono importanza[3].

Infine, la scarsità di lavori in letteratura sulla fatica a modi misti ad alta temperatura rende interessante lo studio dell'effetto di questo parametro, soprattutto in relazione alle possibili interazioni con altri fattori.

3.3.3 Direzione del carico

Tale direzione è individuata dall'angolo β mentre la direzione di propagazione della cricca rispetto alla linea media dell'intaglio iniziale è quella individuata dall'angolo ϑ ed è indipendente dal tipo di carico, statico o dinamico, che viene applicato al provino. In generale i valori critici per i quali si ha l'insorgere di una cricca e la direzione che essa segue durante l'avanzamento sono in buon accordo con i criteri più usati (MTS, SED), tranne che per valori molto bassi di β vicini al modo II puro quando grosse variazioni degli sforzi tangenziali vicino all'apice rendono i criteri inefficaci[3]. I risultati di prove effettuate nelle condizioni più diverse indicano che, al diminuire di β , a parità di tutte le altre condizioni, il numero di cicli a rottura aumenta, in quanto la componente di modo II induce un meccanismo di chiusura dovuto allo sfregamento tra le superfici della cricca, ostacolando così la propagazione come è stato confermato sperimentalmente in [4].

Altri autori [13] hanno studiato l'effetto dei valori delle diverse componenti di carico sulle modalità di propagazione della cricca, trovando che per un certo valore di soglia ΔK_{II} dipendente dal materiale e per $K_{II}/K_I > 1.6$, la propagazione della cricca avviene in modo II e in questo caso ci sono due possibilità: la prima in cui la crescita ha luogo lungo la direzione iniziale dell'intaglio (K_{II}/K_I costante) e la seconda in cui la crescita avviene nella direzione in cui K_{II}/K_I aumenta [3]. Se invece $K_{II}/K_I < 1.6$ la propagazione avviene in modo I [3]. Questa idea di diversi modi di propagazione corrispondenti a diverse combinazioni di carichi a modi misti è stata sviluppata da Pook [14] per tracciare delle mappe del meccanismo di crescita nel piano $\Delta K_I - \Delta K_{II}$ [3].

Nella scelta dei valori da attribuire a β in un programma sperimentale, è certamente utile l'esecuzione di alcune prove in Modo I puro, per le quali sono più numerosi i riferimenti di bibliografia con cui effettuare dei confronti (anche tra materiali diversi), e poi diversi valori dell'angolo a modi misti, alcuni più vicini al Modo I ed altri al Modo II, per mettere in evidenza il diverso comportamento del materiale nei due casi[2].

3.3.4 Frequenza

Nei lavori sulla fatica esiste la tendenza a trascurare l'effetto della frequenza se non in presenza di ambienti particolarmente aggressivi, tuttavia alcuni materiali hanno dimostrato una significativa influenza di questo fattore sul loro comportamento a fatica anche a temperatura ambiente. In particolare è stata rilevata una diminuzione di da/dN all'aumentare della frequenza [8], confermata

anche da esami frattografici in cui era evidente una diversa spaziatura tra le striature di fatica (maggiore per frequenze più basse). Questo effetto è ancora più evidente per carichi a modi misti e cresce al diminuire dell'angolo di carico. Ad un aumento della frequenza è anche legato un aumento del numero di cicli necessari per arrivare a rottura.

L'aumento di da/dN al diminuire della frequenza può essere spiegato in termini di CTOD (Crack Tip Opening Displacement) e di deformazione plastica. Il CTOD per un dato carico è maggiore a bassa frequenza e così anche la lunghezza di superficie libera di frattura creata ad ogni ciclo, poiché in questo caso un ciclo dura più a lungo, quindi a bassa frequenza la velocità di propagazione sarà più alta. Al contrario, lo sforzo necessario ad ogni ciclo per provocare deformazioni plastiche all'apice aumenta all'aumentare della frequenza visto che in queste condizioni ad ogni ciclo il tempo disponibile per la crescita rallenta.

La frequenza inoltre ha un effetto più pronunciato in condizioni di modo misto rispetto al modo I puro e le ragioni sono essenzialmente due [9]:

- 1) man mano che la componente di carico a modo II aumenta, aumenta la deformazione di scorrimento (shear strain) ad essa dovuta in prossimità dell'apice estendendo la zona plastica che risente della frequenza nel modo descritto sopra;
- 2) il carico in modo II provoca un'azione di sfregamento tra le superfici della cricca causando la formazione di detriti che ostacolano la propagazione. Questo fenomeno è favorito da alte frequenze poiché le superfici vengono a contatto un maggior numero di volte.

Queste considerazioni, insieme a quelle già fatte sul ruolo della frequenza ad alte temperature ed in presenza di fattori ambientali che degradano il materiale indicano un legame tra questo parametro e tutti i fenomeni dipendenti dal tempo. Questi fenomeni ad alte frequenze hanno meno tempo ad ogni ciclo per influenzare il processo di fatica risultando così inibiti, mentre a basse frequenze succede il contrario[2].

§ 3.4 La sperimentazione

Passiamo adesso a descrivere sommariamente le modalità di prova e gli strumenti usati. Introduciamo anche il modello matematico base su cui si basano le varie sperimentazioni per lo studio dei risultati e la loro visualizzazione sotto forma grafica.

3.4.1 La strumentazione

I vari procedimenti sperimentali adottati per studiare il comportamento a fatica della lega Ti6Al4V utilizzano, in genere, provini provenienti da una lastra ricotta. I provini vengono tagliati secondo una orientazione LT(intaglio ortogonale alla direzione di laminazione della lastra)[2][20]. Per quanto riguarda la geometria dei provini, la mancanza di uno standard universalmente accettato per le prove di fatica a modi misti impone un esame critico dei diversi tipi proposti in letteratura [7] sulla base dei criteri utilizzati durante lo svolgimento della prova [2].

L'intaglio iniziale viene, di solito, realizzato per elettroerosione, mentre per l'esecuzione della prova viene utilizzato un sistema servoidraulico.

Per le prove ad alta temperatura(300°C in genere) viene usato un forno elettrico [2].

Condizione iniziale standard è che ciascun provino venga sottoposto ad un precriccaggio nelle condizioni di prova per ottenere un apice della cricca il più possibile acuto ed un lunghezza iniziale di cricca compresa nell'intervallo $0.45W \div 0.7W$ (essendo W il lato minore del provino) [2]. Le misure vengono prese rilevando la lunghezza della cricca su entrambi i lati del provino e poi

mediando i due valori letti. La valutazione della lunghezza e della direzione di propagazione della cricca rispetto alla linea media dell'intaglio iniziale sono state aidate da una griglia di riferimenti lineari posti preliminarmente sulle due facce del provino. I dati così ottenuti costituiscono le curve a-N che sono la base per le successive elaborazioni numeriche e l'analisi dei risultati[2].

3.4.2 Modello di elaborazione dei dati

Dai risultati delle prove sperimentali in termini di curve a-N, si è passati alle curve di propagazione da/dN vs ΔK con una formulazione [16] che adotta un fattore di intensità degli sforzi effettivo definito come segue:

$$\Delta K_{\text{eff}} = \sqrt{\Delta K_I^2 + 0.8\Delta K_{II}^2} \quad (4)$$

Essendo

$$\Delta K_I = K_{I_{\text{max}}} - K_{I_{\text{min}}} \quad \Delta K_{II} = K_{II_{\text{max}}} - K_{II_{\text{min}}} \quad (5)$$

$$K_I = \frac{P\sqrt{\pi a}}{WB} * Y_I\left(\frac{a}{W}\right) \text{sen}(\pi\alpha) \quad K_{II} = \frac{P\sqrt{\pi a}}{WB} * Y_{II}\left(\frac{a}{W}\right) \text{cos}(\pi\alpha) \quad (6)$$

dove P è il carico applicato, A è la lunghezza della cricca, W è lunghezza del lato del provino, B è lo spessore del provino, Y_I , Y_{II} sono fattori di forma e α è l'angolo tra la direzione di applicazione del carico e la direzione di propagazione della cricca.

I fattori di forma sono:

$$Y_I(a/W) = -4.23 + 40.6(a/W) - 94.0(a/W)^2 + 82.1(a/W)^3 \quad (7)$$

$$Y_{II}(a/W) = 7.99 - 3.27(a/W) + 20.9(a/W)^2 - 32.9(a/W)^3 + 17.9(a/W)^4$$

Per il calcolo di da/dN invece, è stata impiegata una interpolazione polinomiale col metodo della parabola per sette punti, come suggerito dalla norma E-647 [17].

Da una prima analisi dei dati emerge che la velocità di propagazione da/dN si è mantenuta per tutte le prove nel range di valori previste dalle norme. Il ΔK_{t_h} nelle prove a Modi Misti è mediamente più alto che in quelle a Modo I puro, per lo stesso materiale non ricotto; nelle prove ad alta temperatura si osserva invece una diminuzione del valore di ΔK_{t_h} rispetto a quelle a temperatura ambiente[2].

L'angolo di propagazione della cricca rispetto alla linea media dell'intaglio iniziale non risente di variazioni della maggior parte dei parametri di prova, mostrando un legame solo con la direzione di applicazione dei carichi come già trovato in diversi lavori sperimentali [19]; non sono state osservate differenze di direzione tra le due facce del provino.

In questo studio comunque analizzeremo i risultati soprattutto dal punto di vista qualitativo senza scendere in approfondimenti analitico-sperimentali, che lasciamo a pubblicazioni specifiche.

3.4.3 Risultati ottenuti in condizioni standard

Raccogliamo e riassumiamo ora i risultati delle diverse prove effettuate in condizioni standard sul comportamento a fatica della lega Ti6Al4V sia a Modo I che a Modi Misti I+II, così da poter cercare di definire uno schema generale di base. In seguito valuteremo il comportamento della lega considerando l'introduzione nello svolgimento e nella valutazione delle prove di diverse variabili.

I primi fattori di influenza che andiamo ad analizzare sono quelli legati al modo di propagazione, al carico, alla direzione di propagazione ed al suo angolo.

I risultati di propagazione della cricca di fatica in Modo I, mostrano una diminuzione della velocità di avanzamento con la diminuzione del valore del rapporto di carico R, per lo stesso valore di ΔK (fig.2) [3]. Lo spostamento verso sinistra delle curve di propagazione con l'aumento del rapporto di carico R è dovuto all'effetto di chiusura, probabilmente dovuto alla rugosità della superficie. Possiamo quindi dire che la propagazione della cricca di fatica in Modo I nella lega Ti-6Al-4V è influenzata dall'effetto di chiusura, principalmente indotto dalla rugosità della superficie di frattura[3].

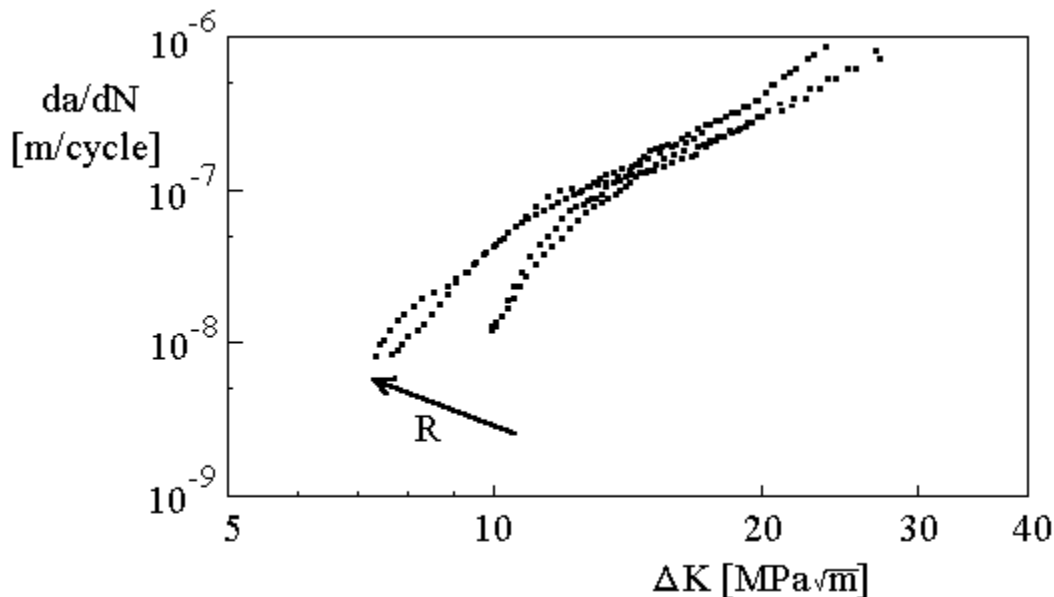


Fig 2: Propagazione della cricca di fatica nella lega Ti-6Al-4V in modo I per differenti valori del rapporto di carico[3]

In modo I la frequenza di applicazione del carico non influenza l'angolo di propagazione[3].

L'angolo di cricca ha comportamento costante e subisce un'influenza variabile dall'avanzamento della cricca a seconda delle condizioni e del tipo di prova effettuata [3].

Passando alle condizioni di prova a modi misti si sono rilevati gli aspetti più interessanti del comportamento a fatica della lega sia a temperatura ambiente sia ad alte temperature.

L'aumento della importanza della componente di modo II implica un aumento del valore della soglia ΔK_{th} [3].

La propagazione della cricca di fatica in Modo Misto I+II è caratterizzata da una diminuzione della velocità di avanzamento della cricca con l'aumento della importanza della componente di Modo II, probabilmente per l'aumento dell'importanza dell'effetto di chiusura indotto dalla rugosità della superficie di frattura[3].

Nelle prove di fatica in Modo Misto il rapporto di carico R ha un effetto sia sulla durata della prova che sulla velocità di propagazione della cricca nel senso che per valori bassi di questo parametro (ampi cicli di sollecitazione) l'avanzamento della cricca è veloce. Questo effetto è indipendente da qualsiasi tipo di influenza sia di prova che ambientale [2].

La frequenza influenza la velocità di propagazione della cricca soprattutto per carichi a Modi Misti indicando un'iterazione con la direzione del carico. Per carichi a Modi Misti si verifica infatti uno sfregamento delle superfici di frattura che provoca un rallentamento della propagazione della cricca; questo meccanismo è favorito dalle alte frequenze poiché in tali condizioni le superfici di frattura vengono a contatto un maggior numero di volte [2].

A parità di frequenza e di R , l'angolo di carico al suo diminuire provoca un rallentamento della cricca in virtù del meccanismo descritto al punto precedente. Tale meccanismo è evidentemente più efficace man mano che ci si avvicina alla condizione di Modo II puro, cioè al diminuire dell'angolo di cricca[2].

L'osservazione (al microscopio) della superfici di frattura in generale ha messo in luce una certa fragilità del materiale, confermando tuttavia le considerazioni e le ipotesi fatte sulla base dell'analisi sperimentale[3].

L'analisi della superficie di frattura effettuata mostra una evidente influenza del modo di propagazione, con una notevole formazione di striature per tutte le condizioni di applicazione del carico [3].

Le superfici di frattura analizzate al microscopio mostrano una evidente formazione di striature sia nel Modo di propagazione I puro, che in quello misto I+II (rispettivamente figure 3 e 4). Nel caso di propagazione per sollecitazione in Modo I (figura 3), le superfici sono planari, con una evidente formazione di striature. Invece, nel caso di propagazione in Modo Misto, si può osservare (figura 4) una morfologia "a scalini", che permette alla cricca di avanzare, a livello macroscopico, secondo un determinato angolo di cricca. Tale morfologia implica una maggiore rugosità superficiale e, quindi, un effetto di chiusura che aumenta di importanza. Per valore ancora più elevati del ΔK l'influenza della zona plasticizzata all'apice della cricca [3], sia per ciò che riguarda le dimensioni, sia per ciò che riguarda la forma, diventa più importante. Di conseguenza, l'importanza della componente di modo II diminuisce.

Nelle due figure possiamo osservare la propagazione della cricca (con avanzamento della stessa da sinistra a destra) durante prove a Modo I ed a Modi Misti I+II.

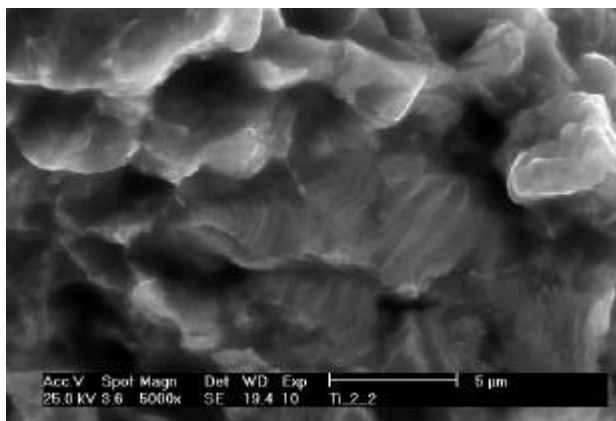


Fig.3:propagazione della cricca da fatica in Modo I[3]

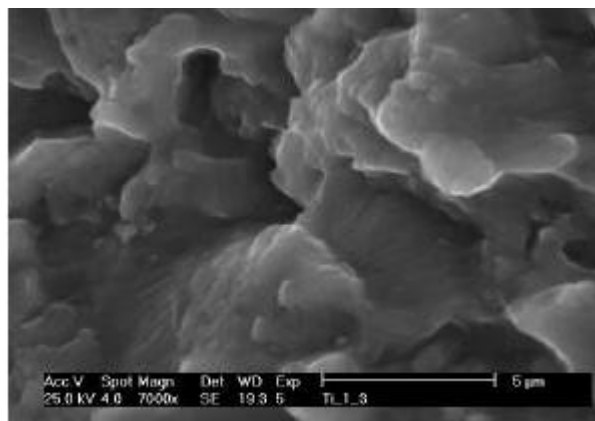


Fig.4:propagazione della cricca della cricca in modo misto I+II[3]

Passiamo ad analizzare gli effetti della temperatura.

Non viene rilevata un'interazione della fatica col creep a 300°C (temperatura di prova a caldo), né vengono osservati arrotondamenti dell'apice della cricca, pertanto l'influenza principale della temperatura è quella di favorire l'ossidazione della superficie della cricca provocando un infragilimento del materiale in questa zona[2].

Esiste una forte interazione tra temperatura e frequenza in quanto a basse frequenze la cricca rimane aperta per più tempo ad ogni ciclo permettendo quindi all'ossidazione di agire in maniera più incisiva. Queste osservazioni trovano riscontro in diversi lavori sperimentali [11][12].

Anche tra temperatura ed angolo di carico sembra esistere un'interazione tale per cui la cricca rallenta al diminuire dell'angolo. Probabilmente il Modo di apertura della cricca sotto carichi misti ostacola la penetrazione in profondità dell'ossigeno. Questo dato andrebbe tuttavia validato da altre prove vista la scarsità di bibliografia in merito[2].

Questi sono i risultati che si possono raccogliere dalle prove eseguite dai diversi autori[2][3][20][28] se si tiene conto unicamente delle variabili e delle condizioni standard(T,f,R e Modo di crescita).

Molto più interessante e ricca di spunti è l'osservazione del comportamento a fatica delle prove, se nel suo studio si introducono altri fattori quali la dimensione e la forma della cricca, il danneggiamento da colpi esterni(Foreign Object Damage-F.O.D.) e la microstruttura della lega.

3.4.3.1 forma e dimensione della cricca

Introduciamo innanzitutto il concetto di microcricca (small-crack), di macrocricca (large-crack, ovvero le cricche studiate in prove standard, come visto finora.) e di cricca corta (short-crack).

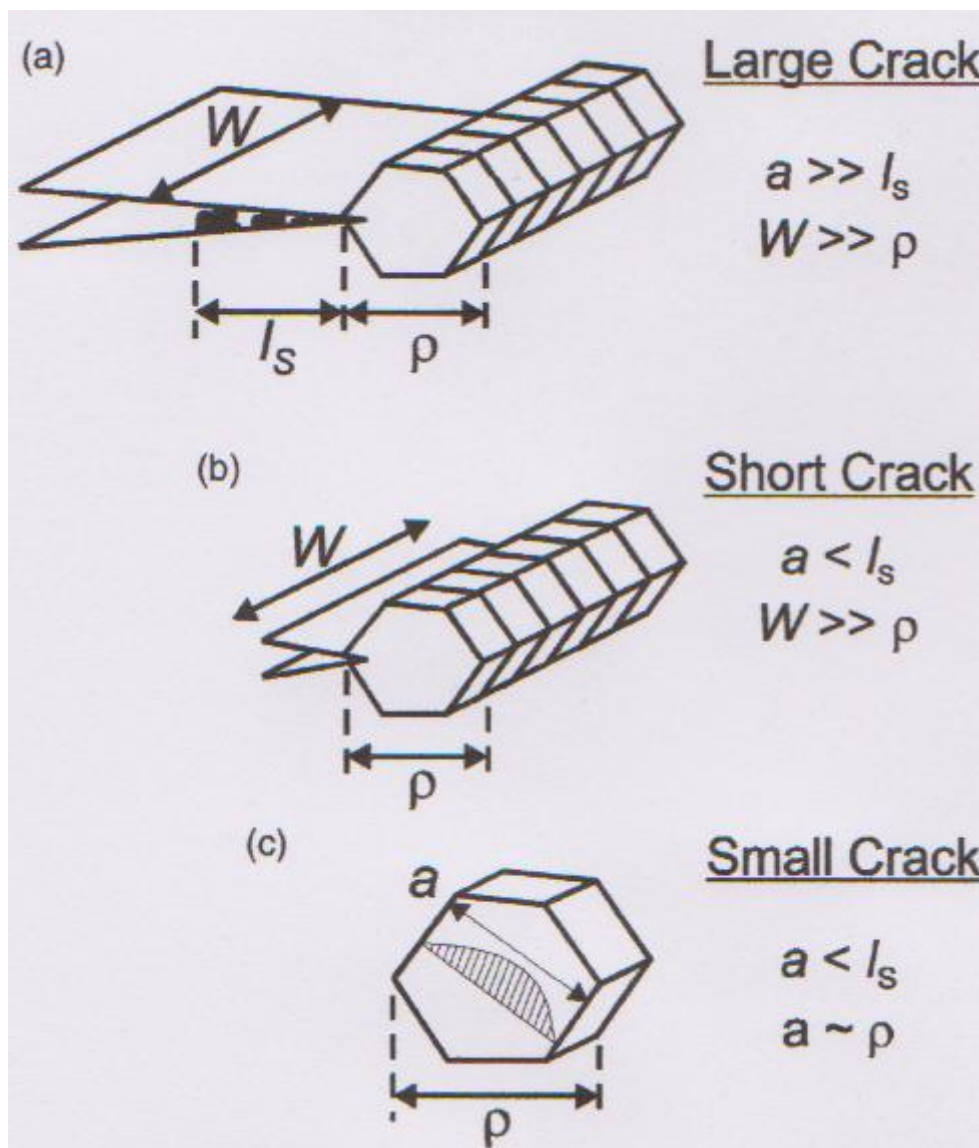


Fig. 5: schema riassuntivo dei tipi di cricche da fatica[29]

Un elemento fondamentale nello studio e progettazione a fatica degli elementi meccanici in lega Ti6Al4V consiste nel tenere presente che le microcricche crescono più velocemente delle macrocricche e che possono propagarsi al di sotto della soglia di ΔK_{th} delle macrocricche.

Le ragioni per cui questo avviene possono essere associate alla:

- “Semplificazione” del percorso di una microcricca all’interno della microstruttura,
- La presenza di una localizzata plasticità davanti al punto d’inizio della cricca, dove l’assunzione della presenza di un microsvernamento implicito all’intensità della tensione non è strettamente valida. (Una specie di limitazione della meccanica della frattura elastica).
- La limitazione dei meccanismi di protezione contro la formazione di cricche oltre il principio della microcricca stessa, porta a forze di conduzione di cricche superiori a quelle che avremmo, a parità di ΔK , se trattassimo macrocricche. (“a similitude limitation”[27]).

Sulla base di queste considerazioni, attraverso la sperimentazione, verificiamo che le microcricche a parità di ΔK , crescono più velocemente, ma la loro crescita comincia per ΔK maggiori (circa del 45%) rispetto alle macrocricche [27].

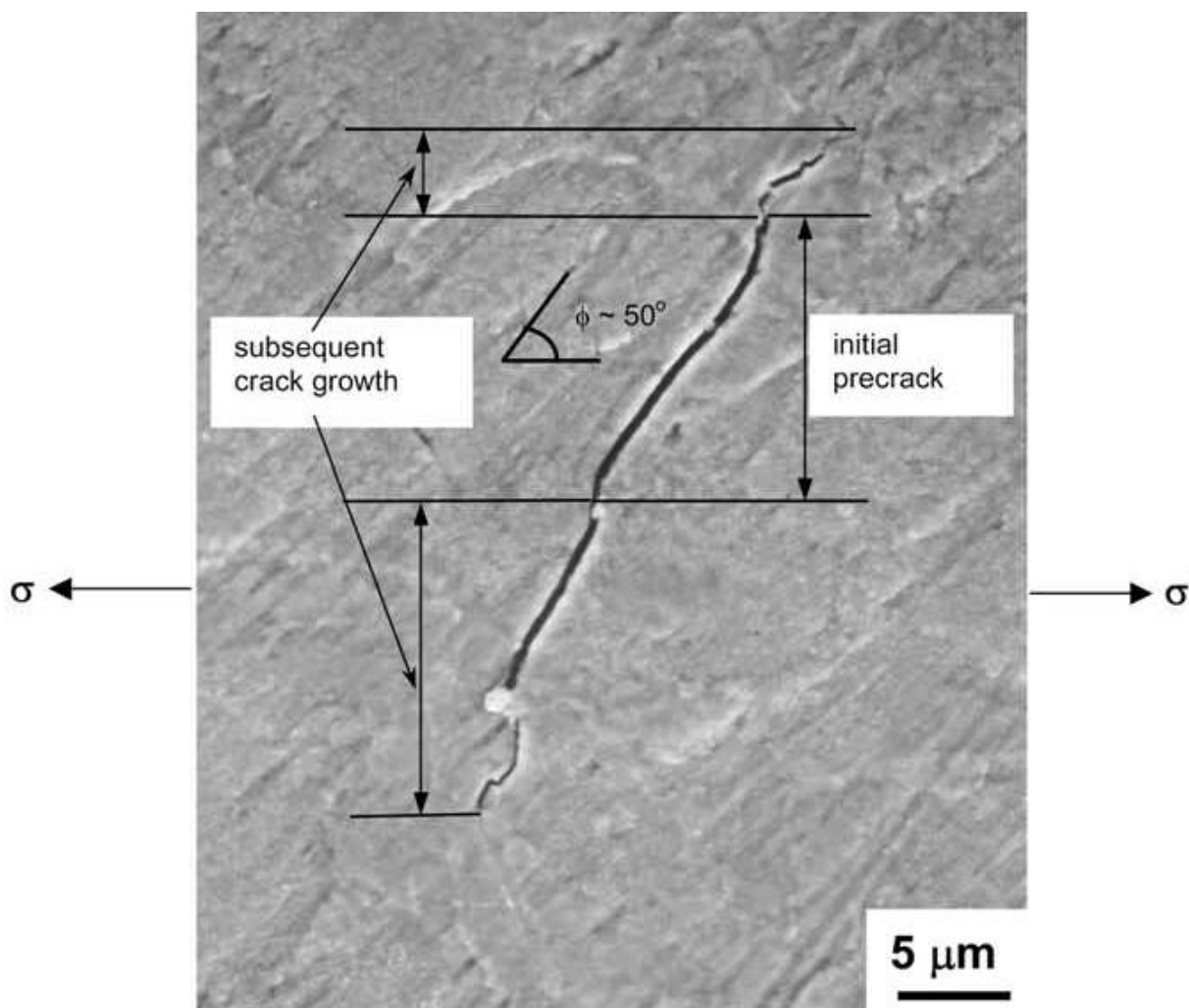


Fig.5: propagazione di una microcricca a Modi Misti

Risulta interessante introdurre qui un elemento che approfondiremo nuovamente più avanti: il danneggiamento da corpi esterni (Foreign Object Damage o F.O.D.).

Infatti si evidenzia una differenza di comportamento delle cricche nella lega se formatesi naturalmente o se indotte da F.O.D.[27].

Infatti il F.O.D. riduce sensibilmente la vita a fatica rispetto al caso di cricche “naturali”. La vita a fatica si riduce di oltre due ordini di grandezza per velocità di impatto di circa 200-300 m/sec[27].

Il F.O.D. viene simulato sparando sferette di acciaio sulla superficie del provino.

Nello specifico nel caso di basse velocità le microcricche tendono a formarsi in fondo al cratere, mentre per alte velocità le cricche si formano sull’anello.

E come nel caso “naturale” le microcricche si sviluppano più velocemente rispetto alle macrocricche a parità di ΔK , ma a partire da un valore di ΔK iniziale superiore rispetto al caso “naturale” [27].

Per completare lo studio dell’influenza delle dimensioni e della forma della cricca sul comportamento a fatica, diamo un rapido sguardo al comportamento delle cricche corte (short-cracks), cioè alle cricche di lunghezza inferiore ai 200 μm con la parte iniziale “rimossa”. Sebbene questo tipo di cricca abbia dimensioni comparabili a quelle degli elementi microstrutturali (il fronte di cricca ha la dimensione di diverse centinaia di grani), la limitata zona di crescita iniziale agisce sopprimendo qualsiasi tipo di scudo allo sviluppo della cricca, soprattutto nel caso di crescita a Modi Misti [28].

Riassumendo possiamo dire che le cricche si formano e si propagano (fig. 7) più facilmente delle macrocricche e crescono senza sentire l’influenza del comportamento misto ed al rapporto di carico R[4].

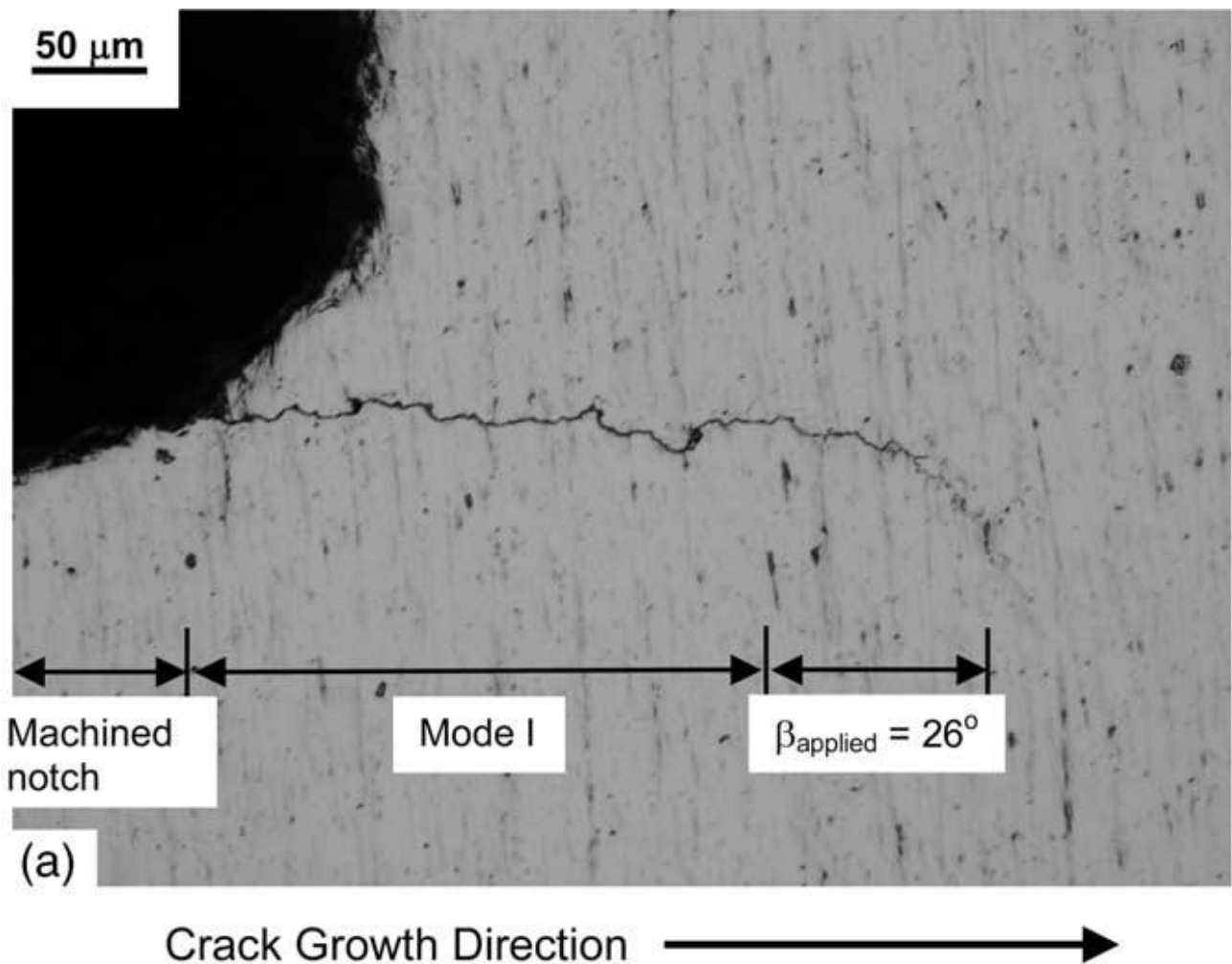


Fig.7: propagazione di una cricca corta con deviazione meno accentuata in prossimità del passaggio Modo I-Modo I+II

3.4.3.2 l’ambiente di prova

Con questa definizione intendiamo distinguere tra prove svolte a pressione ambiente e sotto vuoto. A pressione ambiente le cricche si propagano ad una velocità tripla rispetto alle prove svolte a pressione zero[27].

Il meccanismo per cui ciò succede non è chiaro, ma può essere associato all’infragilimento dovuto all’idrogeno rilasciato dalla reazione del Titanio con i vapori acquei dell’ambiente o più

probabilmente al ruolo dell'ossigeno nella delocalizzazione della deformazione plastica, specificatamente nel limitare il grado di scorrimento al principio della cricca[27]. Quest'ultima spiegazione pare più comparabile con la più resistente morfologia delle fratture a fatica nel vuoto[27].

3.4.3.3 Danneggiamento da corpi esterni (Foreign Object Damage F.O.D)

Ricordiamo che con F.O.D. intendiamo il danneggiamento superficiale dovuto all'impatto di corpi esterni.

In fase di prova questo fenomeno è stato simulato sparando microsfere di acciaio contro la superficie dei provini con velocità di 200 m/sec e 300 m/sec [29].

Il F.O.D. aumenta la possibilità di innesco e di crescita di cricche da fatica. Questo avviene come conseguenza della concentrazioni di tensioni, dei cambiamenti microstrutturali e del danneggiamento superficiale indotti dall'impatto del corpo esterno sul provino. Questi elementi infatti danno la possibilità alle naturali cricche microstrutturali di formarsi e crescere [29].

In figura vediamo due esempi di siti di danneggiamento da impatto in provini con microstruttura diversa. E' interessante notare come in una struttura lamellare (fig.8b) si osservi un maggiore danneggiamento con impilamento di materiale sull'anello del cratere ed un intensa formazione di bande di deformazione sulla parte interna del cratere.

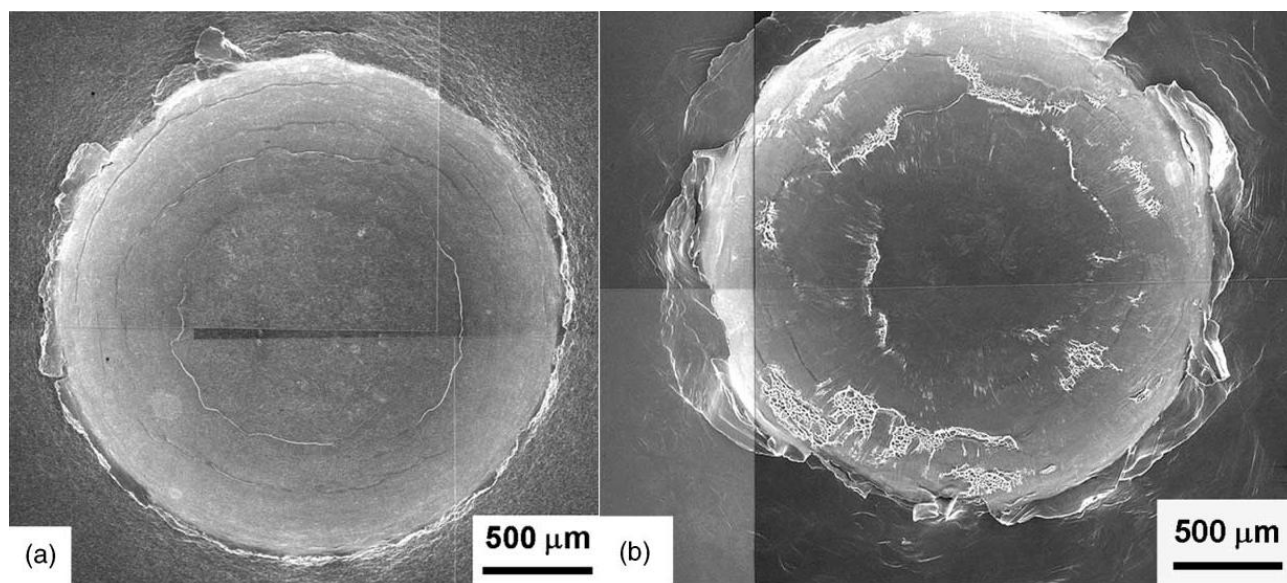


Fig. 8: scansioni di siti d'impatto F.O.D. in strutture bi-modali (a) e lamellari(b)

Il F.O.D. riduce la vita a fatica in provini in Ti6Al4V, in quanto il suo principale effetto è quello di indurre siti preferenziali per l'innesco di cricche da fatica [29].

Questo prematuro innesco di cricche da fatica risulta causato dalla concentrazioni di tensioni causato dall'impatto, presenza di microcricche strutturali sull'anello del cratere post-impatto, presenza di residue tensioni di trazione localizzate e danni microstrutturali indotti da deformazione plastica post-impatto.

Le cricche indotte da F.O.D. si sviluppano e crescono per valori di ΔK inferiori a quelli di cricche di origine "naturale", e questo fenomeno si osserva maggiormente per microcricche con dimensioni inferiori ai 5mm [29].

La velocità di impatto dei corpi sul provino incide sulla vita a fatica della lega, infatti per velocità basse non si individuano crateri da impatto e quindi non si osservano siti preferenziali di innesco e crescita di cricche.

All'aumentare della temperatura si verifica un incremento della crescita delle cricche da fatica sia naturali che indotte da F.O.D.. Queste ultime però, come a temperatura ambiente, crescono più rapidamente delle cricche naturali[30].

Attraverso una analisi al microscopio possiamo visualizzare gli effetti del F.O.D.

In figura 9 possiamo osservare vari esempi di cricche da F.O.D. in strutture bimodali(fig. 9a) e lamellari(fig. 9b).

In fig. 10 possiamo vedere la rottura a fatica di un provino sottoposto a F.O.D. ad alta velocità con cricche localizzate sull'anello del cratere su microstrutture bi-modali(fig. 9a) e lamellari(fig. 9b).

In fig. 11 possiamo vedere rotture da cricche indotte da F.O.D. a bassa velocità. Risulta evidente che la cricca di rottura si è innescata lontano dal cratere di impatto.

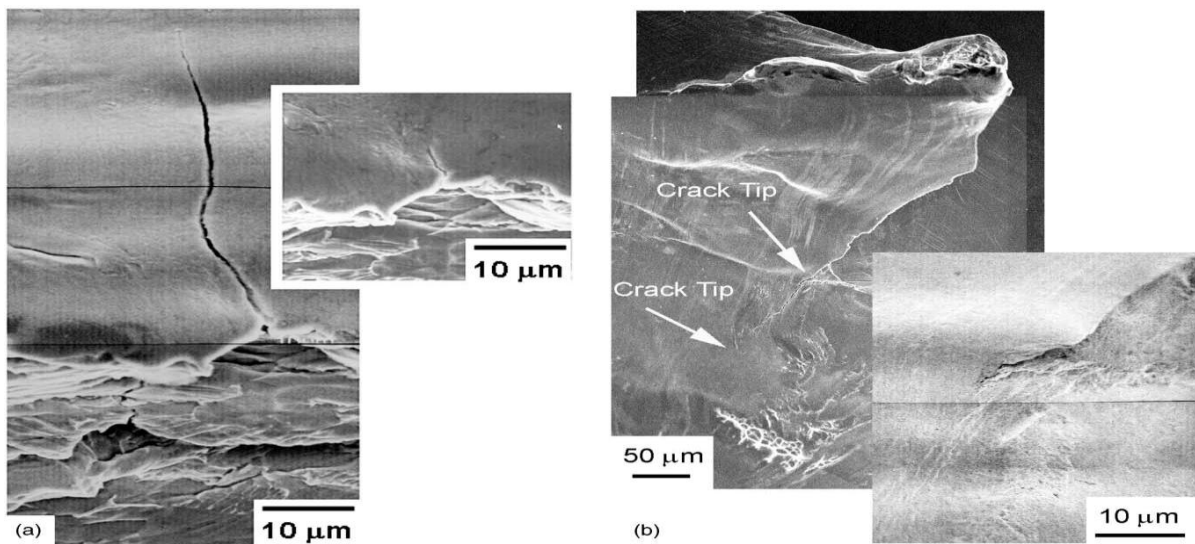


Fig. 9: esempi di cricche indotte da F.O.D. in strutture bi-modali(a) e lamellari(b)

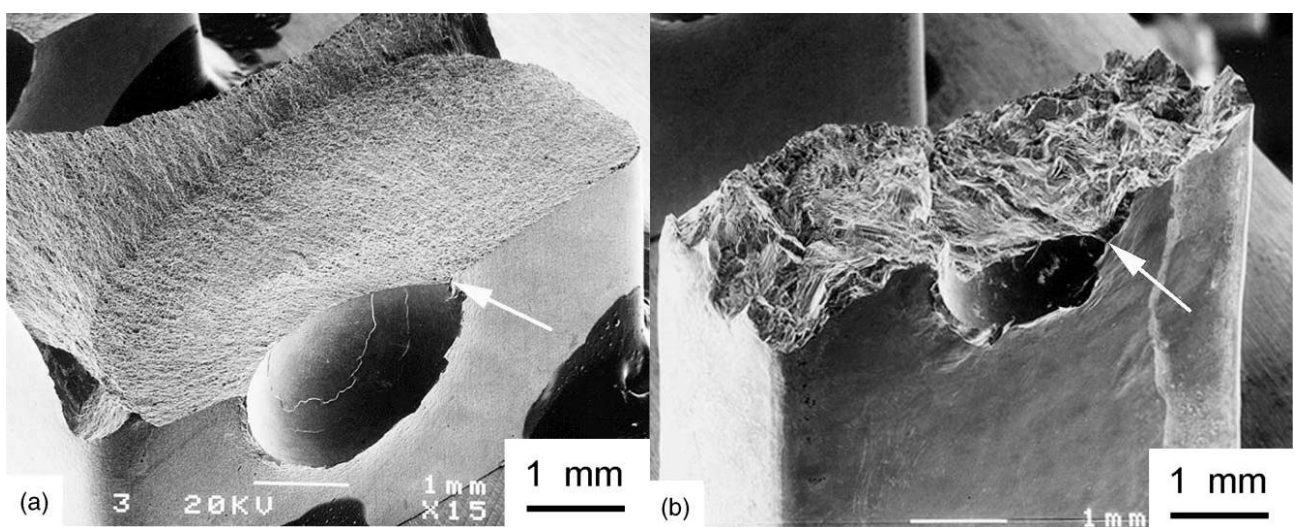


Fig.10: rotture da fatica indotte da cricche da F.O.D. sull'anello del cratere da impatto struttura bi-modale(a) e lamellare (b)

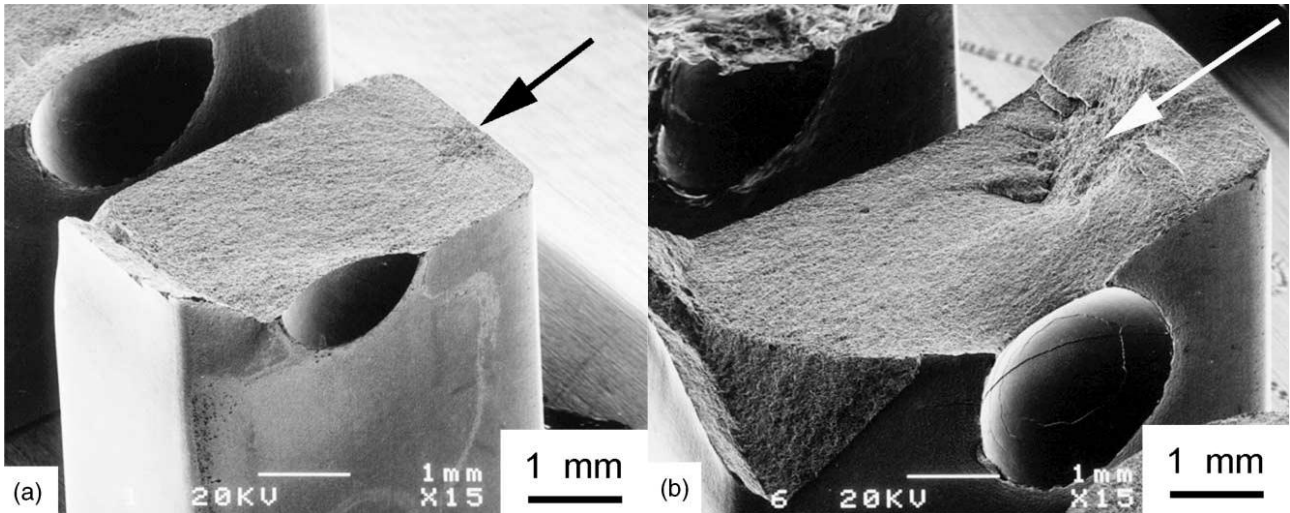


Fig. 11: rottura da fatica su provini sottoposti a F.O.D. a bassa velocità

3.4.3.4 microstruttura

Durante lo studio della lega sottoposta a F.O.D. e delle conseguenze di questa prova sulla lega stessa, abbiamo riscontrato come anche la microstruttura del materiale giochi un ruolo fondamentale, se non addirittura preponderante, nei meccanismi di formazione e crescita delle cricche da fatica.

La lega Ti6Al4V è una lega bifasica α (esagonale)+ β (cubico corpo centrato) con tre possibili meccanismi di formazione della microstruttura(ovvero della disposizione geometrica delle fasi α e β) a seconda del trattamento termomeccanico a cui le lega viene sottoposta[32].

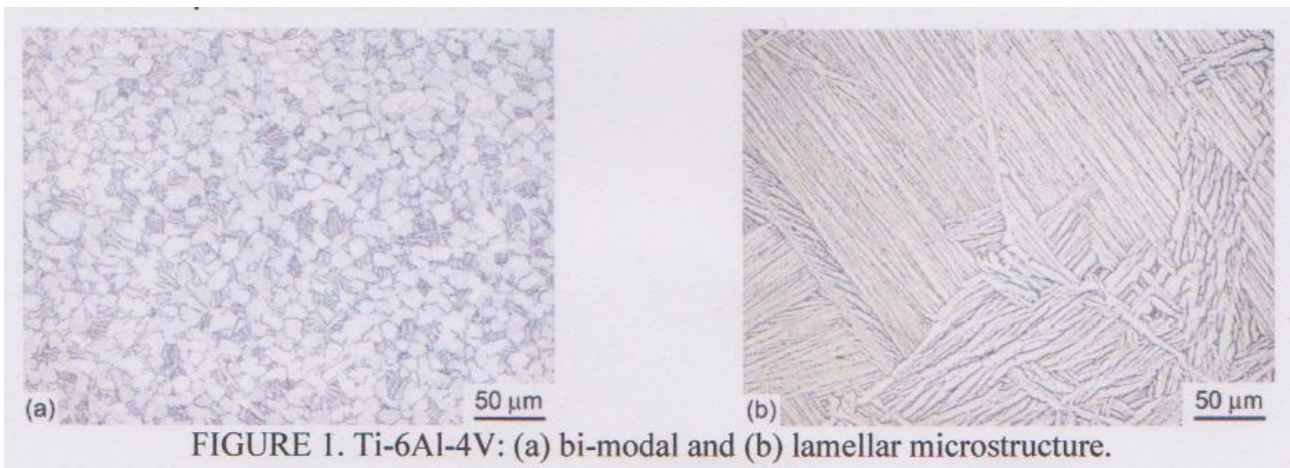


Fig. 12: strutture bimodale(a) e lamellare(b)[33].

Si può avere una struttura di tipo lamellare, equiassica(poco interessante sia nei nostri studi che meccanicamente) o bimodale, che corrisponde ad una struttura mista lamellare-equiassica.

La scelta della microstruttura ha come prima conseguenza la scelta tra una lega con forte tolleranza al danneggiamento, cioè una forte resistenza alla crescita delle large crack, e la durabilità, ovvero resistenza alla formazione ed alla crescita di small crack [31].

La resistenza alla crescita delle large crack è tipica di una struttura grezza e di meccanismi ad essa legata(quali per esempio la chiusura delle cricche causate dalla rugosità), mentre la resistenza alla formazione ed alla crescita delle small crack sono caratteristiche intrinseche di una microstruttura fine [31].

Una struttura grezza β -lamellare, le cui microdimensioni sono maggiori di almeno un ordine di grandezza rispetto a quelle di una struttura equiassica bimodale, ha chiaramente una migliore resistenza al danneggiamento. Questo tipo di struttura più resistente e più dura e sviluppa un alto grado di difesa da formazione di cricche sia in Modo I che in Modo II rendendo il cammino delle cricche molto deviato e contorto e dalla superficie di rottura più dura [31].

Una struttura bimodale ha invece migliori proprietà di resistenza verso la crescita di large cracks sia in Modo I che in Modo Misto.

Al crescere del rapporto di carico R il comportamento delle due microstrutture verso la fatica tende comunque ad essere simile, così come per le small crack derivanti da F.O.D.

La bassa duttilità della struttura lamellare è il motivo per cui essa è più incline alla formazione di small crack da F.O.D. ed in una struttura lamellare anche cricche di dimensioni non piccole risultano equiparabili ad una small crack [31].

Queste osservazioni ci aiutano a delineare come la microstruttura influenzi il comportamento a fatica della lega Ti6Al4V

La prima osservazione che possiamo riportare è che, sebbene le differenze non siano grandi, la microstruttura lamellare sembra avere una miglior vita a fatica per alto numero di cicli e rapporti di carico bassi (fino a $R=0,5$). Questo sembra dovuto ad una più alta resistenza a sforzi a trazione ed a dimensioni microstrutturali maggiori. Al contrario per numero di cicli bassi la struttura bimodale esibisce una lievemente migliore vita a fatica, probabilmente grazie alla superiore duttilità di questo tipo di microstruttura [31].

La struttura lamellare mostra una migliore resistenza alla propagazione delle cricche (in modo I). Questo fenomeno può essere associato alla tortuosità del percorso che la cricca deve percorrere per propagarsi. Questa tortuosità è legata all'effetto di chiusura delle cricche indotta dalla rugosità. Ad alti valori del rapporto di carico R, per i quali l'effetto di chiusura si riduce, il comportamento a fatica delle due microstrutture è simile [31].

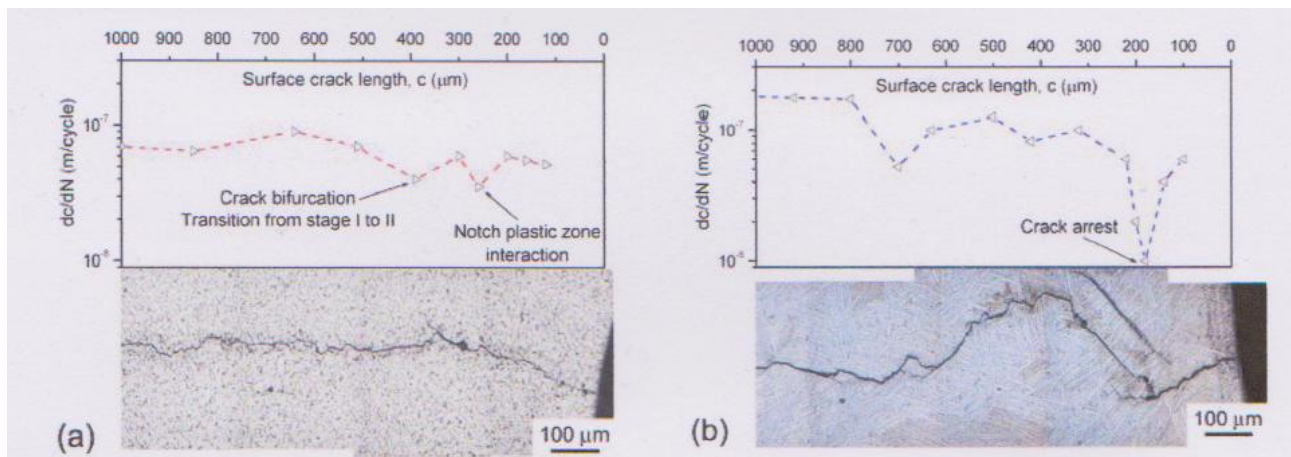


Fig. 13: profili tipici per (a) struttura bimodale e (b) per struttura lamellare con rappresentazione dell'andamento in funzione della velocità di propagazione [33].

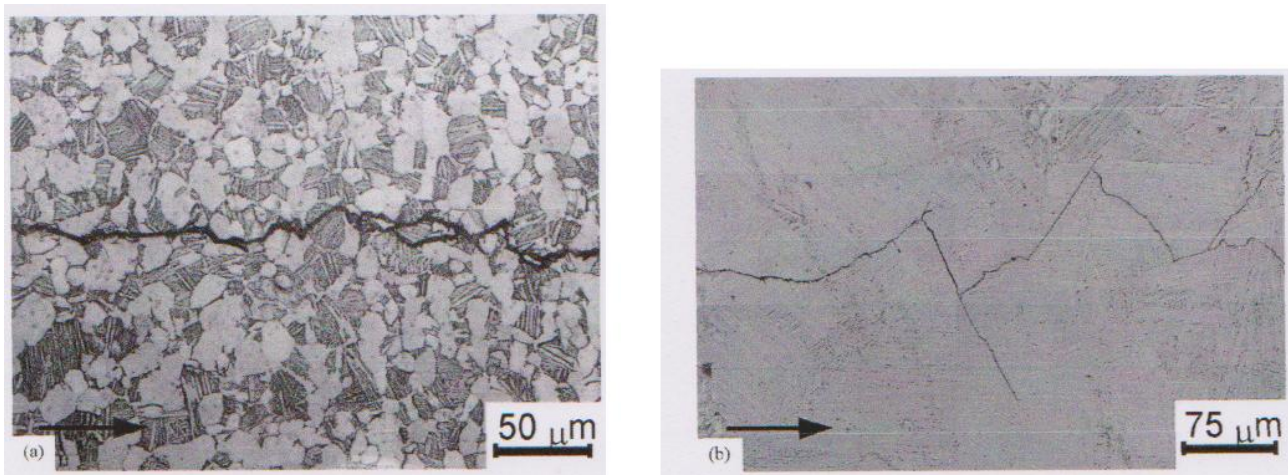


Fig. 14: ingrandimento di una cricca in struttura bimodale (a) e lamellare (b)[31]

La misurazione di large cracks a Modi Misti indica che quanto più la modalità di propagazione è a Modi Misti tanta più energia è richiesta per la formazione delle cricche. Cioè è dovuto al meccanismo di chiusura da rugosità per il modo I e l'interferenza da presenza di cricche superficiali in modo II. Questo è valido sia per la struttura lamellare che bimodale [31].

La struttura lamellare mostra una superiore resistenza alla propagazione di large cracks in Modo Misto. Ma quanto più la propagazione della cricca diventa a Modi Misti, tanto più il comportamento delle due microstrutture diventa simile [31].

A causa della limitata influenza del meccanismo di chiusura delle cricche, le short cracks e le small cracks si propagano in maniera sensibilmente inferiore a quella delle large cracks e risultano insensibili alla modalità di propagazione. Se si riduce il meccanismo di chiusura, si può notare come le short cracks si propagano come le large cracks. Nella struttura lamellare la propagazione delle short cracks è più difficile rispetto alla struttura bimodale[31].

La resistenza delle due microstrutture alla formazione di cricche da F.O.D. è simile, anche se la struttura lamellare mostra una sensibilità alla formazione di cricche lievemente superiore[31].

3.4.3.5 Il ruolo delle tensioni residue

Un interessante fenomeno verso cui rivolgere le nostre attenzioni è quello che si sviluppa come conseguenza diretta dell'applicazione del F.O.D..

Infatti a seguito di questo test nella lega si sviluppa uno stato di tensioni residue (sia di trazione che di compressione).

Innanzitutto si è potuto osservare che similmente a quanto accade con i trattamenti superficiali[41] gli effetti benefici di questo campo di tensioni residue sono più importanti in caso di bassi valori delle tensioni residue stesse[34].

Uno stato tensionale residuo che si sovrappone a quello derivante da fatica non modifica l'ampiezza lo spettro dei valori del campo tensionale, ma ne sposta i valori massimo e minimo[34].

Uno stato tensionale residuo compressivo che si sovrappone a quello da fatica abbassa il valore del rapporto di carico R che innesca l'inizio della cricca anche fino a valori negativi[34].

Confrontando due campi di tensioni, uno di tensioni residue di compressione ed uno da fatica, risulta che il primo incide sul valore di R, abbassandolo, molto meno del secondo [34].

Lo stato tensionale residuo compressivo non influenza la crescita della cricca durante la compressione [34][35].

In caso di tensioni residue di trazione il valore di R che innesca il principio delle cricche aumenta, anche se il campo dei valori della tensione resta invariato [34]. In questo caso, cioè all'aumentare di R, si verifica un abbassamento dei limiti delle tensioni di fatica [42].

Infine, gli effetti benefici da compressione derivanti da rapporti di carico R negativi possono essere rimossi.

Concludendo si può dire che eventuali stati di tensioni residui di trazione portano alla degradazione del comportamento a fatica [34].

3.4.3.6 Comportamento della lega a temperature criogeniche

Un'ultima osservazione effettuata riguarda il comportamento della lega a temperature criogeniche. La lega Ti6Al4V a questo livello di temperature ha lo stesso tipo di comportamento rilevato a t ambiente, ma con un drastico calo delle caratteristiche [36].

Questo indebolimento delle caratteristiche può essere in parte ovviato attraverso trattamenti termici o lavorazioni che operino sulle dimensioni dei grani della fase α [36].

BIBLIOGRAFIA

- [1] - Tanaka K., Department of Mechanical Engineering, Kyoto University, Kyoto, Japan
- [2] - G. Cima, S. Corradi, M. Marchetti, F. Iacovello, *Comportamento a fatica della lega Ti6Al4V al variare delle interazioni tra i parametri di carico e la temperatura*, Atti del Convegno IGF15 - Bari 3-5 maggio 2000, 227-239. (ISBN 978-88-95940-12-0).
- [3] - F. Iacoviello, N. Bonora, M. Marchetti, *Propagazione cricca a fatica lega Ti-6Al-4V*, Atti del Convegno IGF15 - Bari 3-5 maggio 2000, 239-247 (ISBN 978-88-95940-12-0).
- [4] - Tanaka K., *Fatigue crack propagation from a crack inclined to the cyclic tensile axis*, Engng Fracture Mech., 6, pp.493-507, (1974).
- [5] - Patel A. B., Pandey P.K., *Fatigue crack growth under mixed mode loading*, Fatigue Fracture Engng Mater. Structures, 4, 65-77, (1981).
- [6] - Chen W. R., Keer L. M., *Fatigue crack growth in mixed mode loading*, J. Engng Mater. Technol., ASME Trans., 113, 222-227, (1991).
- [7] - Quian J., Fatemi A., *Mixed Mode Fatigue Crack Growth: a literature Survey*, Engng Fracture Mech., 55, pp.969-990, (1996).
- [8] - Yokobori T., Sato K., *The effect of frequency on fatigue crack propagation rate and striation spacing in 2024 T3 aluminium alloy and SM-50 steel*, Engng Fracture Mech., 8, pp. 81-88, (1976).
- [9] - Corradi S., Marchetti M., *Plasticity effects on mixed mode fatigue crack propagation in Ti-6Al-4V alloy*, Aerotecnica Missili e Spazio, 75 No 3-4, pp. 101-108, (1996).
- [10] - Sakamoto H., Takezono S., Nakano T., *Effect of stress frequency on fatigue crack initiation in titanium*, Engineering Fracture Mechanics (January 1988), 30, pp. 373-382, (1988).
- [11] - Hardy M. C., Leggett A.J., *Effect of loading Rate on the Elevated Temperature Fatigue Crack Growth Behaviour of a near- α Titanium Alloy*, in Titanium 95: Science and Technology, Blenkinsop P.A., Evans W. J. Flower H.M., Eds., Birmingham, pp. 1195-1202, (1995).
- [12] - Ferreira J. A. M., Costa J. D. M., Reis P. N. B., *Fatigue and Creep in Titanium grade 2*, Int. J. Fatigue, 18, pp. 227-233, (1996).
- [13] - Otsuka A., Tohgo K., Matsuyama H., *Fatigue crack initiation and growth under mixed mode loading in Aluminium alloys 2017-T3 and 7075-T6*, Engng Fracture Mech., 28 p.721-732, (1987).
- [14] - Pook L. P., *A failure mechanism map for mixed mode I and II fatigue crack growth threshold*, Int. J. Fracture, 28, R21-23, (1985).
- [15] - Richard H. A., *A new compact shear specimen*, Int. J. Fracture, 17, pp. R105-R107, (1981).
- [16] - Hu H. P., Jia B. Y., Li Z. T., Lu X., in *Localized Damage III Computer Aided Assesment and Control*, Eds. Aliabadi M.H., Carpinteri A., Kalisky S. and Cartwright D. J.,

Computational Mechanics Publication, Boston, p. 11, (1994).

[17] - ASTM E647-95a, *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*.

[18] - Srinivas V., Vasudevan P., *Studies of Mixed Mode Crack propagation in D16Al-Titanium alloy*, Engng Fracture Mech., 45, pp. 415-430, (1993).

[19] - Iost, *A and Lesage*, J. Eng. Mech., 1990, 36, 585.

[20] - R.O. Ritchie, D.L. Davidson, B. L. Boyce, J. P. Campbell, O. Roden , *High-cycle fatigue of Ti-6Al-4V*, 1999, Blackwell Science Ltd. Fatigue Fract. Engng Mater Struct 22, 621-631

[21] - J. O. Peters, Technische Universität Hamburg-Harburg, Hamburg-Harburg, Germany

[22] - R.O. Ritchie, *Department of Materials Science and Engineering, University of California, Berkeley, CA 94720-1760, USA*

[23] - B. L. Boyce, Microsystems Materials Department, Sandia National Laboratories, P.O. Box 5800, Albuquerque, NM 87123, USA

[24] - J. P. Campbell, *Metals Fabrication Division, General Motors, Troy, MI 48084, USA*

[25] - J. M. Larsen, B. D. Worth, C. G. Annis and F. K. Haake (1996), *An assessment of the role of near-threshold crack growth in high-cycle-fatigue life prediction of aerospace titanium alloys under turbine engine spectra.*, Int. J. Fracture 80, 237–255.

[26] - R. O. Ritchie and J. Lankford (1986) *Small fatigue cracks: a statement of the problem and potential solutions*. Materials Sci.Engineering84, 11–16

[27] - M. Sugano, S. Kanno and T. Satake (1989) *Fatigue behavior of titanium in vacuum*. Acta Metall. 37, 1811–1820.

[28] - R. K. Kalla, J. P. Campbell, R. O. Ritchie, *Mixed mode, high cycle fatigue crack growth thresholds in Ti-6Al-4V: Role of small cracks*, Int. J. Fatigue 24(2002) 1047-1062.

[29] - J. O. Peters, R. O. Ritchie, *Foreign-object damage and high-cycle fatigue: role of microstructure in Ti-6Al-4V*, Int. J. Fatigue 23(2001) S413-S421

[30] - Behzad Majidi, *Fatigue life and short crack behavior in Ti-6Al-4V alloy: interactions of foreign object damage, stress and temperature*, Metallurgical and materials transactions A, volume 39a(April 2008) 772-777.

[31] - R. K. Kalla, J. P. Campbell, R. O. Ritchie, J. O. Peters, R. O. Ritchie, *Influence of microstructure on high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V: bimodal vs. lamellar structures*, Metallurgical and materials transactions A, volume 33a(March 2002) 899-918

[32] www.dmfc.unict.it/siracusa/web1/materiale_didattico/b3.pdf

[33] - M. Benedetti, V. Fontanari, *The role of bi-modal and lamellar microstructures of Ti-6Al-4V on the behavior of fatigue cracks emanating from edge-notches*, Proceedings of ECF 15 the 15th European Conference of Fracture, Stockholm (Sweden), 10-13 August, 2004.

[34] - S. R. Thompson, J. J. Ruschau, T. Nicholas, *Influence of residual stresses on high cycle fatigue strength of Ti-6Al-4V subjected to foreign object damage*, Int. J. Fatigue 23(2001) S405-S417

[35] - P. S. Prevey, N. Jayaraman, R. Ravindranath, *Incorporation of residual stresses in the fatigue performance design of Ti-6Al-4V*, Proceedings International Conference on Fatigue Damage of Structural Materials V, Hyannis, MA, Sept. 19-24, 2004, (LT Paper 253)

[36] - T. Yuri, Y. Ono, T. Ogata, *Notch effects on high-cycle fatigue properties of Ti-6Al-4V ELI alloy at cryogenic temperatures*, Cryogenics 46(2006)30–36, www.elsevier.com/locate/cryogenics

[37] - Peters JO, Roder O, Boyce BL, Thompson AW, Ritchie R.O., *Role of foreign object damage on thresholds for high-cycle fatigue in Ti-6Al-4V*. Metall Metal Trans 2000;31A:1571–83

[38] - Hamrick JL., *Effects of foreign object damage from small hard particles on the high-cycle fatigue life of Ti-6Al-4V*, Ph.D. Dissertation, Air Force Institute of Technology, September, 1999

[39] - Martinez CM., *Effects of ballistic impact damage on fatigue crack initiation in Ti-6Al-4V simulated engine blades*, M.S. Thesis, School of Engineering, University of Dayton, Dayton, OH, April, 2000.

- [40] - Martinez CM, Birkbeck J, Eylon D, Nicholas T, Thompson SR, Ruschau JJ, Porter W.J., *Effects of ballistic impact damage on fatigue crack initiation in Ti-6Al-4V simulated engine blades*, Mat Sci Eng (in press).
- [41] - Ruschau JJ, John R, Thompson SR, Nicholas T, *Fatigue crack growth rate characteristics of laser shock peened titanium*, ASME J Eng Mat Tech 1999;121:321-9.
- [42] - Nicholas T, Maxwell D.C., *Evolution and effects of damage in Ti-6Al-4V under high cycle fatigue*, In: Ellyin F, Provan JW, editors. Progress in Mechanical Behaviour of Materials, Proceedings of the Eighth International Conference on the Mechanical Behaviour of Materials, ICM-8, vol. III. Flenning Printing, Victoria, BC, 1999. p. 1161-1166

Capitolo 4

Effetti della pallinatura sulla vita a fatica della lega Ti6Al4V

§ 4.1 Introduzione

Nel capitolo precedente abbiamo visto come il F.O.D. influisca positivamente sulla vita a fatica della lega.

La pallinatura è un trattamento ad impatto che si basa sull' "applicazione pratica" del F.O.D.

In questo capitolo andremo dunque ad affrontare lo studio degli effetti della pallinatura sulla lega Ti6Al4V.

Su questo argomento esiste una variegata letteratura, basata soprattutto su esperienze di laboratorio più che su osservazioni effettuate sul campo.

L'applicazione della pallinatura per migliorare le prestazioni in regime di vita a fatica è una pratica comune soprattutto nell'industria aerospaziale. Frequentemente i componenti aerospaziali vengono addirittura ripallinati, con operazioni di recupero dei pezzi, per poter ripristinare le tensioni compressive conseguenza del trattamento, che durante la messa in esercizio vengono ridistribuite.

Lo studio degli effetti della pallinatura sulla nostra lega sarà fatto attraverso l'analisi dei risultati di quella che nel corso degli anni è stata la più applicata ed efficiente metodologia di esperienza in laboratorio. Attraverso l'analisi di questi risultati, ottenuti in varie condizioni di temperatura, stato del materiale (nello specifico anodizzato e non anodizzato) ed al variare dei pallini, valuteremo gli effetti della pallinatura sulla vita a fatica della lega Ti6Al4V.

§ 4.2 La lega Ti6Al4V e la pallinatura

Le leghe di titanio vengono utilizzate in vari campi dell'industria date le elevate caratteristiche meccaniche e proprietà a fatica[1][2].

Tra queste leghe, quella nota come Ti6Al4V è una delle più importanti e diffuse sia in campo spaziale che biomedico[24]. I componenti utilizzati in questi settori sono sottoposti a severi carichi a fatica[3].

Per migliorare le proprietà a fatica dei materiali sono stati sviluppati diversi trattamenti superficiali, con lo scopo di ritardare la formazione e la crescita delle cricche a fatica[4].

Tra questi trattamenti la pallinatura è uno dei più diffusi, efficaci ed economici.

I benefici della pallinatura sono attribuibili all'indurimento superficiale ed allo sviluppo di tensioni residue di compressione subsuperficiali[5][6].

In campo aerospaziale i componenti Ti6Al4V oltre ad essere sottoposti a carichi a fatica elevati, spesso lavorano a temperature elevate. Questa combinazione di carichi di fatica elevati ed alte temperature può annullare l'effetto benefico sulla vita a fatica derivante dallo stato compressivo residuo da compressione impresso dalla pallinatura.

Sono stati condotti diversi studi sul rilassamento delle tensioni residue causato da esposizione termica [7], carico ciclico[8-9] e condizioni di carico termomeccanico [10-11]. Per ovviare a questo rilassamento risulta quindi interessante non solo studiare gli effetti della pallinatura "semplice" sulla

vita a fatica della lega Ti6Al4V, ma anche come questi possano essere conservati o ripristinati. Tra questi metodi vedremo come la ripallinatura porti vantaggi significativi.

§ 4.3 Analisi delle condizioni iniziali della procedura sperimentale

Noi valuteremo i risultati ottenuti su un provino in lega Ti6Al4V preriscaldato per 30 minuti a 940° C, forgiato a piastra, sottoposto a trattamento di soluzione per un'ora a 925° C, raffreddato ad aria insufflata ed infine stabilizzato tramite ricottura a 700° C per due ore. Nella tabella sottostante riportiamo la tabella della composizione del provino [25].

| | |
|----|---------|
| Ti | Balance |
| Al | 6.27 |
| V | 4.19 |
| Fe | 0.200 |
| O | 0.181 |
| N | 0.012 |
| H | 0.0041 |

Tabella 1: composizione chimica della lega Ti6Al4V utilizzata per il provino [25]

L'analisi della microstruttura della lega rivela che il suo volume è costituito per il 64% di grani equiassici α e colonie lamellari $\alpha+\beta$ (vedi fig.1) [14].

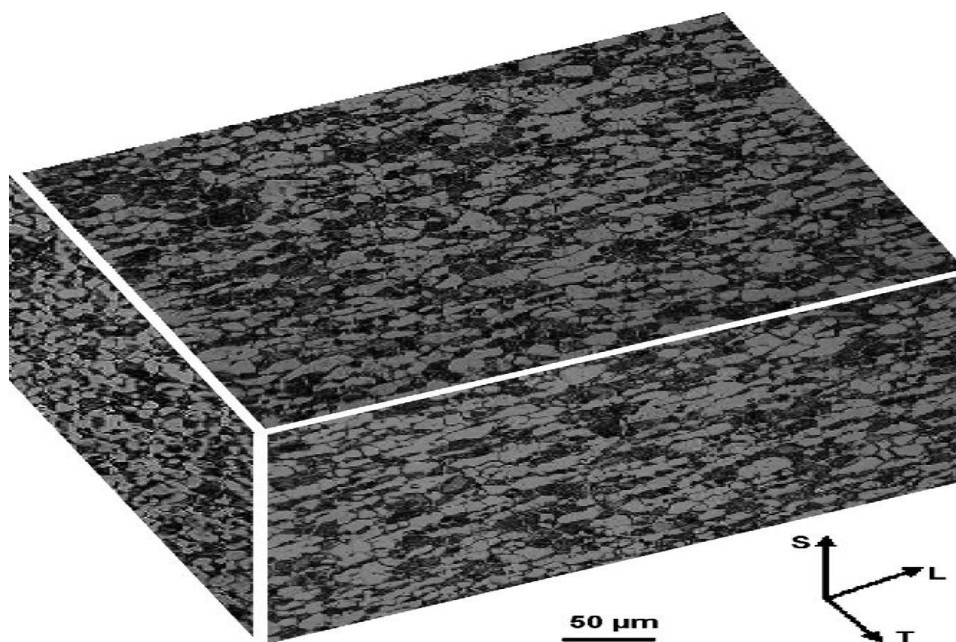


Fig.1: micrografia ottica della struttura della lega allo stato non trattato a pallinatura [25]

La dimensione dei grani è di circa $20\mu\text{m}$, i grani risultano allungati nella direzione della forgiatura. La tensione di snervamento predeterminata a temperatura ambiente è pari a $\sigma_y=980\text{ MPa}$. Le dimensioni del provino, che ha forma rettangolare sono $40\times 15\times 5$ (misure in millimetri). Tutti i provini vengono pallinati con un'intensità di 6-8 A(Almen) usando pallini MI-170-R in acciaio con una percentuale di copertura del 125%. La rugosità superficiale della superficie pallinata è di circa $1.3\mu\text{m}$, molto superiore a quella della superficie in stato non trattato ($R_a=0.3\mu\text{m}$). Queste sono le condizioni ideali per il tipo di test più utilizzato nelle varie esperienze condotte sugli effetti della pallinatura sulla vita a fatica della lega Ti6Al4V. I risultati ottenuti con queste condizioni iniziali e metodologia sono comunque perfettamente confrontabili e riscontrabili con quelli ottenuti in altri tipi di prova svolte con condizioni iniziali e strumentazioni diverse [26-27].

§ 4.4 Analisi dei risultati

4.4.1 Rugosità superficiale e tensioni residue nella lega Ti6Al4V dopo la pallinatura

Le cricche da fatica si innescano sulla superficie del componente analizzato: di conseguenza, il suo stato superficiale ha una grande influenza sulla sua vita a fatica. La figura 2 indica i valori della rugosità superficiale nel provino prima ($R_a=0.3\mu\text{m}$) e dopo la pallinatura ($R_a=1.3\mu\text{m}$). La figura 2 mostra anche come sulla superficie pallinata ci siano punte di rugosità fino a $4\mu\text{m}$ (su una superficie topografica di $200\mu\text{m}$, un angolo di apertura topografica di $\eta=85.43^\circ$ ed una profondità di $8\mu\text{m}$).

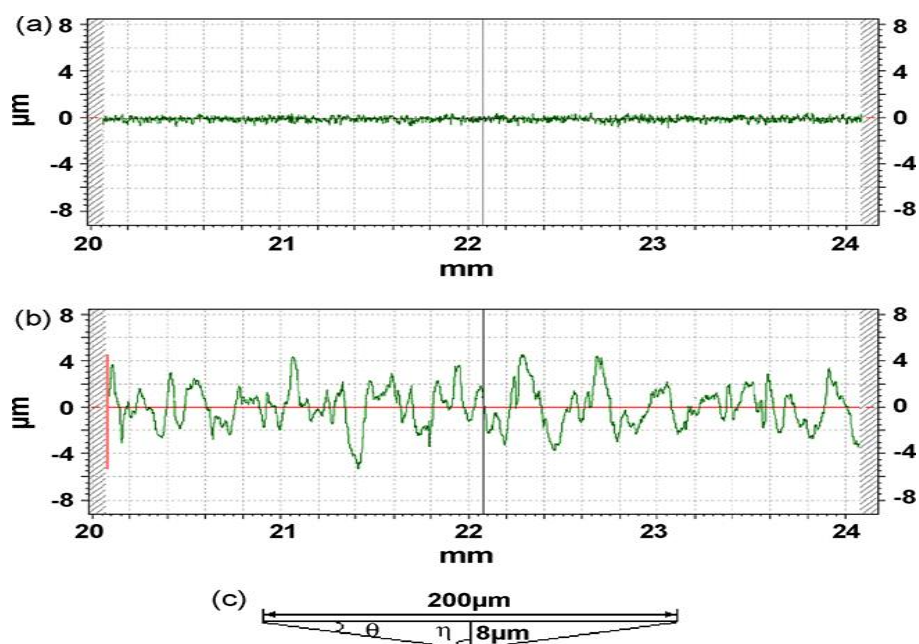


Fig. 2: valori rugosità della cricca. a) stato non pallinato, b) stato pallinato, c) diagramma schematico della cricca [25]

Tradizionalmente queste discontinuità superficiali sono considerate come potenziali siti di nucleazione per le cricche.

In questo studio vedremo come la pallinatura “spinge” i siti di formazione delle cricche ad una profondità di 200-300µm, laddove si ha il rilassamento delle tensioni residue compressive e la nascita di tensioni di trazione [25].

La figura 3 ci mostra i profili delle curve di andamento dei valori delle tensioni residue per provini non pallinati, pallinati sottoposti a fatica(50% vita prevista) a temperatura ambiente e pallinati sottoposti a fatica(50% vita prevista) a T=150°C.

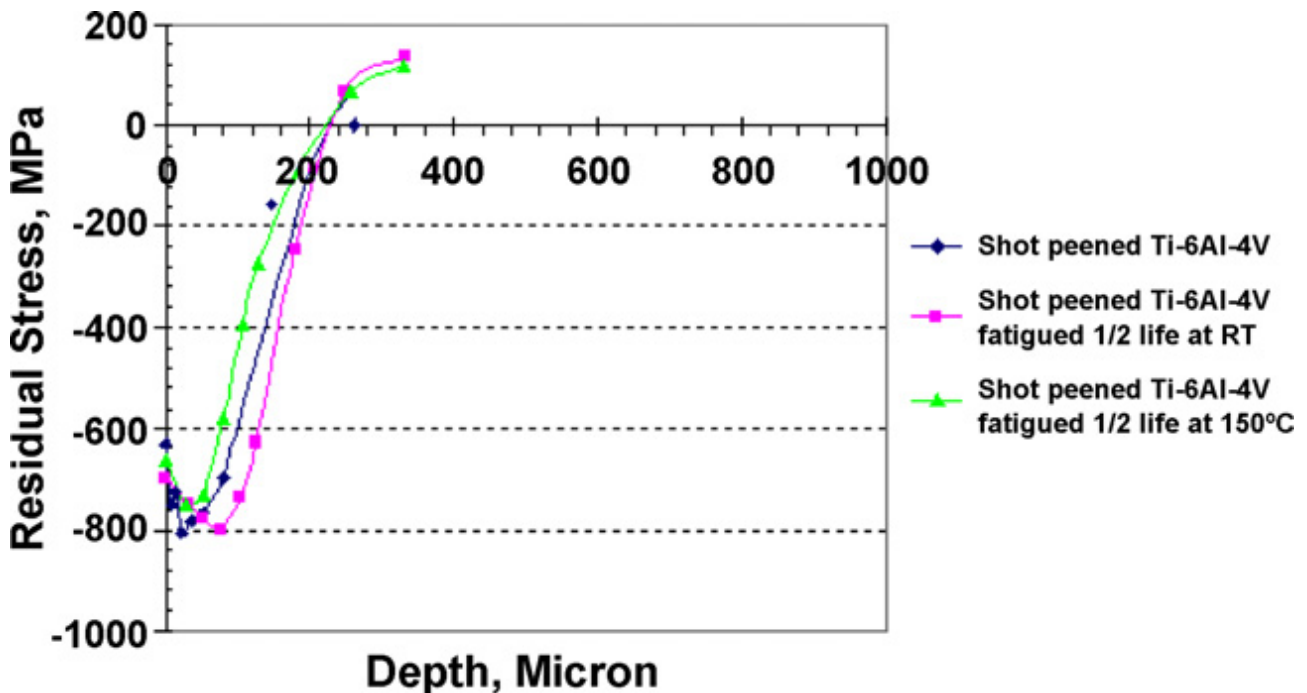


Fig. 3: profili tensioni residue per provini pallinati, pallinati e sottoposti a fatica(50% vita prevista) a temperatura ambiente ed a 150° [25]

Come possiamo vedere, per un ciclo a fatica pari al 50% della vita prevista, le tensioni residue compressive risultano confinate in un sottile strato di circa 250µm di profondità e raggiungono il massimo a temperatura ambiente di -800 MPa ad una profondità di circa 25µm (alla temperatura di 150° C si ha un valore di -750 MPa) [25].

Il valore massimo delle tensioni residue viene raggiunto a profondità maggiori rispetto ad un provino solo pallinato e non affaticato [25].

Queste tensioni provocano un significativo incrudimento (fino al 60%) del materiale[25] e la percentuale di incrudimento diminuisce all’aumentare della profondità a cui si scende[25].

4.4.2 Resistenza a fatica della lega Ti6Al4V sottoposta a pallinatura

I limiti a fatica della lega allo stato “naturale” e dopo pallinatura a temperatura ambiente ed a quella di 150°C sono stati misurati con un metodo step-test[16], che prevede l’utilizzo di un solo provino. Si è così potuta estrapolare un’equazione per calcolare i limiti a fatica [16]:

$$\Delta\sigma_{ES}=\Delta\sigma_{PS}+(\Delta\sigma_F-\Delta\sigma_{PS})(N_F/N_{RO})$$

$\Delta\sigma_{SE}$ = limite a fatica per il dato nr. di cicli

$\Delta\sigma_{PS}$ = range tensioni per il precedente intervallo di cicliche non ha portato alla rottura

$\Delta\sigma_F$ = range tensioni intervallo di cicli finale

N_F = nr. cicli rottura nell’intervallo di cicli finale

$N_{RO}=5 \times 10^6$ nr. cicli per run-out intervallo di cicli precedente.

La figura 4 evidenzia come la pallinatura incrementi il limite a fatica della lega dal 65% al 71% di $\sigma_y=980$ MPa e ci mostra come il valore di σ a fatica sotto carico ciclico per una temperatura di 150 ° per un provino pallinato sia praticamente identico rispetto al caso a temperatura ambiente.

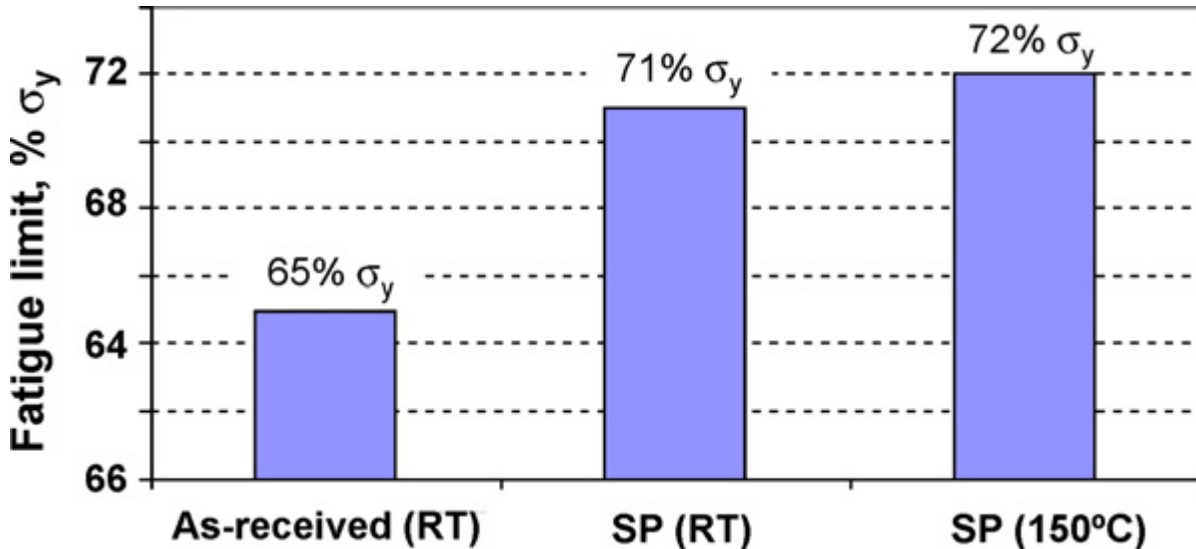


Fig. 4: limiti a fatica della lega a T ambiente non pallinata, pallinata a T ambiente e pallinata a T=150° [25]

E' credibile che questo aumento dei limiti di fatica dipenda dall'incrudimento e soprattutto dalla posizione non più in superficie delle tensioni residue di compressione [25].

Dunque maggiori e più profonde tensioni residue compressive sono più efficaci nel ritardare la nascita e la crescita delle cricche da fatica e quindi nell'allungare la vita a fatica dei componenti trattati [17].

Il test ha mostrato come il valore del limite a fatica della lega pallinata a temperatura ambiente ed alla temperatura di 150° C sia praticamente lo stesso [25].

Questo fattore è di particolare importanza nell'utilizzo pratico della lega, la quale spesso viene utilizzata/messa in esercizio a temperatura prossime a 150° C.

A temperature superiori si verifica un maggior rilassamento ed una redistribuzione delle tensioni residue, particolarmente in superficie, che riduce l'impatto benefico della pallinatura [18-19].

Abbiamo detto che il miglioramento dei limiti di fatica a temperatura ambiente ed a quella di 150°C è praticamente identico. Questo fa capire che gli effetti delle tensioni residue indotte dalla pallinatura siano persistenti in queste condizioni. Possiamo quindi dire che in regime di vita prolungata i carichi sono macroscopicamente elastici [25] e che, alla temperatura di 150° C, le forze trainanti per il creep che portano alla redistribuzione delle tensioni residue sono deboli [25].

Possiamo vedere come questo sia stato sviluppato anche attraverso l'equazione di Avrami[20]:

$$\frac{\sigma^{rs}(T, t)}{\sigma_0^{rs}} = \exp \left(- \left[C \exp \left(- \frac{\Delta H_A}{kT} \right) t \right]^m \right)$$

$\sigma^{rs}(T, t)$ =valore delle tensioni residue dopo esposizione alla temperatura T per un tempo t

σ_0^{rs} = valore delle tensioni residue prima del rilassamento

ΔH_A =valore dell'entalpia per il processo di rilassamento delle tensioni residue

m esponente

k costante Boltzmann
C costante di velocità

In questa equazione risulta evidente come il tempo di permanenza t e la temperatura T agiscano sulla redistribuzione ed il rilassamento delle tensioni residue e come questa azione risulti sempre più evidente al crescere dei loro valori[25].

4.4.3 Percorso della cricca e superficie di frattura

La figura 5 mostra il percorso della cricca sulla superficie LT di un provino non pallinato sottoposto ad una tensione $\sigma=0.8\sigma_y$ ($\sigma_y=980$ MPa).

La cricca a fatica può formarsi in una zona a fase α o all'interfaccia tra i grani $\alpha+\beta$ (fig. 6 posizione A).

In leghe di titanio $\alpha+\beta$ una piccola presenza di fase β permette la possibilità di tempra attraverso trattamento termico.

Le resistenza alla nucleazione di una cricca si indebolisce all'aumentare della frazione di volume della fase α [21].

La freccia in figura 5 indica la direzione di propagazione dei due principi di cricca.

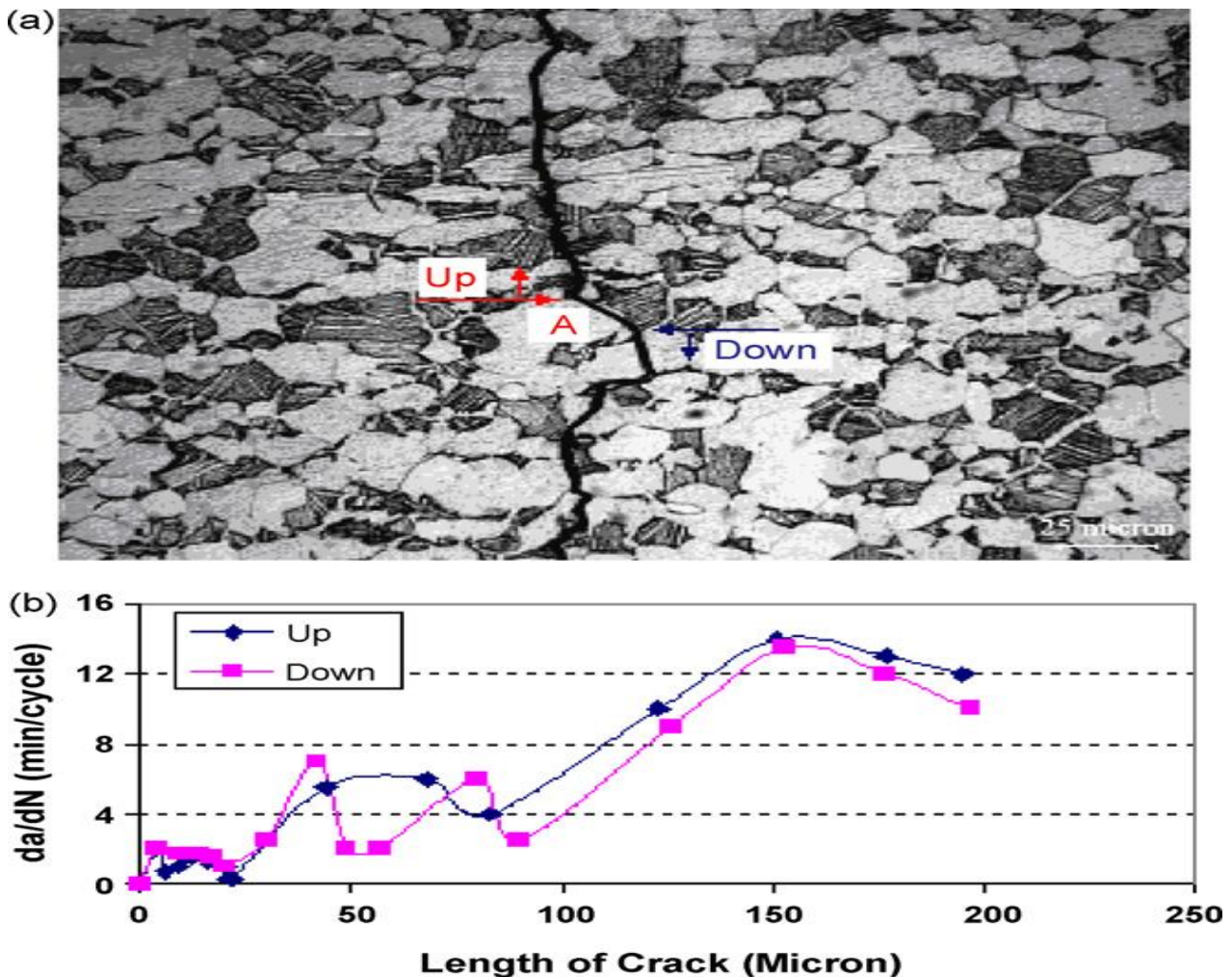


Fig. 5: morfologia (a) e tasso di crescita (b) di una short crack da fatica sulla superficie LT di un provino non pallinato sottoposto ad un carico a fatica pari a 80% σ_y [25]

Nel tipo di prova valutato la cricca si propaga cristallograficamente all'interno della fase α [25].

Nella fase $\alpha+\beta$ la crescita è di tipo non cristallografico [25].

La deflessione del percorso della cricca attorno al bordo del grano viene fortemente influenzata dall'orientazione dei due grani vicini [25].

La cricca a fatica cresce più velocemente nei grani α che nei grani $\alpha+\beta$ data la struttura hcp(esagonale compatta) dei grani α ed ha una forte tendenza allo scorrimento planare, soprattutto lungo il proprio piano basale [25].

In altre parole, la crescita di una short crack da fatica, in questa lega, si verifica lungo il proprio piano di scorrimento all'interno di ogni singolo grano α [22].

Contemporaneamente, la cresciuta deflessione del cammino della cricca è il maggior contribuente della maggiore durezza della struttura lamellare [14].

La figura 6 mostra alcune immagini della superficie di rottura della lega pallinata a T ambiente ed a $T=150^\circ$.

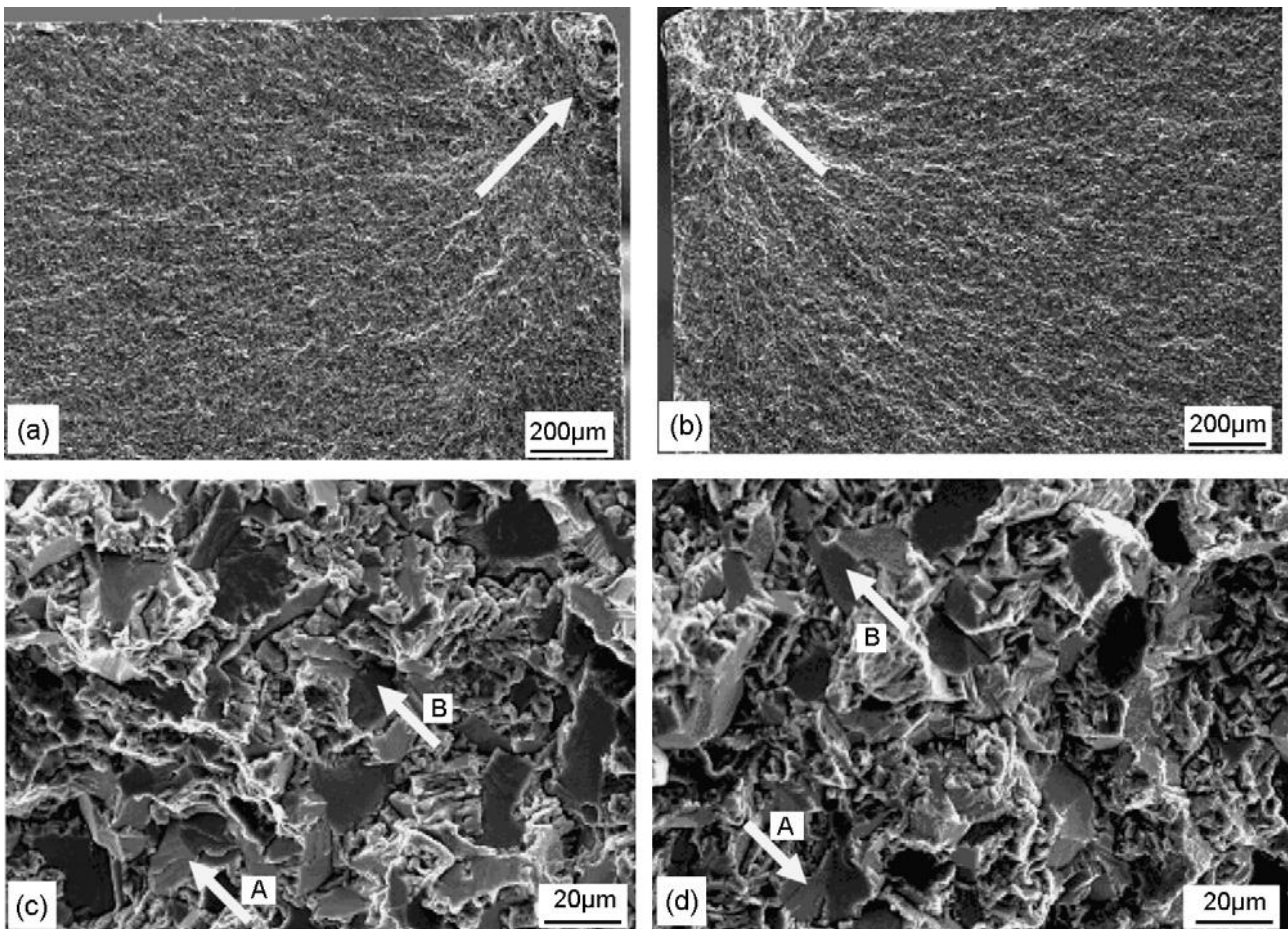


Fig. 6: superficie di frattura a fatica ($75\% \sigma_y$) di un provino pallinato in lega Ti6Al4V a temperatura ambiente(a,c) ed a $T=150^\circ\text{C}$ (b,d) [25].

Come sopra menzionato, la cricca a fatica comincia sempre sulla superficie quando abbiamo a che fare con una lega non pallinata, mentre in caso di lega pallinata le cricche si formano “sottopelle” sia temperatura ambiente (Fig. 6a) sia a 150°C (Fig. 6b). Per questo motivo possiamo affermare che la rugosità superficiale causata dalla pallinatura non incide minimamente il comportamento a fatica della lega Ti6Al4V[25].

Quando l'azione del carico ciclico o l'esposizione termica compromettono (rilassando) le tensioni residue da compressione, la rugosità superficiale da pallinatura influisce negativamente sulla resistenza a fatica(essendo sede di innesco di cricche sulla superficie) [25].

La tendenza nella lega pallinata a veder iniziare i fenomeni di fatica sottopelle, qualora ci si trovi vicino ad uno spigolo, è certamente dovuto a tensioni di trazione compensatorie. Queste tensioni di

compensazione sono nell'ordine di circa 100 MPa e come visibile in figura 4 sono presenti precisamente alla profondità a cui tendono a formarsi i principi della fatica [25].

Sono perfettamente visibili, in entrambi i provini (temperatura ambiente ed a quella di 150°C), fratture intergranulari/cristallografiche lungo alcuni grani α (vedi freccia in fig. 6c e 6d), vicino all'inizio ed alla prima parte della crescita della cricca. Nelle regioni lontane dal punto di innesco della cricca la frattura è di tipo non cristallografica [25].

La similarità tra il comportamento a frattura alla temperatura ambiente e a quella di 150°C dimostra che il comportamento a fatica della lega Ti6Al4V viene affatto influenzato dalla temperatura per valori inferiori ai 150°C [25].

Passi di frattura sono visibili anche attorno ai grani bordi di grano α (freccia fig. 6c e 6d). Essi si formano a causa di una componente di torsione del piano di deflessione dovuta al bordo del grano, che in accordo col modello cristallografico [23] della crescita di una cricca a fatica vicino al bordo del grano, offre resistenza alla crescita della cricca. In questo modello, la componente verticale e quella torsionale sono i fattori chiave che controllano il comportamento di crescita di una lega a scorrimento planare. Il Titanio (in questo caso una sua lega) fase α ha struttura hcp e quindi può essere considerato come un materiale a scorrimento planare [25].

4.4.4 Effetto della ripallinatura sulla vita a fatica

La figura 7 mostra la vita a fatica di una lega Ti6Al4V sottoposta a vari test misti di pallinatura, ripallinatura e fatica.

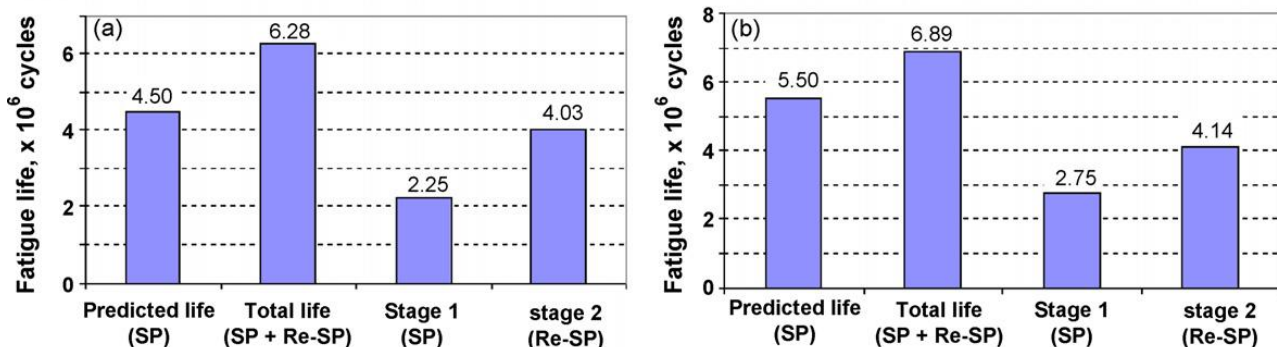


Fig. 7: vita a fatica della lega Ti6Al4V pallinata e ripallinata per una carico pari al 75% σ_y : a temperatura ambiente (a) e T=150 °C (b) [25].

All'inizio della prova (vedi fig. 4) sono stati calcolati su base sperimentale i limiti di fatica della lega Ti6Al4V a temperatura ambiente (71% σ_y iniziale) ed a 150°C (72% σ_y iniziale). Allo scopo si è impiegato il metodo step-test illustrato al Par. 4.4.2 con l'utilizzo di un solo provino.

Una volta determinati i limiti a fatica della lega non trattata sono stati determinati, con una seconda prova, i limiti di durata a fatica pallinata a temperatura ambiente ($N_f=4.5 \times 10^6$) ed alla temperatura di 150°C ($N_f=5.5 \times 10^6$) per un carico pari al 75% di σ_y ($\sigma_y=980$ MPa, dato iniziale), più alto di quello che porta a rottura il componente non sottoposto a pallinatura [25].

Quindi si è ricondotta una nuova prova a fatica, alle stesse condizioni ma per una durata pari al 50% della vita a fatica dopo pallinatura determinata nella prova precedente [25].

I risultati di questa prova hanno dato $N_f=2.25 \times 10^6$ a temperatura ambiente e $N_f=2.75 \times 10^6$ a quella di 150°C [25].

Su questi provini è stata quindi effettuata una seconda pallinatura e quindi a seguire una seconda prova a fatica.

Il numero di cicli a cui si è verificata la frattura per questo secondo test a fatica sono risultati $N_f=4,03 \times 10^6$ per prove a temperatura ambiente e $N_f=4,14 \times 10^6$ a quella di 150°C [25].

La vita a fatica totale dei provini sottoposti a ripallinatura ha una durata $N_f=6,28 \times 10^6$ a temperatura ambiente e $N_f=6,89 \times 10^6$ a quella di 150°C [25].

Confrontando questi valori con quelli dei provini sottoposti a pallinatura semplice osserviamo che la vita a fatica dei provini ripallinati è aumentata di circa il 40% a temperatura ambiente e di circa il 25% alla temperatura di 150°C [25].

Riassumendo possiamo evidenziare come la pallinatura singola incrementi il limite di fatica da $\sigma=0.65\sigma_y$ a $\sigma=0.71\sigma_y$ a temperatura ambiente ed a $\sigma=0.72\sigma_y$ alla temperatura di 150° e come la ripallinatura aumenti la durata della vita a fatica [25].

La ripallinatura è dunque un processo molto utile nell'allungare la vita a fatica di un componente attraverso il recupero sia dell'incrudimento sia delle tensioni residue compressive, che poste in esercizio sotto carichi termici e/o meccanici gravosi tendono a rilassarsi[25].

I benefici della ripallinatura sono però fortemente legati alla percentuale di vita consumata dal componente solo pallinato. Se infatti si sottopone a ripallinatura dopo che ha oltrepassato la soglia del 75% della vita a fatica, l'effetto benefico della ripallinatura diventa minimo [13].

Al momento però non è ancora chiaro il meccanismo con cui la percentuale della vita a fatica consumata incida i benefici della ripallinatura.

§ 4.5 Conclusioni

La pallinatura semplice aumenta la vita a fatica della lega Ti6Al4V. Questo incremento non è influenzato dalla temperatura per valori non superiori a circa 250°C ed è simile sia a temperatura ambiente che alla temperatura di esercizio (150°C nel nostro caso) [25].

Le tensioni residue di compressione dovute alla pallinatura singola non vengono redistribuite e rilassate a causa dell'azione del solo carico ciclico, per quanto elevato, se si opera a temperatura ambiente [25].

Le cricche di fatiche nascono in superficie per pezzi non pallinati (fig. 8), mentre per componenti pallinati le cricche a fatica nascono sotto la superficie (fig. 9), laddove le tensioni residue di compressione lasciano il campo a tensioni di trazione compensatrici (fig. 3) [25].

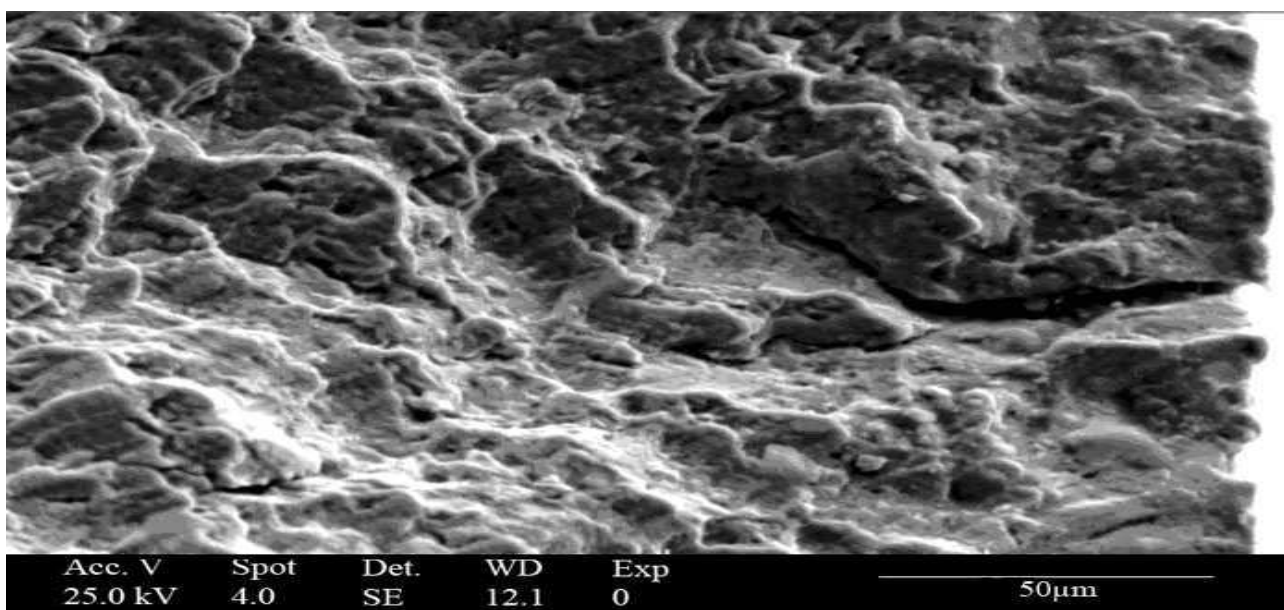


Fig. 8: nucleazione di una cricca su superficie non pallinata

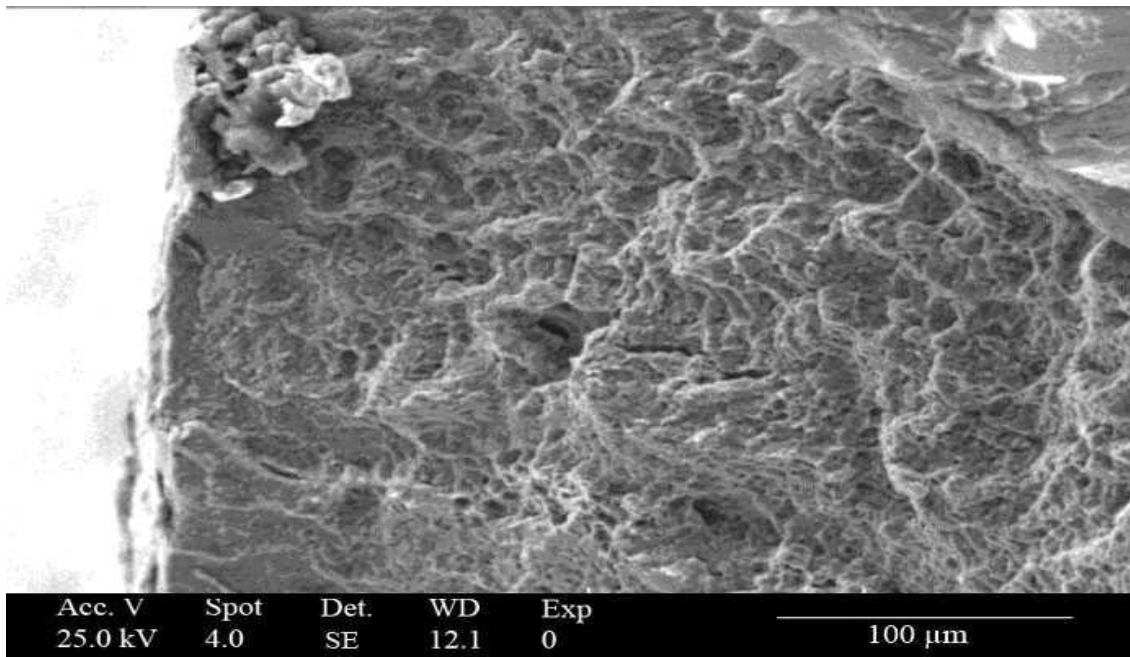


Fig. 9: nucleazione cricca sottopelle per su provini pallinati

La ripallinatura non ha effetti negativi. Essa allunga la vita dei componenti già sottoposti a pallinatura.

Per temperature molto alte, superiori a quelle classiche di esercizio ($T > 300^\circ$), la pallinatura induce una riduzione della resistenza a fatica [26]. Questo lo si può attribuire alla rugosità indotta dalla pallinatura stessa, perché a queste temperature le tensioni residue compressive praticamente svaniscono a causa dell'azione contemporanea del carico e della temperatura elevata. La rugosità infatti è portatrice di numerosi punti di innesco per cricche superficiali da fatica [26].

Nel caso di superfici con intagli di dimensioni molto maggiori di $50\mu\text{m}$ la pallinatura consente al componente di avere vita a fatica, indipendentemente dalla temperatura, pari a quella di un componente uguale non intagliato [26].

Un'altra variabile su cui è stato basato un interessante studio è l'anodizzazione del materiale e come questo stato può influire su pallinatura e vita a fatica della lega Ti6Al4V.

Alla fine di un'esperienza simile a quella condotta sopra si è visto che l'anodizzazione riduce sensibilmente la resistenza a fatica della lega, anche nel caso di pallinatura [27]. Comunque anche in caso di lega anodizzata il trattamento di pallinatura si rivela un'efficace strumento utile ad aumentare la resistenza a fatica.

Infatti le tensioni di compressive indotte dalla pallinature controbilanciano gli effetti dell'anodizzazione.

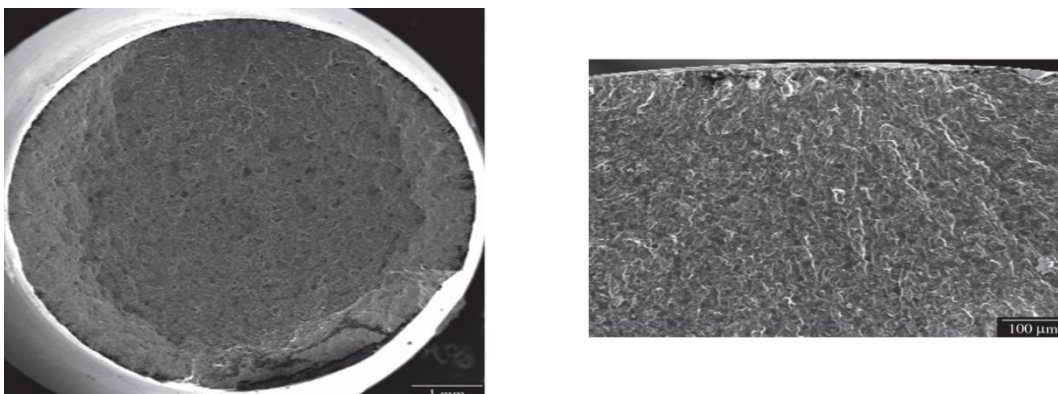


Fig. 10: superficie di frattura lega Ti6Al4V in forma base ed in forma anodizzata

Infine possiamo aggiungere come anche la dimensione dei pallini e la durata del processo di pallinatura influenzando l'induzione delle tensioni residue compressive, il livello di incrudimento e la rugosità delle superfici, abbiano effetto anche sulla vita a fatica.

Gli studi effettuati evidenziano come per dimensioni piccole e medie (inferiori a 0,3 mm per la dimensione principale) ed indipendentemente dalla durata del processo di pallinatura si ha un incremento della vita a fatica fino a 1.8÷1.9 volte [24].

I migliori risultati sono stati ottenuti con pallini con dimensione principale pari a 0,3 mm e durata di 30 sec. In queste condizioni la pallinatura può portare incrementi della vita a fatica pari a 2,7 volte quella della lega non trattata [24].

Per dimensioni dei pallini superiori ai 0,3 mm si è riscontrato un calo delle prestazioni a fatica, anche rispetto alle condizioni di non pallinatura.

Gli studi su questo argomento sono comunque limitati e non prendono in considerazione elementi quali la forma ed il materiale dei pallini. Infatti gli studi fin qui pubblicati si limitano a casi con sferette in vetro con raggio di 0.18 mm 0.3 mm e 0.35mm.

Bibliografia

- [1] - O.M. Ivasishin, S.L. Semiatin, P.E. Markovsky, S.V. Shevchenko, S.V. Ulshin, *Mater. Sci. Eng. A* **337** (2002) 88–96.
- [2] - Z.F. Zhang, H.C. Gu, X.L. Tan, *Mater. Sci. Eng. A* **252** (1998) 85–92.
- [3] - R.K. Nalla, J.P. Campbell, R.O. Ritchie, *Int. J. Fatigue* **24** (2002) 1047–1062.
- [4] - J. Schijve, *Int. J. Fatigue* **25** (2003) 679–702.
- [5] - G.S. Was, R.M. Pelloux, *Metall. Trans. A* **10** (1979) 656.
- [6] - A. Drechsler, J. Kiese, L. Wagner, *Proceeding of the Seventh International Conference on Shot Peening*, Warsaw, Poland, 1999.
- [7] - N. Masmoudi, L. Castex, in: G. Beck, S. Denis, A. Simon (Eds.), *Proceedings of the Second International Conference on Residual Stresses*, Nancy, 1988, Elsevier, Amsterdam, 1989, pp. 710–715.
- [8] - M.R. James, W.L. Morris, *Scr. Metall.* **17** (1983) 1101–1104.
- [9] - G.R. Leverant, B.S. Langer, A. Yuen, S.W. Hopkins, *Metall. Trans. A* **10** (1979) 251–257.
- [10] - H. Holzapfel, V. Schulze, O. Vohringer, E. Macherauch, *Mater. Sci. Eng. A* **248** (1998) 9–18.
- [11] - H. Lee, S. Mall, *Mater. Sci. Eng. A* **366** (2004) 412–420.
- [12] - H. Lee, S. Mall, S. Sathish, *Mater. Sci. Eng. A* **390** (2005) 227–232.
- [13] - S. Kyriacou, J.A. Al-Khaja, *Proceedings of the Sixth International Conference on Shot Peening, October*, 1996, pp. 233–242.
- [14] - R.K. Nalla, B.L. Boyce, J.P. Campbell, J.O. Peters, R.O. Ritchie, *Metall. Mater. Trans. A* **33** (2002) 899–918.
- [15] - T. Zhai, Y.G. Xu, J.W. Martin, A.J. Wilkinson, G.A.D. Briggs, *Int. J. Fatigue* **21** (1999) 889–894.
- [16] - R.S. Bellows, S. Muju, T. Nicholas, *Int. J. Fatigue* **21** (1999) 687–697.
- [17] - J. Telesman, P. Kantzos, T. Gabb, P. Prevey, *Proceedings of the Third Joint FAA/DoD/NASA Conference on Aging Aircraft*, Albuquerque, New Mexico, USA, September, 1999.
- [18] - P.S. Prevey, M.J. Shepard, P.R. Smith, *Proceedings of the Sixth National Turbine Engine High Cycle Fatigue (HCF) Conference*, Jacksonville, FL, March 5–8, 2001.
- [19] - W.Z. Zhuang, G.R. Halford, *Int. J. Fatigue* **23** (2001) S31–S37.
- [20] - O. Vohringer, in: A. Niku-Lari (Ed.), *Advances in Surface Treatments, International Guidebook on Residual Stresses*, vol. 4, Pergamon Press, Oxford, 1987, pp. 367–396.
- [21] - G. Lutjering, *Mater. Sci. Eng. A* **243** (1998) 32–45.
- [22] - J.K. Gregory, *ASM Metals Handbooks*, 19 (1999) 845–853.
- [23] - T. Zhai, A.J. Wilkinson, J.W. Martin, *Acta Mater.* **48** (2000) 4917–4927.

- [24] - S. Amin, A.A. Ziaei-Moayed, H.R. Madaah-Hoseini, *Influence of Shot Peening Treatment on the Fatigue Life of Ti6Al4V ELI Biomedical Alloy*, in Proceedings of 10th International Conference of Shot Peening, Tokyo, Japan, Sep 2008.
- [25] - X.P. Jiang, C.-S. Man, M.J. Shepard , T. Zhai , *Effects of shot-peening and re-shot-peening on four-point bend fatigue behavior of Ti-6Al-4V*, Materials Science and Engineering A 468–470 (2007) 137–143
- [26] - Yozo Kato, Shinzaburo Takafuji, Norihiko Hasegawa, *Effects of small artificial defects and shot peening on fatigue strength of Ti-6Al-4V alloy at elevated temperatures*, Int. Jour. of Fatigue 1996; 18, 508-516.
- [27] - Midori Yoshikawa Pitanga Costaa, Herman Jacobus Cornelis Voorwalda, Walter Luis Pigatin, Valdir Alves Guimarães, Maria Odila Hilário Cioffi, *Evaluation of Shot Peening on the Fatigue Strength of Anodized Ti-6Al-4V Alloy*, Mater. Res. 9 (2006) 107–109.
- [28] - Mattia Bighignoli, *L'influenza della tribofinitura sulla vita a fatica di ruote dentate pallinate in acciaio ad elevata resistenza*, Tesi Università di Bologna-Facoltà di Ingegneria A.A. 2007/2008

Capitolo 5

Effetti della pallinatura sulla fretting fatigue nella lega Ti6Al4V

§ 5.1 Fretting fatigue e pallinatura

In questo capitolo analizzeremo gli effetti della pallinatura su un particolare tipo di fenomeno a fatica ovvero sulla vita a fatica da contatto o da strisciamento (in inglese: fretting fatigue).

L'interesse verso questo argomento è dettato dalle proprietà meccaniche della lega Ti6Al4V. Le sue proprietà infatti portano la lega ad essere messa in esercizio in condizioni che comportano questo tipo di carico a fatica [23].

La fretting fatigue si sviluppa in quei componenti che si trovano a lavorare a contatto tra loro e che sono dotati di moto-strisciamento relativo uno sull'altro. Il danneggiamento viene causato dai microslittamenti delle interfacce a contatto: e l'ampiezza dei relativi dislocamenti (20-60 μ m) coinvolge risulta minima se comparata all'area di contatto [23]. Il danneggiamento si forma appena sottopelle e si estende nel materiale fino ad una profondità relativamente limitata (circa 100 μ m) [23]. Questo danneggiamento sub superficiale da contatto riduce la resistenza a fatica del materiale e può portare a rotture catastrofiche [1-2].

Per mitigare gli effetti della fretting fatigue lo strumento migliore risulta il trattamento superficiale dei componenti [3-7].

Il maggior beneficio di questo tipo di trattamenti consiste, come noto, nel modificare le proprietà meccaniche del materiale sulla superficie ed appena al di sotto di essa. Questo miglioramento viene apportato attraverso una plasticità indotta, lasciando le regioni trattate in uno stato residuo di tensione da compressione [23]. L'entità di questo stato di tensione residuo dipende dal tipo di trattamento superficiale applicato e può estendersi fino a profondità di centinaia di micron nel materiale [23].

Tra i vari tipi di trattamento superficiale la pallinatura è forse il più vantaggioso nel rapporto costi-benefici e perciò uno dei più usati [23]. Il maggior beneficio apportato da questo trattamento superficiale consiste nel ritardare la crescita e la propagazione delle cricche a fatica [23].

Nel corso degli anni gli effetti della pallinatura sulla vita a fatica è stato oggetto di diversi studi, ma solo ultimamente si è prestata attenzione alla fatica da contatto ed all'impiego della pallinatura su di essa [8-9].

La dinamica di formazione e sviluppo del danneggiamento e rottura a fatica da contatto è lo stesso del caso della fatica "classica". Le differenze tra la fretting fatigue e la fatica stanno nelle variazioni superficiali a cui viene sottoposta la lega. La fatica da contatto induce una forte rugosità, che aumenta la possibilità di cricche superficiali [23] (vedi fig. 1).

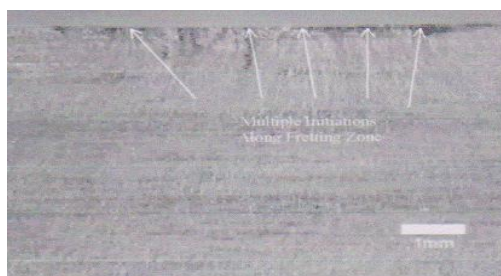


Fig. 1: inneschi multipli di cricca superficiale[28]

I danni da fretting fatigue possono essere individuati attraverso specifiche tecniche visive (NDE techniques) [23]. Allo stato attuale, soprattutto in ambito aerospaziale, i componenti sottoposti a fatica da contatto vengono addirittura sostituiti in base a sole ispezioni visive [23].

Nel tentativo di caratterizzare in maniera quantitativa il danneggiamento da fretting fatigue si può valutare, mappandola, la variazione della topografia superficiale da essa causata [10]. In questo modo si può vedere come al crescere del danneggiamento da fatica da contatto cresca la rugosità superficiale [11]. Questo però accade solo se la fatica di contatto si verifica in regime di piccoli strisciamenti. Se la fatica da contatto si verifica in regime di grossi strisciamenti la rugosità cala in rapporto al numero di cicli [23].

La rugosità ed il suo variare influiscono fortemente sullo sviluppo della fatica da contatto e nel caso di superfici sottoposte a pallinatura, la rugosità indotta varia tra i 5 ed i 14 μm .

La fatica da contatto non solo altera la topografia superficiale di un componente sottoposto a questo tipo di sforzo, ma modifica anche lo stato tensionale residuo compressivo soprattutto in componenti sottoposti a pallinatura.

Quando nei componenti sottoposti a fatica da contatto si verifica la rottura, si osserva che le tensioni residue da compressione dovute alla pallinatura si rilassano più velocemente vicino al principio della cricca, che nelle zone lontano dalla cricca. Questo rilassamento è più evidente nelle zone centrali della zona di contatto (vedi fig.1), con una tendenza delle cricche a svilupparsi in direzione longitudinale, cioè nella direzione del contatto relativo, e non in direzione trasversale [21](vedi fig.3).

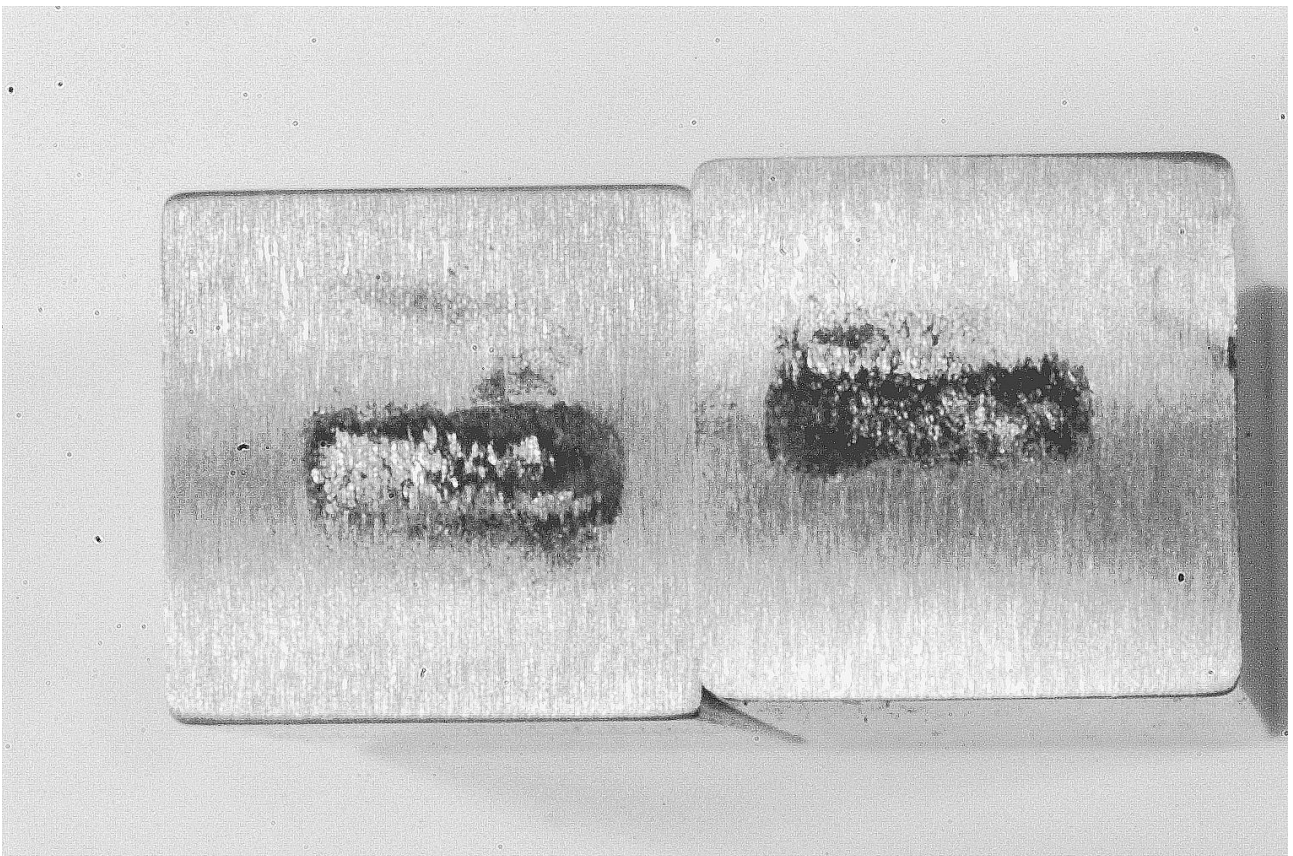


Fig.: zona di contatto dopo carico a fatica da contatto [29]



Fig. 3: cricca longitudinale nella zona centrale [27]

Questo avviene anche se il campo di tensioni indotto dalla pallinatura è indipendente dalla direzione. A causa dell'azione della fatica da contatto il campo di tensione diventa anisotropo. Il rilassamento aumenta all'aumentare del numero di cicli. Questo aumento può essere spiegato notando come dopo la rimozione dello strato di ossido che si ha nei primi cicli, si abbia adesione tra le superfici metalliche. Questa adesione comporta un aumento delle forze di frizione nel moto relativo. Il continuare del movimento relativo (o fretting) comporta ancora asportazione di truciolo e formazione di rottami di ossido. Tutto questo riduce la frizione come se queste particelle di ossido agissero da cuscinetti [22].

§ 5.2 Conclusioni

Vediamo ora di riassumere e riordinare quanto visto finora, così da comprendere quali sono gli effetti della fretting fatigue sulla lega Ti6Al4V dopo trattamento di pallinatura.

La pallinatura induce uno stato residuo di compressione uniforme ed indipendente dalla direzione di osservazione e misurazione[23].

Gli effetti della fatica da contatto inducono una non uniformità del campo di tensioni residue indotte compressive indotte dalla pallinatura. Questo rilassamento tende a diventare anisotropico nelle zone di contatto ed ad aumentare all'aumentare del numero di cicli fino ad essere completo(soprattutto al centro delle zone di contatto). Questo fenomeno dipende dal cambiamento dello stato superficiale del materiale indotto dal contatto e dal moto relativo delle superfici a contatto[23], oltre che dalla pallinatura stessa. Questo cambiamento superficiale consiste in un aumento della rugosità, che è sempre sede di potenziali inneschi di cricche superficiali.

Un' eventuale lucidatura delle superfici dopo la pallinatura, per ridurre la rugosità non influisce sulla vita a fatica da contatto. Infatti la meccanica del fenomeno annulla qualsiasi beneficio apportato dalla lucidatura [24].

L'intensità del processo di pallinatura apporta miglioramenti sulle proprietà a fatica della lega [25]. L'intensità infatti influisce sullo stato tensionale residuo di compressione dovuto alla pallinatura.

Al crescere dell'intensità del processo di pallinatura l'interfaccia tra la zona di tensioni residue compressive e la zona di tensioni compensatrici di trazione si sposta a maggiori profondità. Questo

aumenta la resistenza alla propagazione delle cricche a fatica nella lega. L'aumentare dell'intensità della pallinatura non comporta però un aumento del valore delle tensioni residue da compressione [25].

La ripallinatura comporta un forte recupero dello stato di tensione residuo di compressione da pallinatura, qualora esso sia spinto al rilassamento da fenomeni di fatica da strisciamento. Però come nel caso di fatica piana, questo recupero dipende dalla quantità di vita a fatica "consumata"[26]. I risultati nel caso di fatica da contatto sembrano però essere migliori.

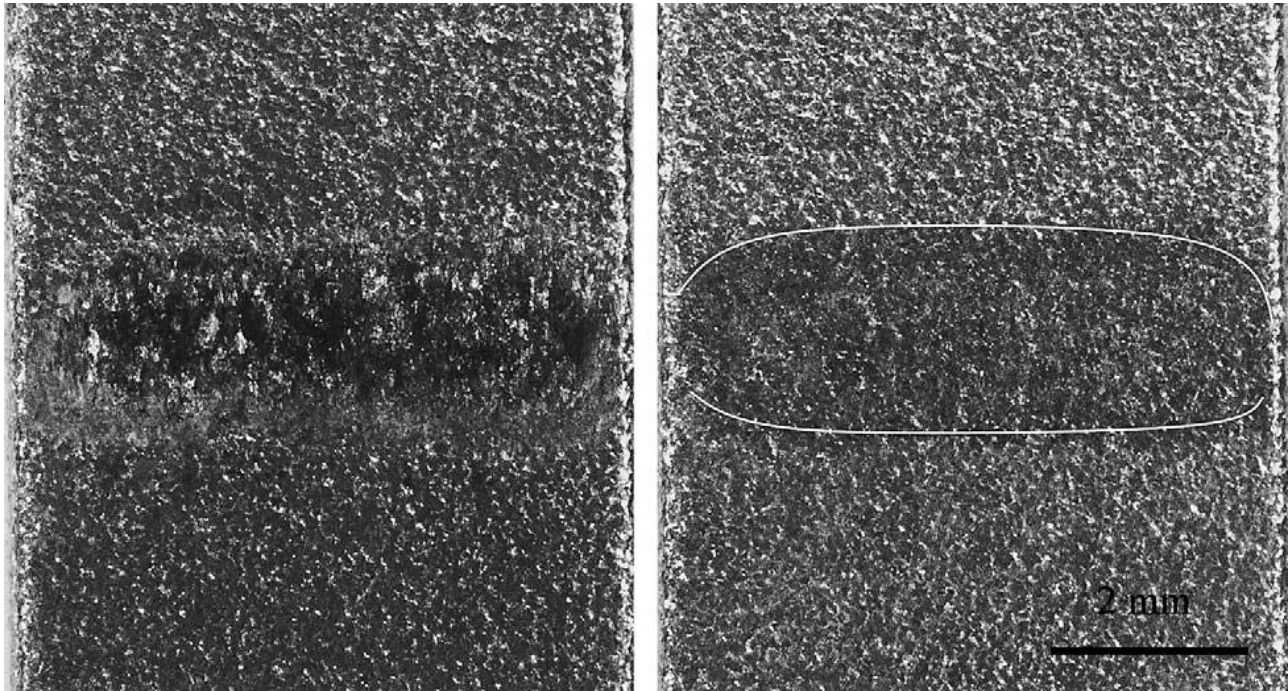


Fig. 4: superficie di contatto dopo carico a fatica da contatto prima e dopo ripallinatura [26]

Bibliografia

- [1] - D.W. Hoepfner, ASTM-STP 1159, 1992, pp. 23–32.
- [2] - P. Blanchard, C. Colombie, V. Pellerin, S. Fayeulle, L. Vincent, *Metallurgical Trans.* 22A (1991) 1535.
- [3] - Metal Improvement Company, Inc., *Shot Peening Applications*, seventh ed., 1986.
- [4] - H.O. Fuchs, *Proceedings of the Seventh International Conference on Shot Peening*, 1999, pp. 639–645.
- [5] - P. Ballard, J. Fournier, R. Fabro, J. Frelat, *J. Phys.* IV, Colloque C31 (1991) 487.
- [6] - A.H. Clauer, *Surface Performance of Titanium*, Warrendale, PA, 1996, pp. 217–230.
- [7] - T.P. Gabb, J. Telesman, P. Kantzos, P.S. Pr´evey, *Adv. Mater. Process.* 160 (2002) 69.
- [8] - S.A. Namjoshi, V.K. Jain, S. Mall, *Trans. Am. Soc. Mec. Eng.* 124 (2002) 222.
- [9] - S. Prev´ey, *Residual Stress for Designers and Metallurgists*, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1981, pp. 151–168.
- [10] - E.B. Shell, *Characterization and Quantification of Fretting Fatigue Damage in Ti–6Al–4V by Surface NDE Techniques*, MS Thesis, University of Dayton, OH, 1999.
- [11] - C. Neslen, S. Sathish, S. Mall, *Journal of NDE* (submitted for publication).
- [12] - H. Lee, O. Jin, S. Mall, *Fatigue Fract. Eng. Mater.* 26 (2003) 1.
- [13] - C.D. Lykins, S. Mall, V. Jain, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 24 (2001) 461.
- [14] - R. Cortez, S. Mall, J.R. Calcaterra, *Int. J. Fatigue* 21 (1999) 709.

- [15] - S. Suresh, T.A. Venkatesh, B.P. Conner, C.S. Lee, A.E. Giannakopolous, T.C. Lindley, *Metallurgical Mater. Trans.* 32A (2001) 1131.
- [16] - *Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction*—SAE J784a, Society of Automotive Engineers, 1980.
- [17] - P.J. Withers, H.K.D.H. Bhadeshia, *Mater. Sci. Technol.* 4640A (2001) 355.
- [18] - V. Fridrici, S. Fouvry, P. Kapsa, *Wear* 250 (2001) 642.
- [19] - I.C. Noyan, J.B. Cohen, *Wear* 84 (1983) 183.
- [20] - V. Hauk, *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods*, Elsevier Science, Danvers, MA, 1997.
- [21] - A. Benrabah, C. Langlade, A.B. Vannes, *Wear* 224 (1999) 267.
- [22] - G.H. Farrahi, P.H. Markho, G. Maeder, *Wear* 148 (1991) 249.
- [23] - S.A. Martinez, S. Sathish, M.P. Blodgett, S. Mall, S. Namjoshi, *Effects of fretting fatigue on the residual stress of shot peened Ti-6Al-4V samples*, *Materials Science and Engineering A* 399 (2005) 58–63
- [24] - Kasey Scheel, *Effects of polishing shot-peened surfaces on fretting fatigue behaviour of Ti-6Al-4V*, Thesis AFIT/GAE/ENY/06-S10 DEPARTMENT OF THE AIR FORCE AIR UNIVERSITY, AIR FORCE INSTITUTE OF TECHNOLOGY, Wright-Patterson Air Force Base, Ohio
- [25] - V. Sabelki, S. A. Martinez, S. Mall, S. Sathish and M. P. Blodgett, *Effects of shot-peening intensity on fretting fatigue crack-initiation behaviour of Ti-6Al-4V*, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Volume 28, Issue 3, pages 321–332, March 2005
- [26] - Hyukjae Lee, Shankar Mall, Shamachary Sathish, *Investigation into effects of re-shot-peening on fretting fatigue behavior of Ti-6Al-4V*, *Materials Science and Engineering A* 390 (2005) 227–232
- [27] - Halil I Yuksel, *Effects of Shoot-Peening on high cycle fretting fatigue behavior of Ti-6Al-4V*, Thesis AFIT/GAE/ENY/02-12, DEPARTMENT OF THE AIR FORCE AIR UNIVERSITY, AIR FORCE INSTITUTE OF TECHNOLOGY, Wright-Patterson Air Force Base, Ohio
- [28] - Mr. Michael J. Shepard, *Effects of Surface Treatment on Fretting Fatigue Performance of Ti-6Al-4V*, www.lambdatechs.com/html/resources/241.pdf
- [29] - Halil I Yuksel, *Effects of Shoot-Peening on high cycle fretting fatigue behavior of Ti-6Al-4V*, *Journal of Aeronautics and Space Technologies*, January 2003 Volume 1 Number (51-64)

Capitolo 6

Effetti della frattura caratteristica a fatica nella lega Ti6Al4V negli impianti biomedici

§ 6.1 Presentazione

La lega di titanio Ti6Al4V trova grande utilizzo non solo in ambito aerospaziale, ma anche in ambito biomedico. Risulta quindi interessante approfondire il comportamento a fatica della lega nel caso specifico del suo utilizzo come materiale per impianto biomeccanico.

§ 6.2 Introduzione

Il titanio e le sue leghe sono caratterizzati da una notevole combinazione di proprietà quali resistenza a corrosione, grande resistenza, basso modulo elastico ed eccellente biocompatibilità [1-3]. Il titanio e le sue leghe risultano anche essere i più compatibili tra i materiali usati in biomeccanica grazie alle grande stabilità chimica dell'ossido (TiO_2) che si forma in superficie [4]. La lega Ti6Al4V ELI è stata la prima lega di titanio registrata come materiale per impianti nello standard ASTM (ASTM F-136-84) [5]. Sebbene il Vanadio (V) presente nella lega venga riportato come tossico per il corpo umano [4], la lega Ti6Al4V ELI è un rappresentate tipico tra le leghe di titanio usate come materiale metallico alternativo ai tessuti rigidi danneggiati [4].

I materiali per impianti biomedici sono generalmente sottoposti a carico ciclico. L'articolazione dell'anca, per esempio, viene sottoposta ad un carico di circa $3,5 \times 10^6$ cicli l'anno [4]. La resistenza a fatica deve essere quindi considerata tra le più importanti caratteristiche per un materiale destinato ad essere utilizzato in impianti biomedici [4]. Questi materiali si deteriorano perché sottoposti sia a carichi ciclici ed irregolari quali correre e camminare sia a carichi costanti (come il creep) [4]. Esiste quindi la possibilità per questi materiali di fratturarsi per carico monotono, quando sottoposti a queste tipo di condizioni cicliche [4].

Lo studio della frattura caratteristica a fatica dei materiali biomedici offre informazioni utili sulla loro vita a fatica residua e sulla loro resistenza residua a fatica.

Lo studio dei cambiamenti nelle proprietà meccaniche e nella frattura caratteristica delle leghe di titanio (Ti6Al4V nel nostro caso) usate per impianti meccanici risulta quindi molto utile per comprenderne il comportamento.

§ 6.2 Materiale utilizzato e condizioni di prova

Per effettuare le prove sono stati utilizzati provini in lega Ti6Al4V ELI con microstruttura α equiassica. Per indurre nella lega questa struttura, essa è stata sottoposta ad un trattamento di solubilizzazione per 3600 secondi ad una temperatura di 1223°K , inferiore alla temperatura di transizione verso la fase β di 1273°K . In seguito la lega è stata raffreddata con aria insufflata e quindi sottoposta ad un trattamento di invecchiamento sottovuoto ad una temperatura di 873°K per 14400 secondi.

I provini sono stati sottoposti a prove a fatica uniassiale con una frequenza di 10 Hz ed un rapporto di carico $R=0.1$ in aria ed a temperatura ambiente.

I provini sono stati sottoposti a fatica sotto carico costante e scaricati dopo un numero di cicli variabile prima della rottura

§ 6.3 Effetti della fatica sulla lega

6.3.1 Resistenza a fatica e determinazione delle condizioni di prova

In figura 1 sono riportati i risultati della prova di resistenza a fatica ($R=0.1$, $f=10$ Hz).

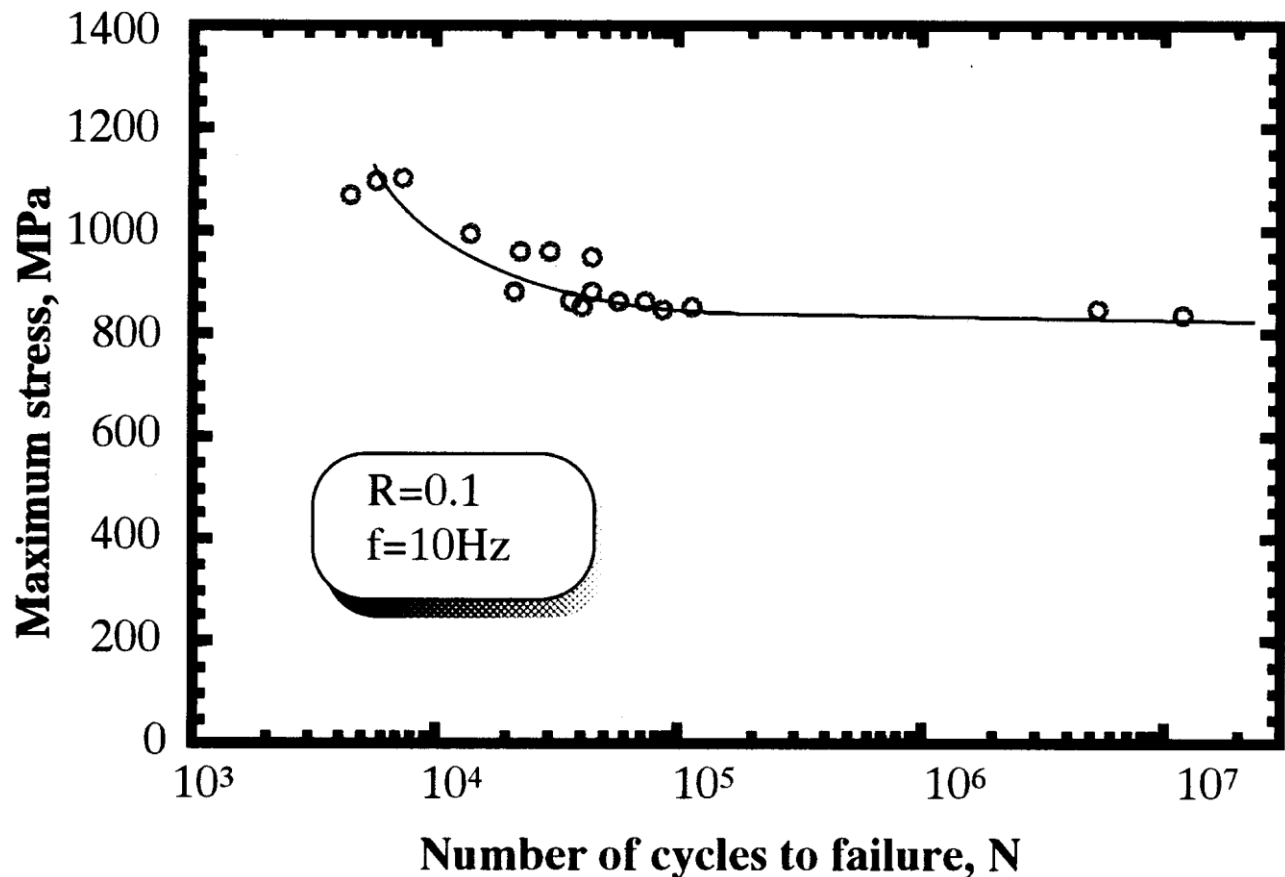


Fig. 1: curva S-N della lega Ti6Al4V ELI con microstruttura α equiassica

Il limite a fatica (carico ciclico massimo per 10^7 cicli senza rottura) è di circa 800 MPa. Il confine tra la zona a fatica e la zona a fatica oligociclica è ben visibile per un carico di 850 MPa. Da questi risultati si deduce che il carico massimo applicabile in condizioni di fatica oligociclica è di circa 1000 MPa, mentre in condizioni di vita a fatica il carico massimo applicabile è di 850 MPa. In figura 2 possiamo vedere la tabella di applicazione dei carichi.

| Maximum stress (MPa) | No. interrupted cycles (N) (equiaxed α) |
|----------------------|---|
| σ_1 (1000) | 200, 500, 850, 1500, 5×10^3 |
| σ_2 (850) | 5×10^3 , 5×10^4 , 9×10^4 |
| 0 | 0 |

Fig. 2: tabella applicazione dei carichi

6.3.2 Proprietà a trazione dopo carico a fatica

In figura due possiamo vedere l'andamento delle proprietà a trazione della lega al variare del numero dei cicli.

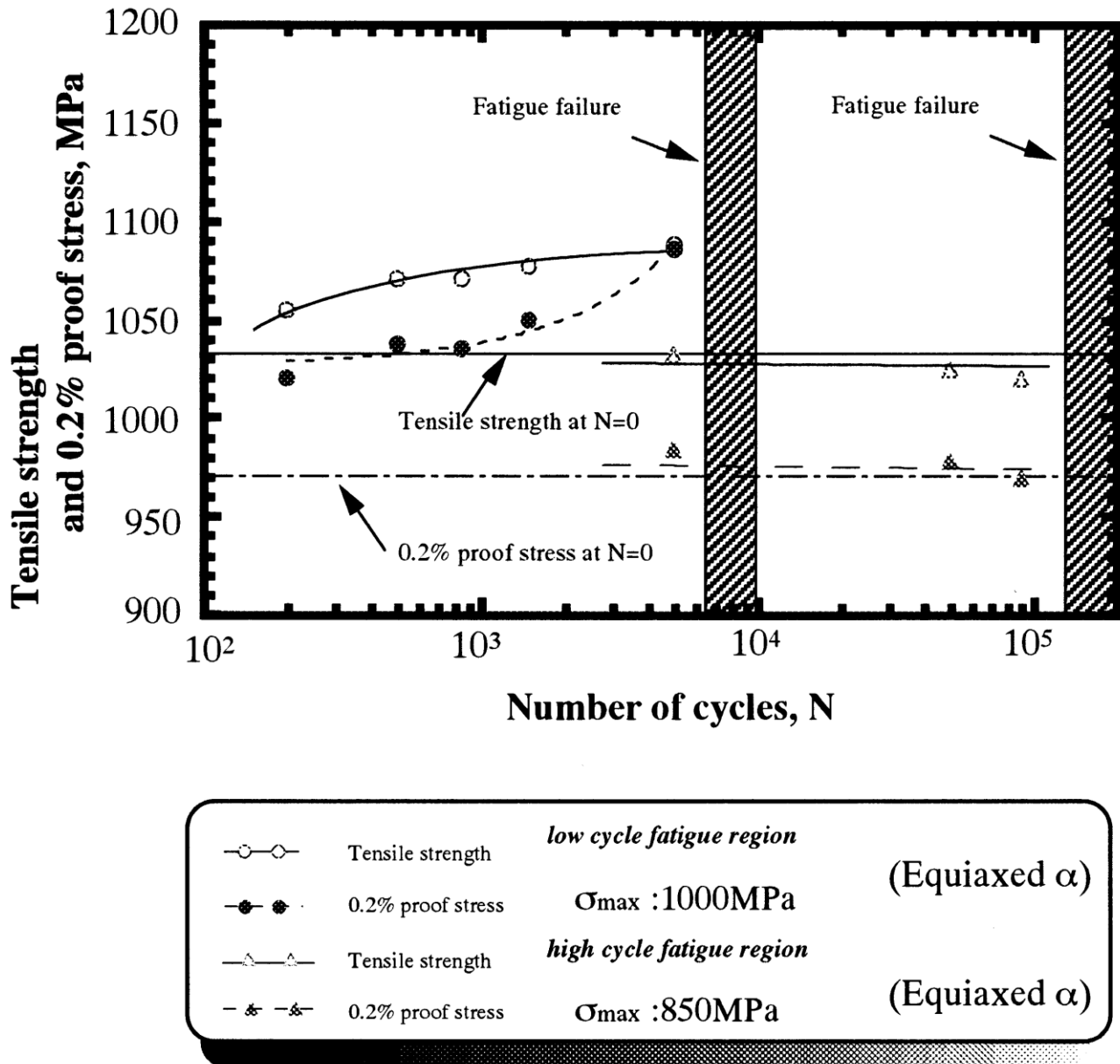


Fig. 3: relazione tra la resistenza a trazione e la prova dello 0,2% dopo carico a fatica, in funzione del numero di cicli

Per un numero basso di cicli la resistenza a trazione aumenta rapidamente[4].

La resistenza a rottura e di tensione al limite di proporzionalità dello 0,2% da risultati simili a quelli della resistenza a trazione ai più alti livelli di vita oligociclica. Questo incremento è dovuto all'incrudimento della lega [4]. Per i più alti valori di vita oligociclica la resistenza a trazione e la resistenza a rottura e di tensione al limite di proporzionalità dello 0,2% aumentano rispettivamente del 6% e del 12% rispetto ai valori di queste proprietà nella lega non sottoposta a fatica [4].

La capacità di allungamento della lega Ti6Al4V sottoposta a fatica oligociclica diminuisce rispetto ai valori della lega non sottoposta a fatica(vedi fig.4). All'aumentare del numero di cicli la percentuale di allungamento decresce più rapidamente [4].

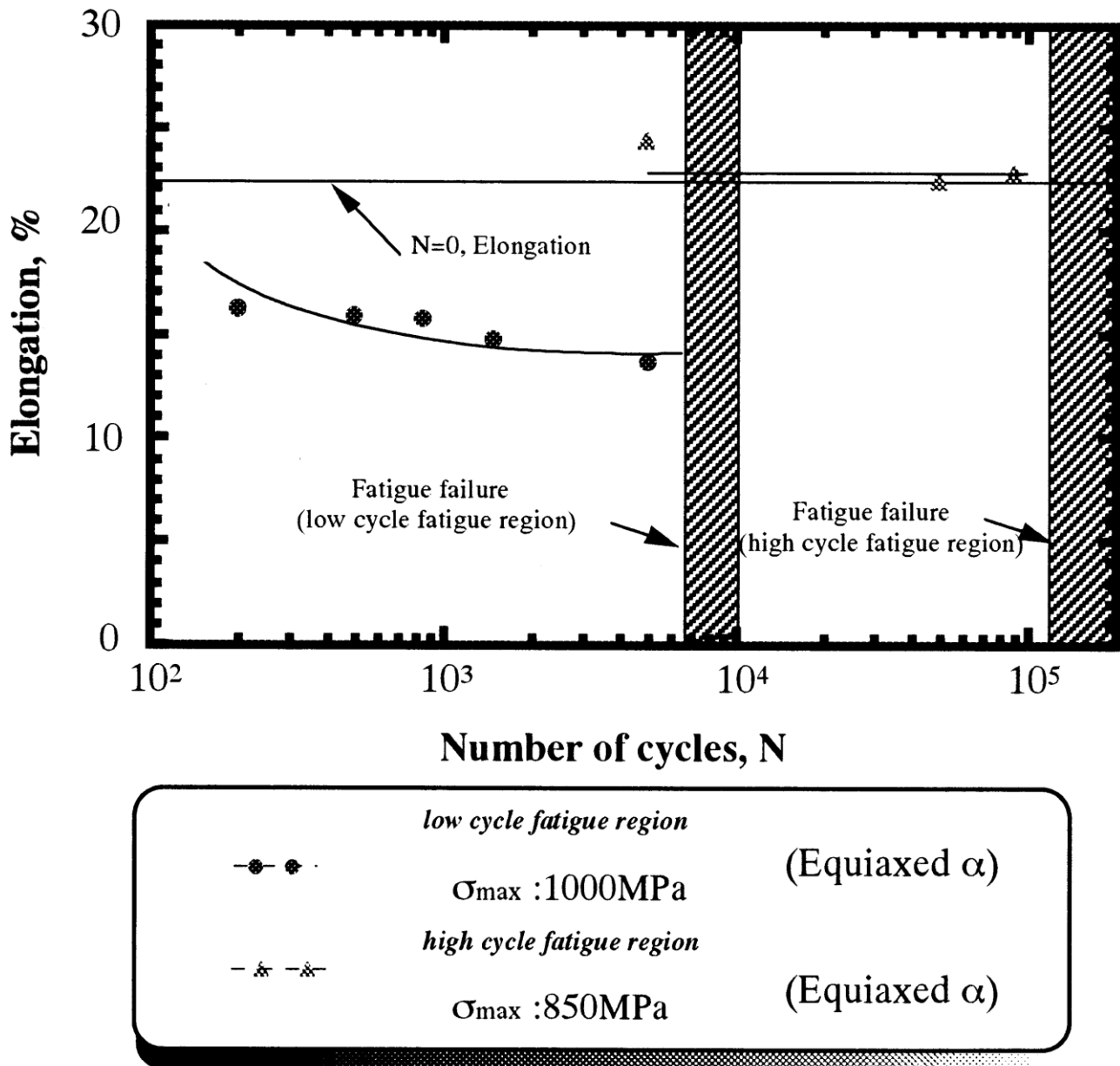


Fig. 4: relazione tra l'allungamento residuo dopo carico a fatica e numero di cicli

Il rapporto tra l'allungamento prima della fatica e dopo la fatica (in regime oligociclico) è del 30%. In regime di vita a fatica per alto numero di cicli le proprietà meccaniche sono tendenzialmente indipendenti dal numero di cicli [4].

6.3.3 Capacità di assorbimento dell'energia

La figura 5 ci mostra come la lega Ti6Al4V assorba l'energia durante un test ad impatto al variare del numero di cicli. In caso di vita oligociclica l'energia di attivazione di una cricca per unità d'area $E_{i\Delta}$ e l'energia di propagazione di una cricca $E_{p\Delta}$ tendono a diminuire all'aumentare del numero di cicli. Quindi risulta che anche l'energia totale $E_{t\Delta} = E_{i\Delta} + E_{p\Delta}$ decresce all'aumentare del numero di cicli. Questo decremento può arrivare fino al 25% per i valori massimi della vita oligociclica [4].

Anche nel caso di vita a fatica ad alto numero di cicli l'energia assorbita diminuisce all'aumentare del numero di cicli, ma in maniera meno evidente rispetto al caso di vita oligociclica [4].

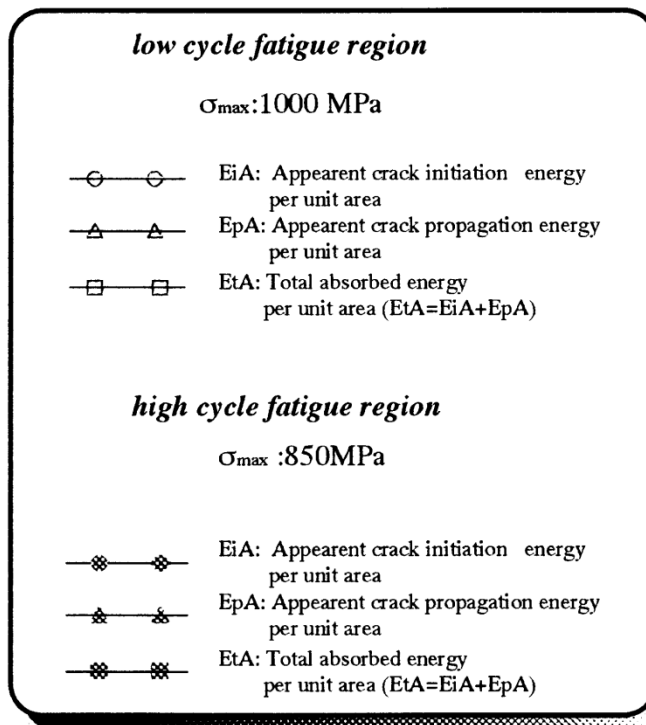
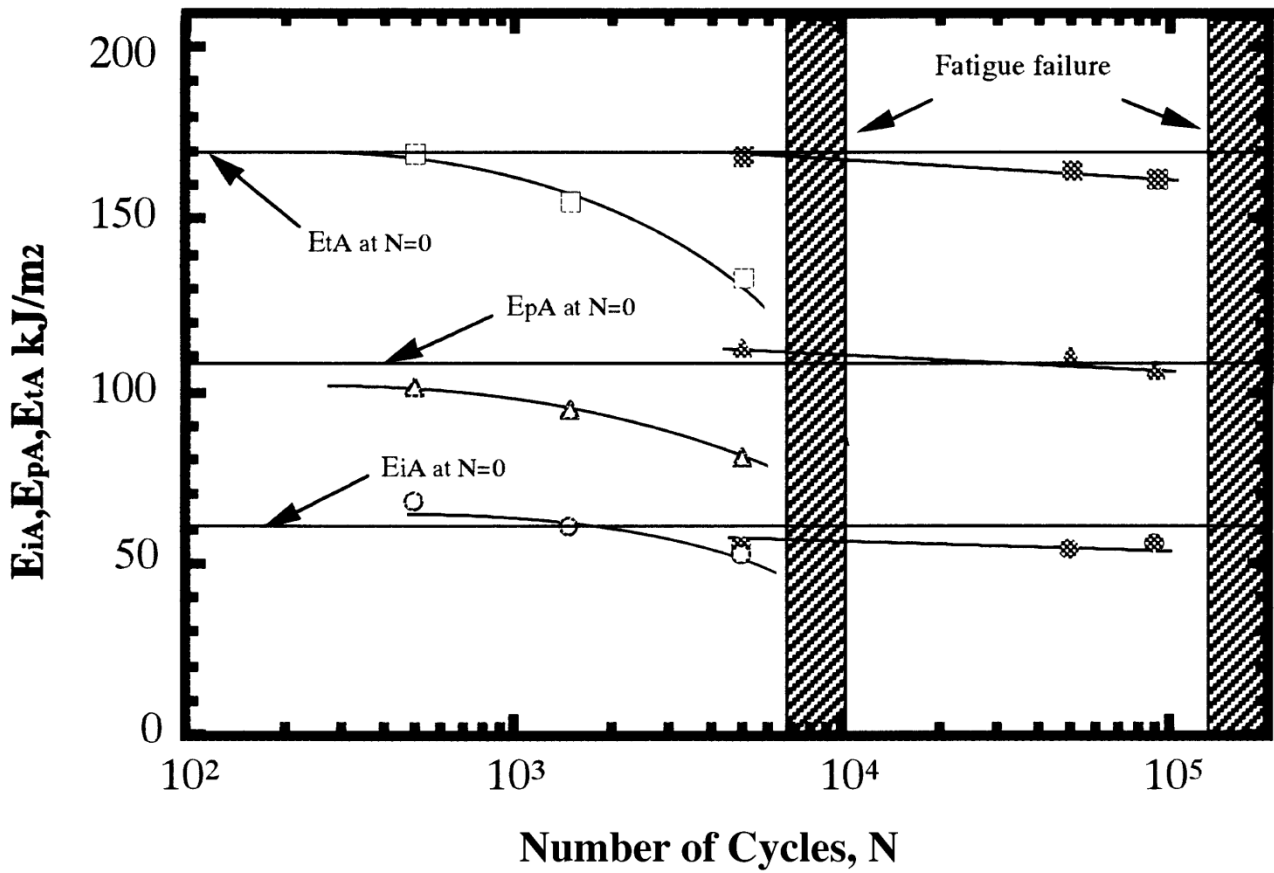


Fig. 5: relazione tra l'energia assorbita ed il numero di cicli

6.3.4 Durezza Vickers

In figura 6 possiamo osservare l'andamento della durezza Vickers in superficie ed in profondità al variare del numero di cicli.

La durezza, a regime di vita oligociclica mostra un gradiente di valori tra superficie e profondità, se il numero di cicli è basso. In regime a fatica ad alto numero di cicli le variazioni di durezza tra superficie e profondità sono minime per numero di cicli basso, mentre c'è gradiente di valori per numero di cicli alto.

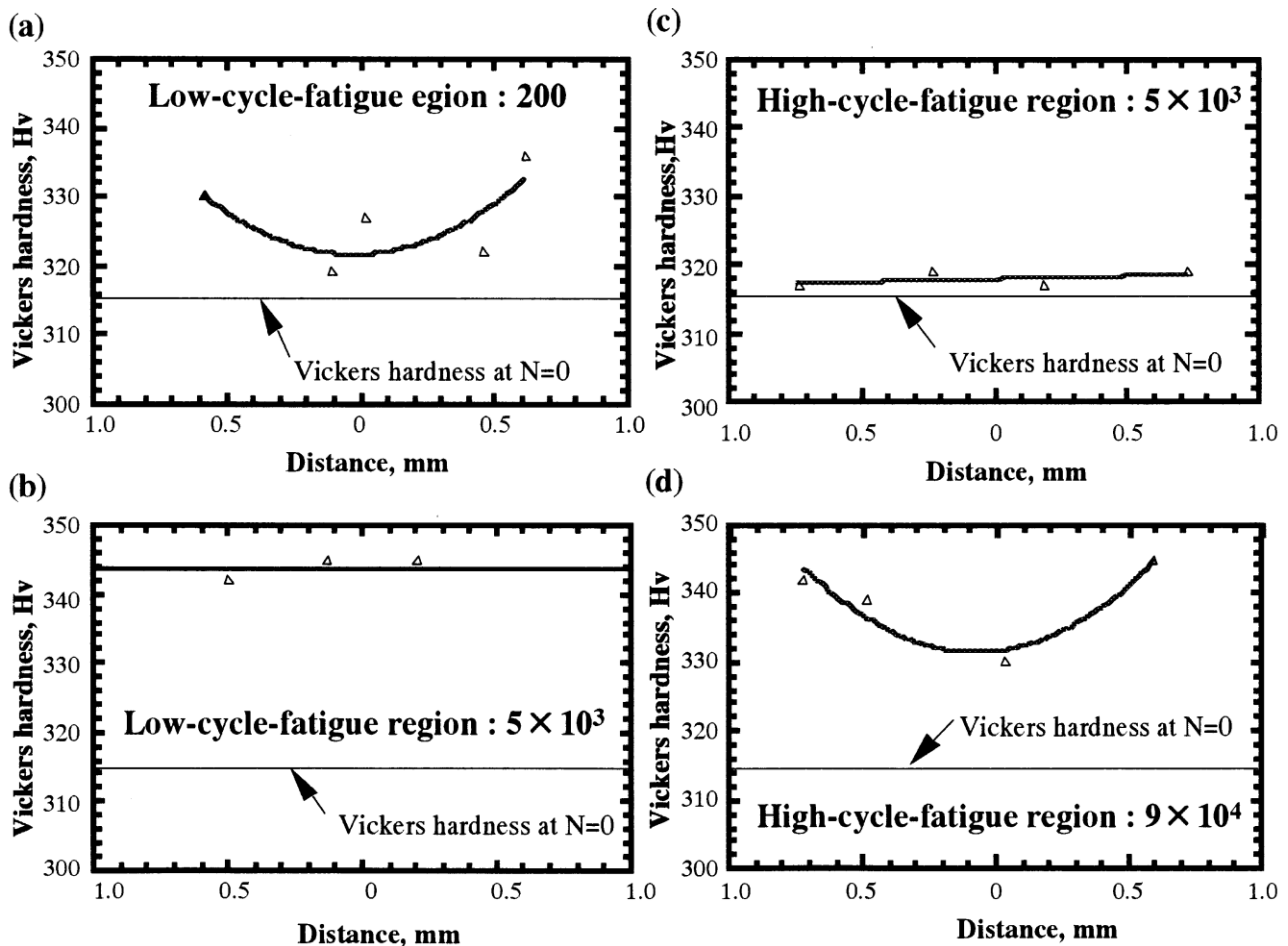


Fig. 6: relazione tra diverse durezza Vickers in funzione della distanza: (a) dopo 200 cicli (regione a carico oligociclico); (b) dopo 5×10^3 cicli (a carico oligociclico pari a 1000 MPa); (c) dopo 5×10^3 cicli (a carico a fatica ad alto numero di cicli pari a 850 MPa); (d) dopo 9×10^4 (carico a fatica ad alto numero di cicli pari a 850 MPa)

6.3.5 Microstruttura e disposizione delle dislocazioni dopo carico a fatica

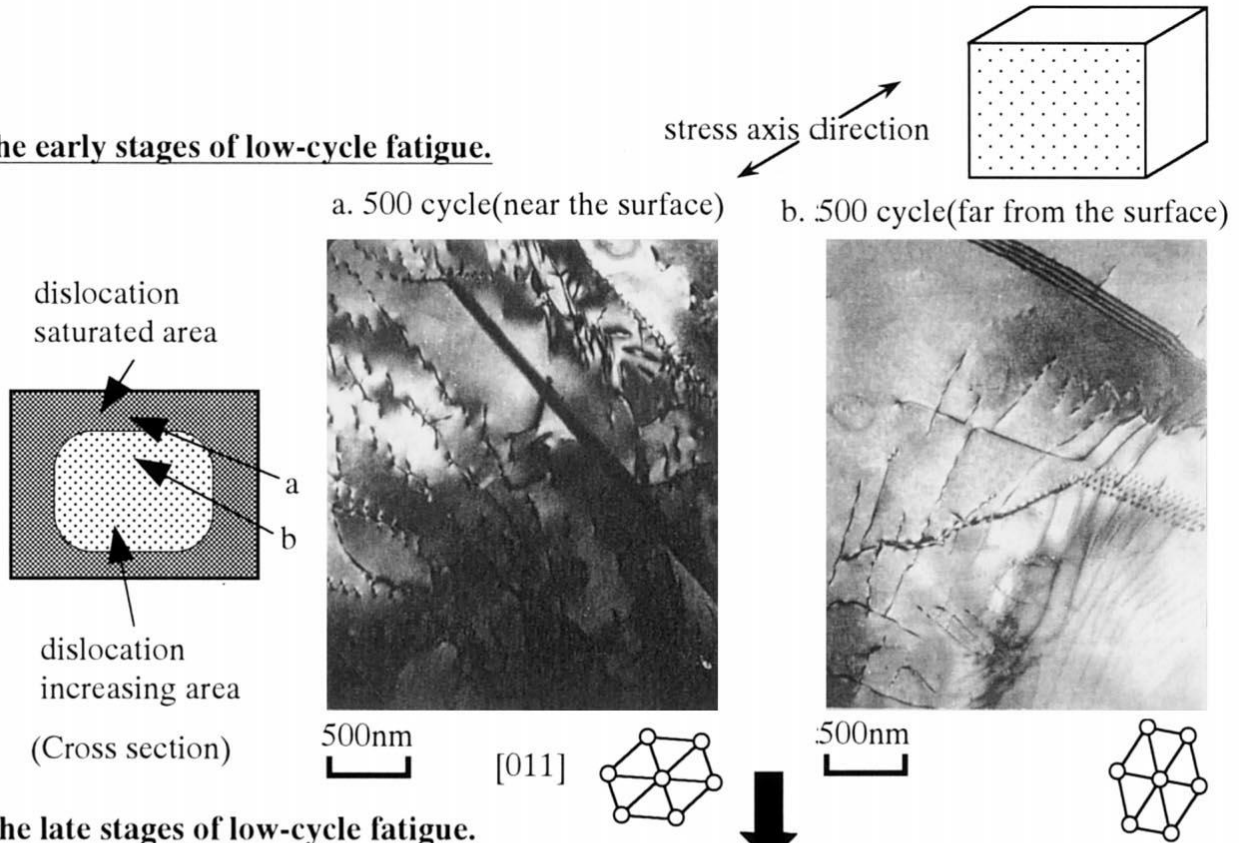
I risultati dell'osservazione al microscopio elettronico (TEM Transmission Electronic Microscopy) della fase primaria α (dimensione del grano circa $7 \mu\text{m}$) nella lega Ti6Al4V sottoposta a carico oligociclico vicino alla superficie (a circa $125 \mu\text{m}$) e lontano dalla superficie (a circa $625 \mu\text{m}$) sono visibili in figura 7. La microstruttura mostra un incremento delle dislocazioni molto forte in superficie ed un po' meno intenso lontano dalla superficie [4].

In entrambi i casi, al crescere del numero di cicli, la densità delle dislocazioni aumenta [4].

La crescita delle densità delle dislocazioni (aumento dell'incrudimento), come abbiamo visto, è strettamente correlato al cambiamento delle proprietà meccaniche della lega [4].

L'incrudimento, in regime oligociclico, penetra sempre più profondamente dalla superficie verso l'interno all'aumentare del numero dei cicli [4].

The early stages of low-cycle fatigue.



The late stages of low-cycle fatigue.

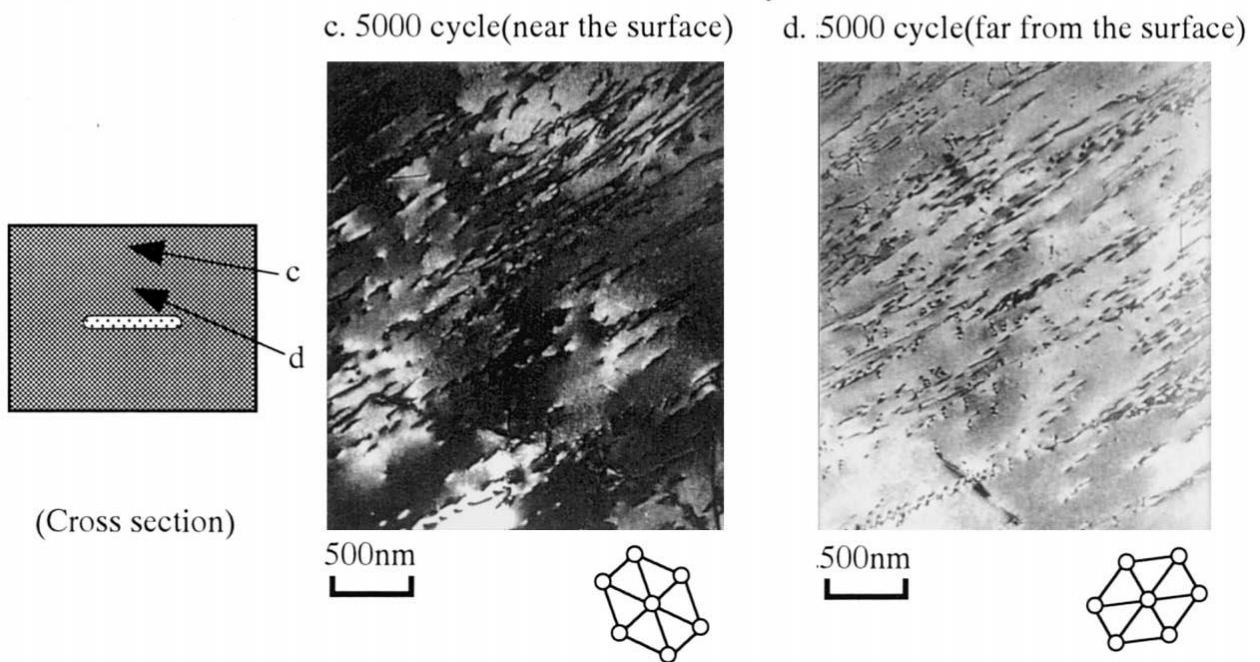


Fig. 7: densità delle dislocazioni vicino a lontano dalla superficie in regime oligociclico per alti e bassi numeri di cicli

§ 6.4 Conclusioni

Gli effetti del carico a fatica sulle proprietà meccaniche della lega di titanio Ti6Al4V ELI per impianti biomedici possono essere così riassunti:

- La resistenza residua a trazione della lega dopo carico a fatica cresce rapidamente ai più alti regimi di vita a fatica oligociclica [4].
- La capacità di allungamento a regime di vita a fatica oligociclica decresce al crescere del numero di cicli [4].
- La durezza, a regime di vita oligociclica mostra un gradiente di valori tra superficie e profondità, se il numero di cicli è basso. In regime oligociclico la durezza superficiale ha valori simili a quella in profondità. In regime a fatica ad alto numero di cicli le variazioni di durezza tra superficie e profondità sono minime sia per numero di cicli alto che per numero di cicli basso [4].
- A vita oligociclica l'energia residua assorbita diminuisce più rapidamente al crescere del numero di cicli [4].
- In regime di vita a fatica ad alto numero di cicli le proprietà meccaniche subiscono variazioni minime, inferiori al caso di regime di vita a fatica oligociclica [4].
- La microstruttura sviluppa un incremento della densità di dislocazioni sia vicino alla superficie (maggiore) che lontano dalla superficie (minore). Questo incremento tende ad uniformarsi al crescere, in regime oligociclico, del numero di cicli.

Bibliografia

- [1] - Y. Sasaki, K. Doi, T. Matsushita, Mater. Technol. 66 (9) (1996) 64–69.
[2] - I.J. Polmear, Light Alloys, Edward Arnold, London, UK, 1989, pp. 211–271.
[3] - M. Niinomi, et al., Met. Trans. A 27 (12) (1996) 3925–3935
[4] - Toshikazu Akahori, Mitsuo Niinomi, *Fracture characteristics of fatigued Ti–6Al–4V ELI as an implant material*, Materials Science and Engineering A243 (1998) 237–243

Conclusioni e suggerimenti per studi futuri

Le conoscenze sulle rotture per fatica di organi meccanici in materiale metallico sono relativamente recenti. Questi cedimenti avvengono normalmente per carichi modesti, inferiori allo snervamento del materiale, dopo un periodo d'uso di molti cicli. Le rotture per fatica generalmente si innescano sulla superficie nei punti di tensione massima di trazione. Trattamenti termici e lavorazioni meccaniche come l'asportazione di truciolo, la saldatura e la rettifica possono indurre tensioni di trazione che si sommano alle tensioni di servizio. Una volta innescata, la cricca si propaga fino alla rottura, in genere di tipo fragile. Lo shot-peening è un processo di lavorazione a freddo che consiste nel colpire la superficie di un particolare in materiale metallico con un getto perfettamente controllato ad alta velocità di microsferine oppure di cilindretti ottenuti tagliando un filo (chiamati cut-wire). L'impatto causa la plasticizzazione degli strati superficiali inducendo, per equilibrio, tensioni residue di compressione. Le tensioni residue di compressione introdotte dallo shot-peening esercitano un'azione benefica sulla durata del particolare rallentando o impedendo la formazione di cricche.

Si definisce limite di fatica il carico di fatica per il quale si garantisce al 90% l'indennità del pezzo dopo 2×10^6 cicli di sollecitazione.

Tale grandezza è fondamentale nello studio a progetto di parti soggette a carichi variabili con frequenze elevate e non è definibile per tutti i materiali. Infatti per le leghe leggere non esiste un valore per il quale è possibile garantire una vita infinita del pezzo, che deve dunque essere progettato a termine.

Per le leghe Ti6Al4V questo valore varia tra i 500 ed i 700 MPa. La morfologia del materiale e tutte quelle modifiche strutturali (microstrutture alfa aciculari e morfologie a grana fine su tutte) che migliorano la resistenza a snervamento portano un aumento della resistenza a fatica. Nel caso di grana fine particolare resistenza viene apportata da raffreddamenti rapidi durante trattamenti termici di solubilizzazione.

Il forte connotato statistico di tale proprietà si evidenzia nelle ampie bande di dispersione dei dati sperimentali. I valori medi evidenziano comunque un aumento praticamente lineare del limite di fatica a vita finita col diminuire della dimensione dei grani.

Altro fattore di grande importanza è lo stato delle superfici. Una scarsa finitura è infatti causa di innesco di cricche, che possono propagarsi a fatica anche per carichi ridotti.

Le curve sperimentali evidenziano come stati di compressione, che portano ad una chiusura di eventuale difetti superficiali, aumentino sensibilmente le prestazioni a fatica del materiale.

Lo studio del comportamento a fatica della lega Ti6Al4V è sicuramente da valutare caso per caso in funzione delle esigenze, dati la grande dispersione che si ha nella raccolta dei dati sperimentali ed il complesso modo in cui microstruttura e morfologia influenzano le proprietà del materiale.

La pallinatura controllata "semplice" aumenta la vita a fatica della lega Ti6Al4V. Questo incremento non è influenzato dalla temperatura per valori non superiori a circa 250°C ed è simile sia a temperatura ambiente che alla temperatura di 150°C di molte strutture per applicazioni nel settore aerospaziale.

Le tensioni residue di compressione dovute alla pallinatura singola non vengono redistribuite e rilassate a causa dell'azione del solo carico ciclico, per quanto elevato, se si opera a temperatura ambiente.

Le cricche di fatica nascono in superficie per pezzi non pallinati, mentre per componenti pallinati le cricche a fatica si innescano sotto la superficie, laddove le tensioni residue di compressione lasciano il campo a tensioni di trazione compensatrici.

La ripallinatura non ha effetti negativi. Essa allunga la vita dei componenti già sottoposti a pallinatura.

Per temperature molto alte, superiori a quelle classiche di esercizio ($T > 300^\circ$), la pallinatura induce una riduzione della resistenza a fatica. Questo lo si può attribuire alla rugosità indotta dalla pallinatura stessa, perché a queste temperature le tensioni residue compressive praticamente svaniscono a causa dell'azione contemporanea del carico e della temperatura elevata. La rugosità infatti è portatrice di numerosi punti di innesco per cricche superficiali da fatica.

Nel caso di superfici con intagli di dimensioni molto maggiori di $50\mu\text{m}$ la pallinatura consente al componente di avere vita a fatica, indipendentemente dalla temperatura, pari a quella di un componente uguale non intagliato.

Un'altra variabile su cui è stato basato un interessante studio è l'anodizzazione del materiale e come questo stato può influire su pallinatura e vita a fatica della lega Ti6Al4V. Alla fine di un'esperienza simile a quella condotta sopra si è osservato che l'anodizzazione riduce sensibilmente la resistenza a fatica della lega, anche nel caso di pallinatura. Comunque anche in caso di lega anodizzata il trattamento di pallinatura si rivela un'efficace strumento utile per contrastare l'effetto negativo ora evidenziato. Infatti le tensioni di compressive indotte dalla pallinature controbilanciano gli effetti dell'anodizzazione.

Infine possiamo aggiungere come anche la dimensione dei pallini e la durata del processo di pallinatura influenzando l'induzione delle tensioni residue compressive, il livello di incrudimento e la rugosità delle superfici, abbiano effetto sulla vita a fatica. Gli studi effettuati evidenziano come per dimensioni piccole e medie (inferiori a 0,3 mm per la dimensione principale) ed indipendentemente dalla durata del processo di pallinatura si ha un incremento della vita a fatica fino a $1.8 \div 1.9$ volte. I migliori risultati sono stati ottenuti con pallini con dimensione principale pari a 0,3 mm e durata di 30 sec. In queste condizioni la pallinatura può portare incrementi della vita a fatica pari a 2,7 volte quella della lega non trattata. Per dimensioni dei pallini superiori ai 0,3 mm si è riscontrato un calo delle prestazioni a fatica, anche rispetto alle condizioni di non pallinatura.

Gli studi su questo argomento sono comunque limitati e non prendono in considerazione elementi quali la forma ed il materiale dei pallini. Infatti gli studi fin qui pubblicati si limitano a casi con sferette in vetro con raggio di 0.18 mm 0.3 mm e 0.35mm.

Si sono anche riportati gli effetti della pallinatura su un particolare fenomeno a fatica: la fretting fatigue o fatica da contatto. Vediamo ora di riassumere quali sono gli effetti del trattamento di pallinatura sulla lega Ti6Al4V soggetta a fretting fatigue.

La pallinatura induce uno stato residuo di compressione uniforme ed indipendente dalla direzione di osservazione e misurazione.

Gli effetti della fatica da contatto inducono una non uniformità del campo di tensioni residue indotte compressive indotte dalla pallinatura. Questo rilassamento tende a diventare anisotropico nelle zone di contatto ed ad aumentare all'aumentare del numero di cicli fino ad essere completo (soprattutto al centro delle zone di contatto). Questo fenomeno dipende dall'alterazione dello stato superficiale del materiale indotto dal contatto e dal moto relativo delle superfici a contatto, oltre che dalla pallinatura stessa. Questa modifica superficiale consiste in un aumento della rugosità, che è sempre sede di potenziali inneschi di cricche superficiali.

Un'eventuale lucidatura delle superfici dopo la pallinatura, per ridurre la rugosità non influisce sulla vita a fatica da contatto. Infatti la meccanica del fenomeno annulla qualsiasi beneficio apportato dalla lucidatura.

L'intensità del processo di pallinatura apporta miglioramenti sulle proprietà a fatica della lega. L'intensità Almen infatti influisce sullo stato tensionale residuo di compressione dovuto alla pallinatura.

Al crescere di tale parametro l'interfaccia tra la zona di tensioni residue compressive e la zona di tensioni compensatrici di trazione si sposta a maggiori profondità. Questo aumenta la resistenza alla propagazione delle cricche a fatica nella lega. L'aumentare dell'intensità della pallinatura non comporta però un aumento del valore delle tensioni residue da compressione.

La ripallinatura comporta un forte recupero dello stato di tensione residuo di compressione da pallinatura, qualora esso sia spinto al rilassamento da fenomeni di fatica da strisciamento. Però

come nel caso di fatica piana, questo recupero dipende dalla quantità di vita a fatica “consumata”. I risultati nel caso di fatica da contatto sembrano però essere migliori.

Nel corso di questi studi si è potuto valutare come lo studio degli effetti della pallinatura sulla vita a fatica della lega Ti6Al4V sia stato approfondito in molti dei suoi aspetti.

Un elemento di interesse non particolarmente considerato dai vari autori resta, come già ravvisato precedentemente, quello legato all’influenza della scelta dei pallini (materiale, dimensioni e forma) e di come, eventualmente, questa scelta influenzi l’esito del trattamento.