

Capitolo IV

LA FATICA

Alcune valutazioni attribuiscono alla fatica circa l'80% delle rotture che si verificano negli organi di macchina, si comprende quindi l'importanza di studiare questo fenomeno e soprattutto di prevenirne le conseguenze. I primi test riportati sulla fatica sembrano essere quelli di Albert [1838], eseguiti in Germania sulle catene saldate utilizzate per gli argani delle miniere. Gli Inglesi furono inizialmente molto attivi, ai tempi dello sviluppo di ferrovie e ponti, venendo rappresentati da notissime personalità quali Rankine, Hodgkinson e Fairbairn. Wöhler ha giustamente ottenuto un vasto credito per il concetto della *curva S-N* e del *limite di fatica*, col quale si intende quello sforzo ciclico unitario che può essere applicato ad un dato materiale per un numero indefinitamente alto di cicli senza produrre rottura. Forse Wöhler è stato lento nelle sue pubblicazioni. Anche se, come gli altri primi addetti ai lavori, fu un creatore ingegnoso di macchinari che servivano a sottoporre a sforzo i suoi campioni, egli fu costretto a far funzionare tali macchinari a basse velocità, e pare che la velocità massima che gli fu possibile raggiungere nella sua curvatrice rotante fosse di 72 rpm. In tal modo gli occorsero molti anni per accumulare misurazioni a lunga durata (ad esempio, un test di 10^8 cicli avrebbe richiesto circa tre anni). E' interessante che Moore e Kommers, i quali scrissero uno dei primi libri sulla fatica, lo dedicassero «... ai tanti eminenti investigatori Britannici che sono stati i più grandi nel far progredire la nostra conoscenza del fenomeno della fatica dei metalli, ...» ma, con imparzialità americana, mostrassero nel frontespizio un ritratto di Wöhler. In decenni più recenti sembra che, adesso come allora, la nazionalità di coloro i quali si sono interessati alla fatica abbia seguito il centro di gravità dell'economia globale, proprio come ci si aspetterebbe da un fenomeno tanto cruciale associato ai sistemi meccanici.

Gli organi di macchina molto spesso si danneggiano se, durante la loro vita, vengono sottoposti a sollecitazioni variabili nel tempo e di carattere ripetitivo, senza che peraltro la tensione abbia mai raggiunto i livelli di sicurezza calcolati in base ai vari criteri di resistenza di tipo statico. Questo fenomeno viene definito "fatica", e rappresenta una delle principali cause di avarie e rotture di componenti meccanici.

Sebbene sia stato da tempo riconosciuto che il ciclo vitale della fatica era dominato dalla formazione e dalla propagazione delle cricche, non vi sono state misurazioni della cinetica della propagazione delle cricche fino ai primi anni '60. In quel periodo Paris ed i suoi collaboratori suggerirono che il tasso di crescita della cricca di fatica dovrebbe essere caratterizzato in termini di *meccanica della frattura lineare elastica* e basato sul *fattore di intensità dello sforzo*. Questo approccio aggirava il difficile problema della definizione del comportamento elastico-plastico all'apice della cricca e permetteva la correlazione delle misurazioni ottenute in diversi campioni e sistemi di carico. Esso produsse un moltiplicarsi degli sforzi volti alla misurazione della crescita della cricca in un'ampia varietà di metalli e leghe che ha poi dominato la ricerca sulla fatica negli ultimi 25 anni, e ne ha definito ulteriori proprietà quali la *soglia di intensità dello sforzo* per la propagazione della cricca di fatica, e l'esponente della cosiddetta *curva di Paris*, un tracciato del tasso di crescita della cricca contrapposto all'intensità dello sforzo.

L'enfasi posta sulla propagazione della cricca di fatica ha altresì prodotto un altro approccio alla prevenzione dei danni per fatica, basato sulla tolleranza, da parte della struttura, di una cricca o di un difetto esistenti. Questo approccio è legato alla filosofia di design "*fail-safe*" (progettazione sicura rispetto al danno), il che significa che nessun singolo elemento della struttura è "essenziale" per la sua sopravvivenza, e che vi è in essa sufficiente ridondanza affinché il guasto di una parte possa essere sopportato dalle altre finché il guasto parziale non venga rilevato durante l'ispezione. L'approccio alla propagazione della cricca, che è economicamente applicabile a strutture costose ed essenziali per la sicurezza quali i velivoli, richiede metodi dispendiosi di sperimentazione non

distruittiva che devono essere applicati al fine di rilevare le cricche di fatica, spesso quando esse sono ancora piuttosto piccole, ad esempio a 0,15 mm di profondità per i componenti del motore o a 0,80 mm per le cellule. L'alto costo delle ispezioni genera poi nuovi sforzi per migliorare la prevedibilità sia della propagazione delle cricche di fatica, sia della forza residua di una struttura incrinata. Le vecchie metodologie della fatica basate sullo sforzo e sulla deformazione e la meccanica delle fratture sono attualmente entrambe richieste nella prevenzione dei danni per fatica, le prime per prevedere la durabilità di una struttura o di un componente, la seconda per controllare la sua sicurezza.

E' possibile ottenere previsioni affidabili dei cedimenti a fatica solo attraverso una profonda comprensione dei meccanismi fisici coinvolti. Per i materiali commerciali, con le loro complicate microstrutture, siamo ancora lontani da una teoria quantitativa che leghi i processi elementari al ciclo vitale osservabile durante il carico di fatica, sebbene esistano molti dati sperimentali sulla cinetica della propagazione delle cricche secondo cui si possono ricavare ragionevoli stime di vita residua laddove sia nota la geometria del difetto preesistente. La comprensione dei meccanismi di incrinatura, che ha le sue radici nei primi lavori di Gough e dei suoi collaboratori, i quali iniziarono a lavorare sui monocristalli, ha beneficiato del moderno approccio che utilizza i monocristalli insieme a strumenti come il microscopio elettronico a trasmissione ed il microscopio a scansione per indagare nei meccanismi e nei comportamenti di dislocazione.

Per lo studio delle problematiche di fatica si possono seguire due differenti approcci:

-L'approccio classico è quello che mette in relazione la durata di un componente o di un materiale in forma di provino standardizzato, intesa come numero di cicli sopportabili prima di giungere alla rottura, con lo stato di sollecitazione agente.

-L'approccio locale analizza lo stato di un difetto e le condizioni al contorno che ne determinano un accrescimento sino a raggiungere dimensioni critiche, mettendole in relazione con lo stato di sollecitazione e le caratteristiche di resistenza a frattura del materiale.

Anche se in esercizio la tensione applicata ad un determinato componente può variare in maniera anche molto complessa con il tempo, il fenomeno della fatica viene normalmente studiato sottoponendo dei campioni a sollecitazioni variabili nel tempo in maniera ciclica.

Un generico ciclo di solito è caratterizzato da una variazione sinusoidale della sollecitazione applicata; lo stato tensionale cui il materiale viene sottoposto, quindi, può essere descritto da una serie di grandezze, quali la tensione massima (σ_{\max}), la tensione minima (σ_{\min}), la tensione media (σ_m), dall'ampiezza della sollecitazione ($\Delta\sigma$) e dal rapporto di carico. Il numero di cicli che porta alla rottura del campione viene indicato con N_f .

$$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2$$

$$\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$$

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$$

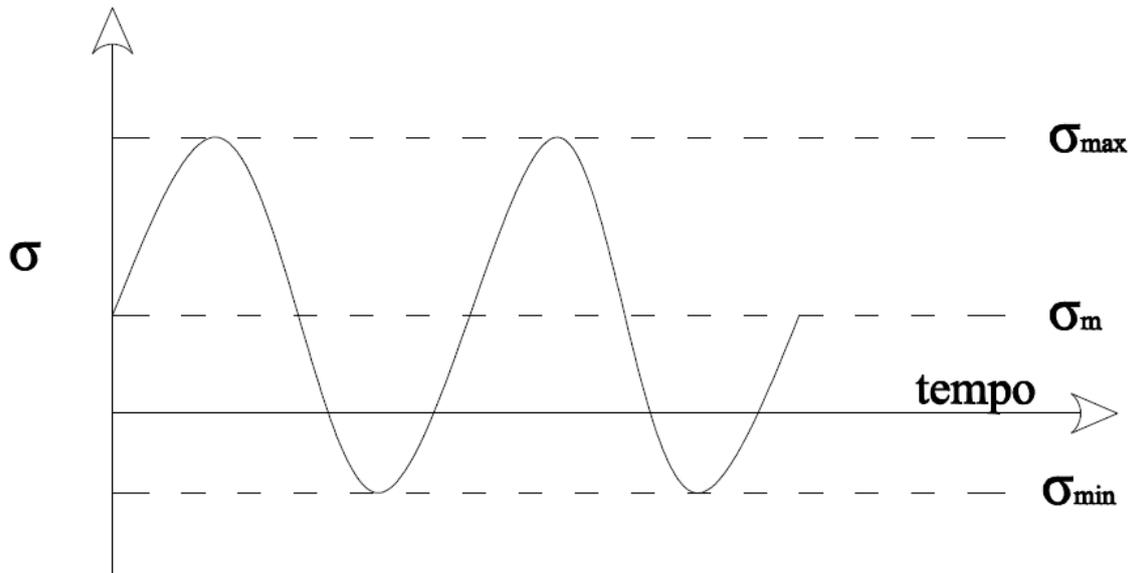


Figura 4.1: schematizzazione delle grandezze fondamentali della fatica dei materiali.

Se si vuole rappresentare, per un dato ciclo di fatica, la variazione della tensione in funzione della deformazione del campione, si ottiene un grafico come quello riportato in Figura 4.2.

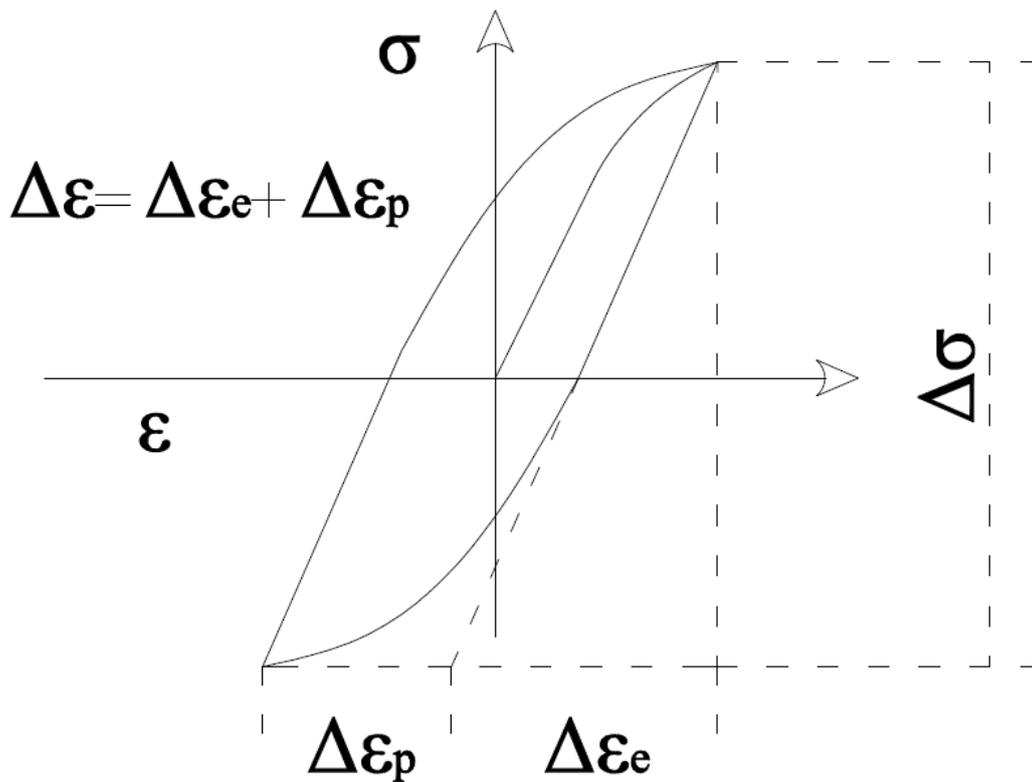


Figura 4.2: variazione della sollecitazione in funzione della deformazione imposta durante una prova ciclica.

la sollecitazione media è nulla, ma la sollecitazione massima è superiore allo snervamento, in quanto si ha una deformazione plastica permanente (fatica oligociclica).

La fatica è legata al verificarsi di scorrimenti a livello localizzato e microscopico. Ne deriva che anche la risposta a fatica di un materiale è legata a quelle che sono le caratteristiche meccaniche del materiale, così come vengono definite dalla prova di trazione convenzionale. In questo contesto risulta particolarmente utile fare riferimento non tanto alle grandezze ingegneristiche (σ ed ε) ma alle grandezze reali $\sigma'=\sigma(1+\varepsilon)$ e $\varepsilon'=\ln(1+\varepsilon)$.

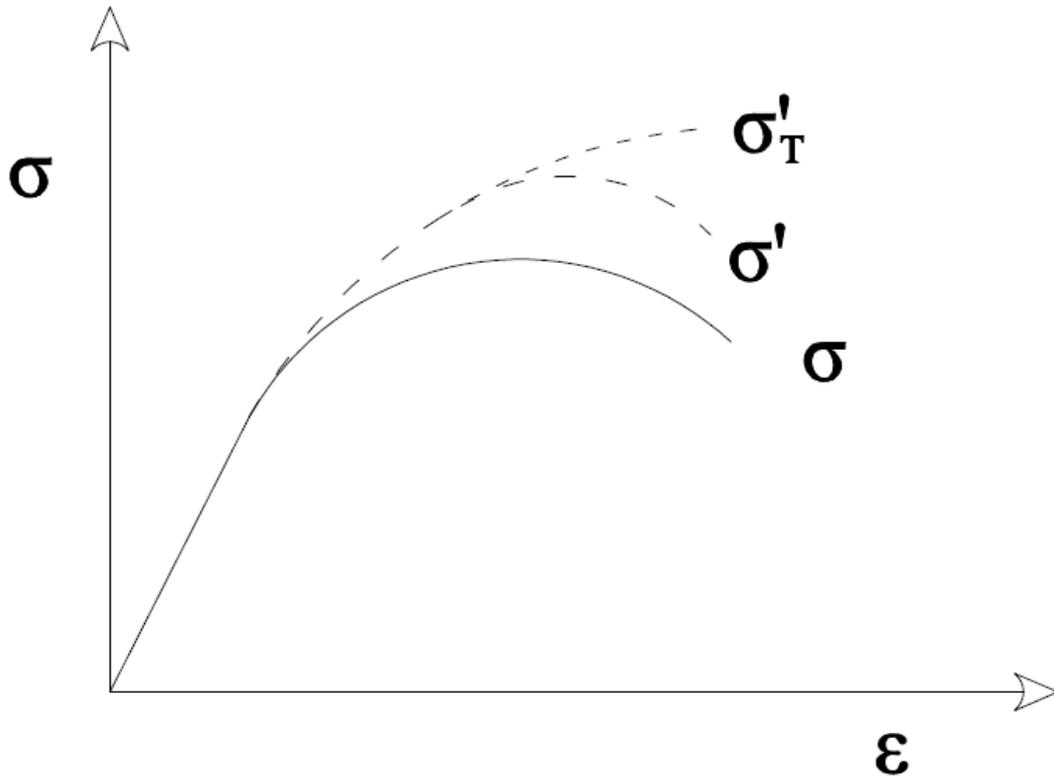


Figura 4.3: grandezze ingegneristiche e grandezze reali.

Quando si utilizzano le precedenti relazioni, dalla curva ingegneristica (curva σ) si ottiene la curva σ'

La decrescita della tensione reale dopo il picco della curva, come si è già visto, è legata al fatto che la sezione del campione non rimane costante lungo il tratto utile, cioè dal fatto che la deformazione non è più omogenea, ma localizzata nella strizione.

Più corretto appare, quindi, definire la tensione vera come:

$$\sigma'_t = \frac{P}{S_{\min}} \quad (4.1)$$

dove S_{\min} è la minima area della sezione trasversale del campione. La relazione precedente fornisce una stima della tensione che è equivalente a $\sigma'=\sigma(1+\varepsilon)$ finché la deformazione del campione è omogenea, pur rimanendo crescente la curva ottenuta anche dopo l'inizio della strizione (curva σ'_t). Altri parametri di una certa rilevanza, per l'influenza che hanno nella risposta a fatica, sono l'allungamento A e la strizione Z , definiti come:

$$A = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad (4.2)$$

$$Z = \frac{S_0 - S_f}{S_0} \quad (4.3)$$

dove l_0 ed S_0 sono l'area e la lunghezza del tratto utile all'inizio della prova, ed l_f e S_f sono le corrispondenti grandezze a rottura.

Micromeccanismi di fatica: Le rotture per fatica hanno origine da deformazioni plastiche ripetute come la rottura di un filo di ferro che viene ripetutamente piegato. Se il filo si rompe dopo pochi cicli, la rottura per fatica avviene tipicamente dopo migliaia o perfino milioni di ripetizioni di piccole plasticizzazioni a livello microscopico. Siccome le deformazioni plastiche localizzate possono innescare rotture per fatica occorre focalizzare l'attenzione su tutte quelle zone potenzialmente pericolose come fori, filettature, spigoli vivi, punti di corrosione etc.

Sfruttando il fenomeno dello snervamento il materiale può aumentare la resistenza alla fatica se la deformazione plastica locale è sufficientemente piccola, in presenza invece di livelli di deformazione plastica locale più elevata i successivi cicli di carico causeranno una perdita locale di duttilità, finché la deformazione ciclica imposta al materiale non potrà essere sostenuta senza rottura.

La rottura per fatica si evolve secondo 3 stadi:

- Innesco
- Propagazione
- Rottura finale

La fase di innesco occupa una porzione più o meno piccola della vita a fatica del materiale, generalmente essa ha luogo sulla superficie del pezzo dove sono presenti difetti nella geometria (fori, filettatura, etc.) o nel materiale (inclusioni). Quando sulla superficie di un componente non sono presenti difetti, le sollecitazioni cicliche muovendo le dislocazioni all'interno producono delle *bande di scorrimento* che fuoriescono dal pezzo creando dei *microintagli*, a testimonianza di ciò si è notato che lappando periodicamente il pezzo la vita a fatica aumenta sensibilmente.

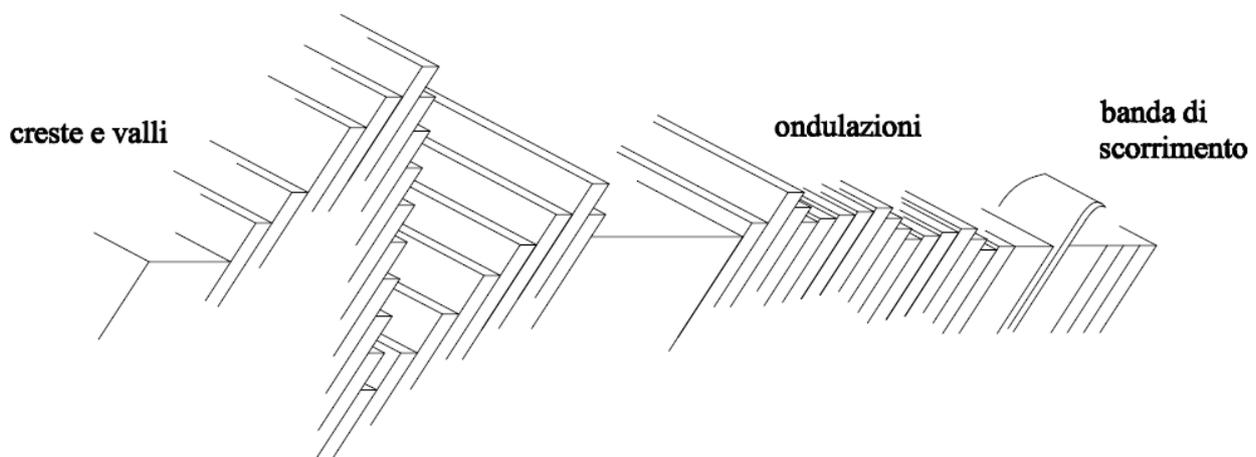


Figura 4.4: bande di scorrimento

La seconda fase (propagazione) è governata dalla tensione normale presente nelle vicinanze dell'apice della cricca. Durante la fase di trazione si assiste ad un apertura della cricca e ad un allungamento della medesima, durante la fase di compressione invece la cricca si chiude ma non si recupera l'allungamento che si era formato precedentemente; ripetendo ciclicamente questo processo si assiste alla propagazione della fessura.

La superficie, durante la fase di propagazione, è caratterizzata da ripetute striatura dette *linee di spiaggia* (o *beach mark*) che testimoniano il progressivo propagarsi della cricca.

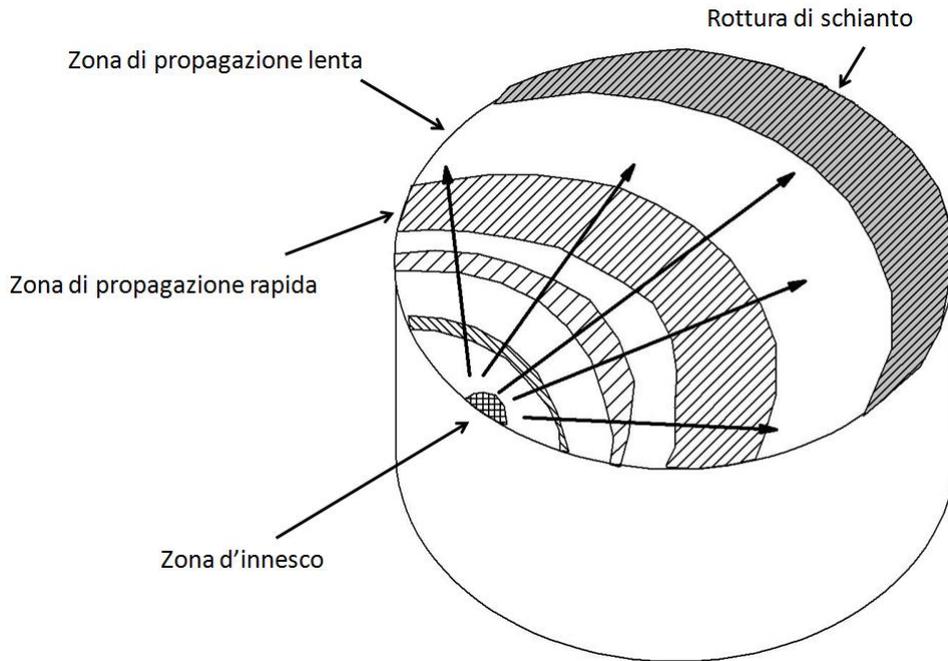


Figura 4.5: superficie di rottura

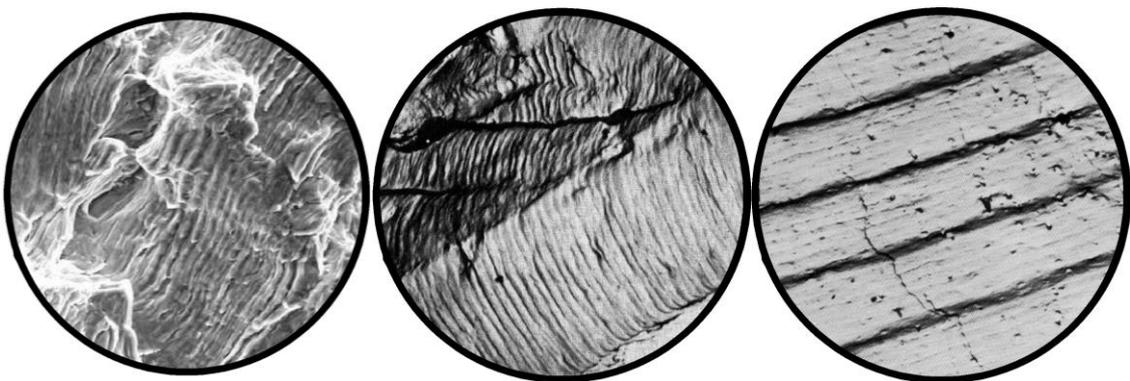


Figura 4.6: tipiche striature di fatica osservabili sulle superfici di frattura.

La rottura finale avviene perché la sezione resistente è troppo piccola per sopportare il livello di carico imposto, in realtà questo meccanismo avviene di rado, infatti la rottura è prevalentemente fragile e si verifica in accordo con i criteri imposti dalla meccanica della frattura ovvero perché all'apice della cricca il KI supera il KIC.

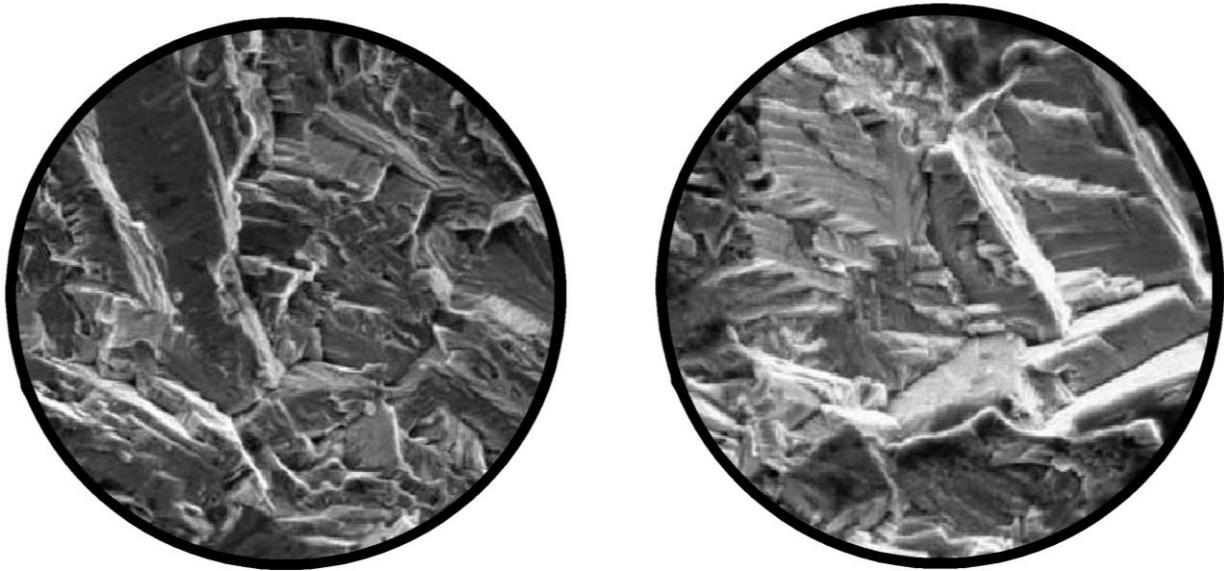


Figura 4.7: tipiche superfici di frattura di materiali fragili sollecitati a fatica.

Quando in un materiale si supera il limite di snervamento si ha una deformazione plastica, legata agli scorrimenti dei piani a massima densità atomica gli uni sugli altri. Tale meccanismo è reso più facile dalla presenza di dislocazioni, che riducono la tensione necessaria ad avere scorrimenti di tipo plastico. Per la loro stessa natura gli scorrimenti sono resi possibili dall'applicazione di sforzi di taglio; questo spiega perché la deformazione avvenga normalmente su piani orientati a 45° rispetto all'asse della sollecitazione di trazione: infatti, su questa direzione si sviluppano i massimi sforzi di taglio in cui possono essere scomposte le forze esterne di trazione o compressione.

Se il limite di snervamento non viene superato, d'altra parte, pur non avendo deformazioni plastiche macroscopiche di una certa rilevanza, si possono comunque avere deformazioni localizzate, dovute a scorrimenti di piani cristallini e aventi quindi un carattere microscopico ma non recuperabile. Questi sono dei veri e propri scorrimenti localizzati di pochi piani cristallografici, e, a parte la scala, sono del tutto equivalenti a quelli che si hanno, estesi sulla totalità del campione, al di sopra dello snervamento.

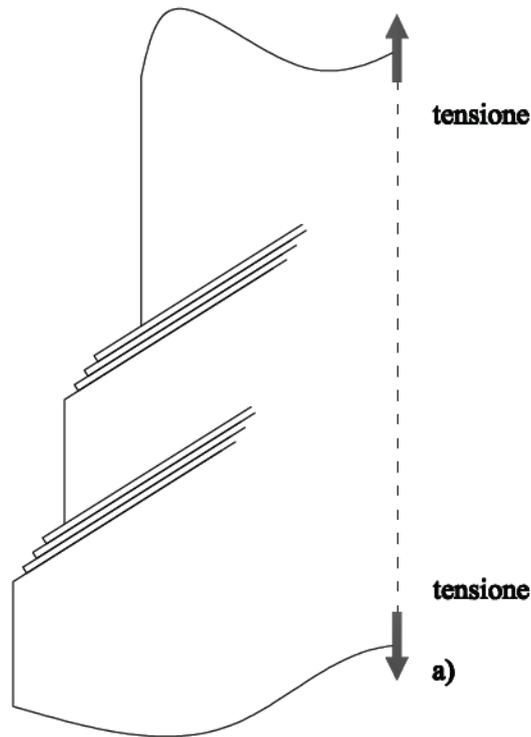


Figura 4.8: tipiche estrusioni formatesi durante il semi-ciclo di trazione.

Se la direzione della sollecitazione viene invertita, si avranno altri scorrimenti su altri piani cristallografici paralleli ai primi, in modo da avere un'accumulazione del danneggiamento sulla superficie del campione. L'alternarsi di questo ciclo di stati tensionali di trazione e compressione non corrisponderà, quindi, a deformazioni macroscopiche di tipo plastico, ma piuttosto ad un progressivo accumulo di scorrimenti sugli stessi piani, a formare delle irregolarità sulla superficie definite "estrusioni" ed "intrusioni".

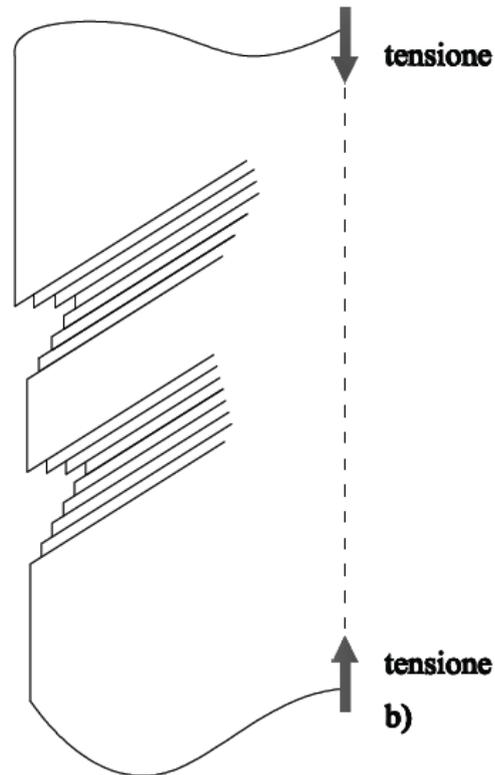


Figura 4.9: tipiche intrusioni formatesi durante il semi-ciclo di compressione.

l'intrusione non è che un difetto che con l'accumularsi della deformazione può svilupparsi a formare una vera e propria cricca; alcune delle cricche si propagano nel campione, prima seguendo un percorso a 45° rispetto all'asse della tensione esterna (stadio 1 di propagazione), e poi un percorso a 90° con tale asse (stadio 2)

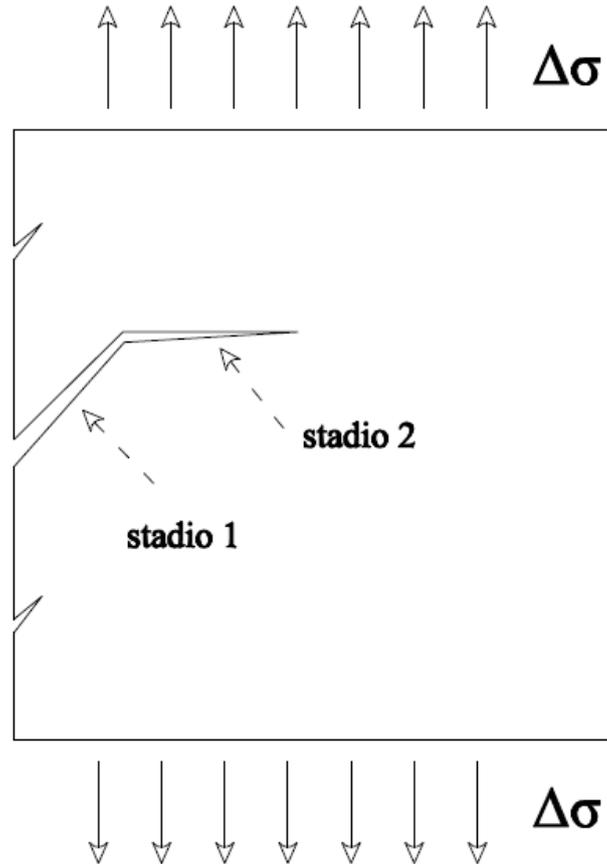


Figura 4.10: tipici percorsi di propagazione delle cricche di fatica.

In un metallo puro, l'applicazione di sollecitazione di trazione causa un'apertura della cricca (fase 2), che raggiunge un'apertura che possiamo indicare come δ (il fenomeno è legato alla formazione di nuove superfici libere all'apice della cricca). Il successivo ciclo di compressione chiude ancora una volta la cricca, che avanza di una quantità prossima a δ . la zona tratteggiata all'apice della cricca è quella in cui la sollecitazione, a causa dell'intensificazione di sforzo introdotta dalla cricca, che si comporta come un intaglio, è molto più alta del valore nominale.

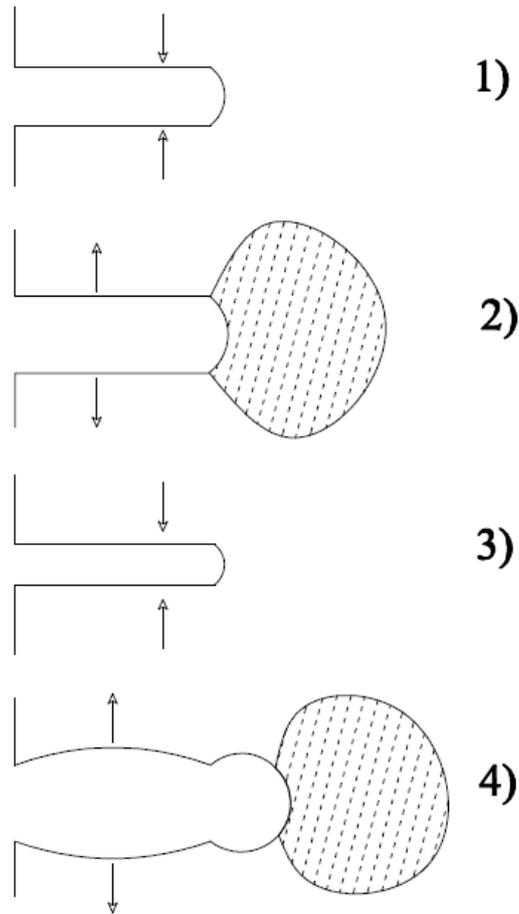


Figura 4.11: schematizzazione dell'effetto di plasticizzazione all'apice delle cricche.

In materiali in cui siano presenti delle inclusioni il processo di avanzamento viene notevolmente accelerato; infatti, all'interfaccia delle inclusioni presenti nella zona fortemente sollecitata all'apice della cricca, nella fase di trazione si ha la decoesione con la matrice, e quindi la formazione di microvuoti che coalescono fra di loro e con la cricca stessa.

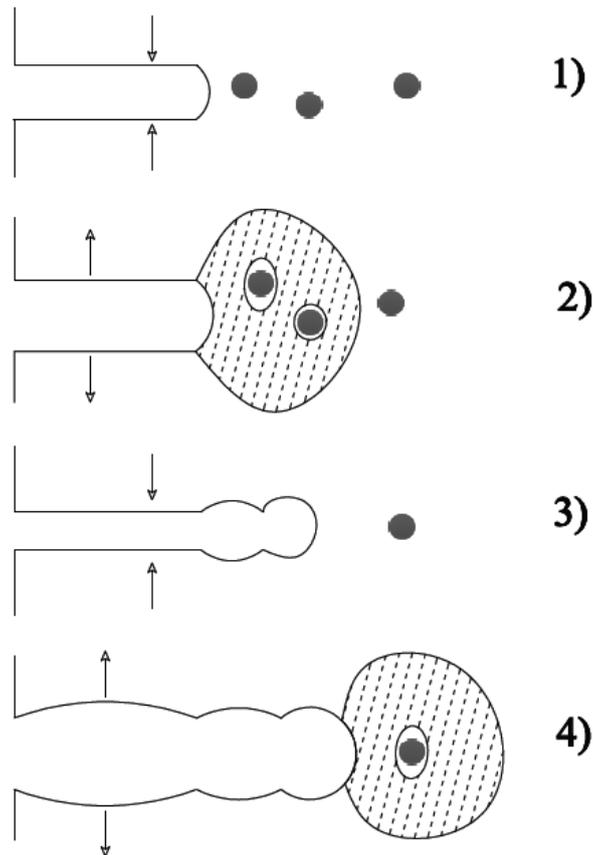


Figura 4.12: effetto delle inclusioni sulla zona elasticizzata.

Questo tipo di propagazione è tipico della fatica oligociclica, cioè della fatica che è originata da cicli di sollecitazioni il cui valore massimo o minimo sia superiore o molto prossimo allo snervamento. Nel caso della fatica classica (ad alto numero di cicli) la sollecitazione massima (o minima) è sempre molto inferiore allo snervamento; in questo caso la cricca di solito si innesca in presenza di intagli, brusche variazioni di sezione, o comunque nei punti in cui si ha un effetto di intensificazione di sforzo.

La cricca si origina in uno di questi punti e si propaga, dapprima lentamente, e poi molto più velocemente fino a portare alla rottura.

Sperimentazione a fatica: Al fine di ottenere risultati ripetibili nei test di tensione, specialmente dall'allungamento relativo alla frattura monotona, il test di tensione è standardizzato rispetto alla forma del campione. Il comportamento e le proprietà della fatica sono così complessi che nessuno standard di sperimentazione generalmente accettabile si applica alla fatica, tranne quello in cui i campioni per la meccanica delle fratture sono frequentemente usati per misurare la propagazione delle fratture a fatica. I test a fatica sono stati condotti in molti modi diversi, e minori differenze nella sperimentazione possono produrre significative differenze di comportamento. La dispersione dei risultati è perciò endemica negli studi sulla fatica, tanto per ragioni di sperimentazione quanto per ragioni di variabilità tra i campioni. I metodi di sperimentazione più popolari sono descritti qui di seguito:

Test di sforzo ad ampiezza costante: Nei materiali commerciali, dove sia lo sforzo di snervamento sia l'estrema resistenza alla trazione sono elevati, la fatica può presentarsi a lungo termine a sforzi che sono relativamente bassi. Conseguentemente, sia la deformazione elastica che quella plastica sono relativamente piccole. Tali materiali possono essere sottoposti a piena ampiezza di sforzo nel

primo ciclo, ed il test può essere condotto ad un'ampiezza di sforzo costante finché il campione cede. Per definire il cedimento si considera la frattura completa del campione.

Se il materiale è ricotto, l'ampiezza della deformazione prodotta da un valore tipico dell'ampiezza dello sforzo sarà più grande nel primo ciclo, ma tale deformazione incrudirà ciclicamente il campione, la deformazione diminuirà continuamente durante il periodo iniziale delle operazioni cicliche ed infine raggiungerà un valore di saturazione dopo circa 100 o 1000 cicli a seconda del materiale o dell'ampiezza dello sforzo. È stata usata un'ampia varietà di forme d'onda e di frequenze per la sperimentazione a fatica, ma quelle preferite per la ricerca sono di solito semplici, come le forme sinusoidali o a dente di sega.

Nei lavori condotti su macchinari più vecchi, i quali spesso operavano su un principio di risonanza, il campione potrebbe subire una serie complessa di cicli progressivi prima che sia raggiunta la desiderata ampiezza di sforzo "costante". Tali macchinari continuano ad essere ampiamente usati. Tuttavia, sin dalla metà degli anni '60, sono stati impiegati sistemi elettroidraulici a ciclo chiuso. Il campione è sottoposto a sforzo per mezzo di un cilindro idraulico in cui il fluido ad alta pressione è controllato da una servovalvola attivata da un ingresso elettrico, spesso guidato da un computer. Questa modalità di sperimentazione offre un controllo molto flessibile e sofisticato, così che un test ad ampiezza costante può essere correttamente condotto sin dall'avvio delle operazioni cicliche. La capacità di ottenere una vasta gamma di carichi, da quelli più grandi a quelli di pochi Newton mediante la selezione di una misura appropriata del cilindro idraulico, fa sì che i metodi di test elettroidraulici possano essere applicati ad un'ampia varietà di misure e configurazioni dei campioni, dalle macrostrutture ai minicampioni.

Aumento dell'ampiezza di sforzo nei test: Nei metalli commerciali dolci e nelle leghe, o nei materiali modello usati nella ricerca, come i monocristalli, lo sforzo necessario a provocare a lungo termine la frattura a fatica potrebbe essere abbastanza elevato da deformare il materiale ad un livello inaccettabilmente alto se applicato alla massima intensità nel primo ciclo. Ad esempio, il materiale potrebbe essere deformato in modo distruttivo. Al fine di evitare questa cospicua deformazione iniziale, l'ampiezza di sforzo deve essere innalzata gradualmente, diciamo dai 30 ai 100 cicli, fino all'ampiezza di sforzo finale desiderata, che può poi essere mantenuta costante per il resto dell'esperimento. Queste ampiezze di deformazione iniziali relativamente alte potrebbero influire sul comportamento del campione alla fatica.

Al fine di evitare questo effetto storico sul comportamento del ciclo vitale, o per altre ragioni, uno sperimentatore potrebbe scegliere di aumentare lo sforzo alternato per un intervallo molto più lungo, diciamo 20.000 cicli, fino all'ampiezza di sforzo finale desiderata, ad un tasso costante e controllato di incremento dello sforzo.

La curva di Wohler: I dati che si prelevano dalle prove di fatica vengono riportati sotto forma di "curve S-N" o "curve di Wohler". Le curve S-N riportano in ascissa lo stato di tensione a cui è soggetto il provino durante la prova e in ordinata il numero di cicli a rottura, generalmente queste curve vengono fornite in coordinate semi-logaritmiche anche se non è raro trovare in coordinate bilogaritmiche, soprattutto quest'ultimo modo di rappresentarle mette maggiormente in evidenza una caratteristica fondamentale delle curve, "il ginocchio" corrispondente a una successiva costanza della tensione all'aumentare del numero di cicli di sollecitazione.

Per la maggior parte degli acciai e per alcune leghe non ferrose, come le leghe di titanio, intorno ad un milione di cicli si nota nelle curve S-N una variazione di pendenza detta appunto *ginocchio* e un conseguente andamento asintotico che porta all'introduzione di un concetto fondamentale del fenomeno della fatica, ovvero il *limite di fatica*. Numerose prove hanno permesso di stabilire che i materiali ferrosi mostrano un limite di fatica, definito come il livello più alto di tensione alternata che può essere sopportato indefinitamente senza rottura. Il simbolo usualmente usato per indicare il limite di fatica è S_n anche se non è raro trovare diciture diverse.

I risultati delle molte prove di fatica condotte negli ultimi anni ha permesso di individuare alcuni relazioni generali. Se prendiamo in esame l'acciaio si è notato che conoscendo la resistenza a rottura a trazione è possibile ottenere rapidamente con discreta approssimazione l'andamento della curva S-N e della resistenza a fatica a un milioni di cicli che per l'acciaio vale approssimativamente 0,5 volte la tensione di rottura a trazione, ma non solo con una prova non distruttiva può essere stimata la resistenza a rottura che, sempre per l'acciaio, vale approssimativamente 500 volte la durezza Brinell. Quest'ultima relazione può ritenersi valida per valori non superiori a 400 HB, al disopra di tale limite non è detto che l'aumento di durezza comporti un aumento del limite di fatica.

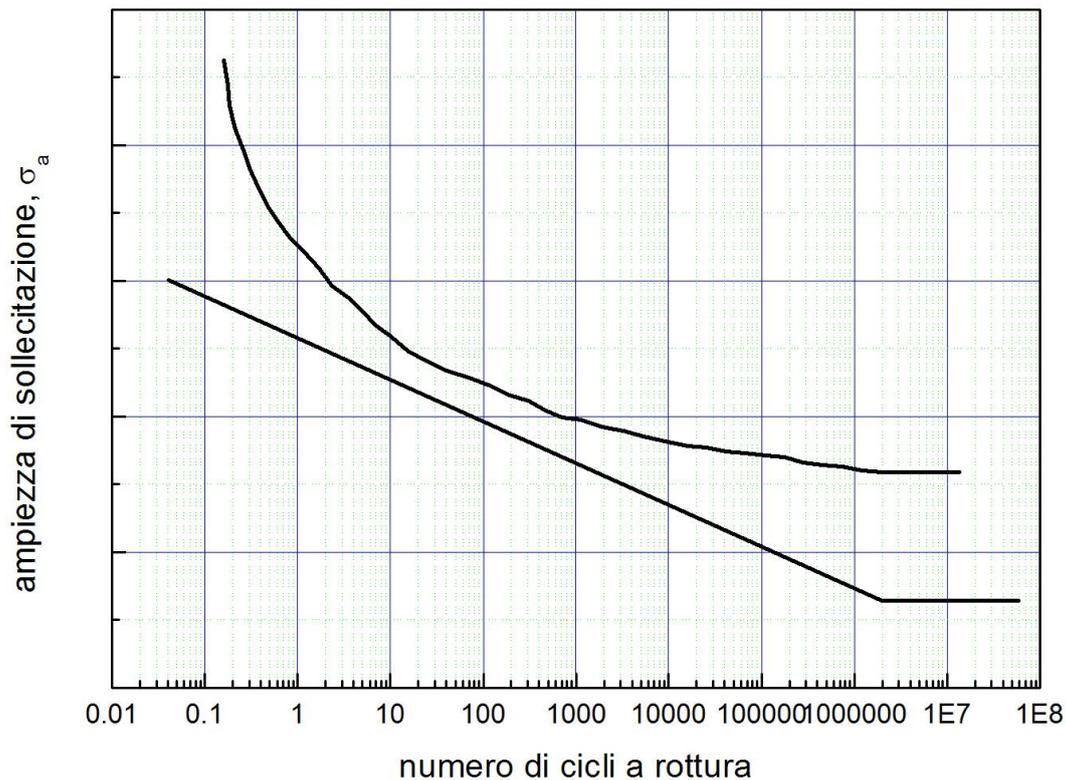


Figura 4.13: tipiche curve di Woheler per materiali metallici.

Tale curva deve il suo nome al ricercatore che per primo ha evidenziato tre concetti che, pur con le dovute eccezioni, possono essere ritenuti ancora validi:

- 1°: Se le sollecitazioni si ripetono con sufficiente frequenza, il ferro e gli acciai possono rompersi anche sottotensioni inferiori al limite di snervamento;
- 2°: Se il livello delle sollecitazioni cicliche è inferiore ad un certo limite, indicato come limite di fatica (σ_D) la rottura non può avvenire; questo principio non è valido per molte leghe non ferrose, per le quali non si ha un limite di fatica ben definito (alluminio);
- 3°: Al di sopra del limite di fatica, si ottengono vite a fatica tanto più elevate quanto più è bassa la sollecitazione ciclica applicata.

Finora abbiamo trattato la fatica e abbiamo portato esempi solo per l'acciaio, ovviamente esistono altri materiali metallici che hanno grande importanza strutturale e che spesso vengono utilizzati in applicazioni dove la resistenza a fatica risulta un fattore importante. La ghisa, ad esempio, ha un comportamento simili all'acciaio, tranne per il fatto che il limite di fatica corrisponde approssimativamente a 0,4-0,5 volte la tensione di rottura a trazione. Le leghe di alluminio che hanno una fondamentale importanza strutturale soprattutto in campo aeronautico e aerospaziale, come molte leghe non ferrose, hanno una caratteristica fondamentale ovvero l'assenza di un

ginocchio ben definito nelle curve S-N e di conseguenza la mancanza di un asintoto e di un vero e proprio limite di fatica. Come si nota nella figura seguente la resistenza a fatica continua a decrescere all'aumentare del numero di cicli, per questo *quando si parla di leghe come l'alluminio e di altre leghe che non presentano un limite di fatica è importante specificare il numero di cicli a cui è riferito il limite di fatica*, convenzionalmente si fa uso della resistenza a fatica per 10^8 o $5 \cdot 10^8$ cicli.

Tutti quello che è stato detto finora in questo paragrafo, non ha tenuto conto, o meglio ha omesso un fattore molto importante ovvero il tipo di carico e di conseguenza il tipo di sollecitazione ha cui è soggetto il pezzo o il generico provino sottoposto a fatica. Diciamo prima di tutto che quello che si è detto finora è riferito a prove effettuate con la macchina di R. R. Moore, ovvero sottoponendo il provino a sollecitazioni di *flessioni rotante* ma come si buon capire esistono altre forme di sollecitazioni affaticanti e di conseguenza di prove di fatica. Se un provino montato orizzontalmente, con una estremità fissa viene dall'altra spinto alternativamente in basso e in alto si dice sottoposto a flessione alternata. A differenza delle sollecitazioni di flessione rotante, queste differiscono perché il valore massimo della tensione si ha solo in due punti della superficie (sulla fibra estrema superiore e inferiore) e siccome la fatica ha origine nel punto più debole della superficie c'è una più bassa probabilità che questi coincide con i punti di massima tensione. Prove di fatica hanno confermato che la resistenza a fatica di provini soggetti a flessione rotante è minore della resistenza a fatica a flessione alternata. Con un discorso simile al precedente richiamando sempre il concetto di probabilità è facile verificare che la resistenza a fatica di provini soggetti *trazione-compressione* è ancora più bassa, per il semplice fatto che la zona in cui la tensione è massima è tutta la sezione resistente del provino. Prove di fatica hanno confermato questa tendenza e hanno mostrato che provini soggetti a sollecitazioni di trazione-compressione hanno una resistenza a fatica all'incirca del 10% più bassa di quella di provini soggetti a flessione rotante. Per sollecitazioni di torsione alternata, se ci si basa sul criterio dell'energia di distorsione, è facile verificare che la resistenza a fatica di provini soggetti a torsione alternata è 0.58 ($\approx 1/\sqrt{3}$) volte la resistenza a flessione rotante.

La curva di Wohler classica è relativa alle condizioni che provocano la rottura del campione; una curva di tipo simile, spostata però verso il basso, può essere costruita identificando le condizioni in cui si verifica un primo danneggiamento.

La curva di Wohler classica è relativa alle condizioni che provocano la rottura del campione; una curva di tipo simile, spostata però verso il basso, può essere costruita identificando le condizioni in cui si verifica un primo danneggiamento.

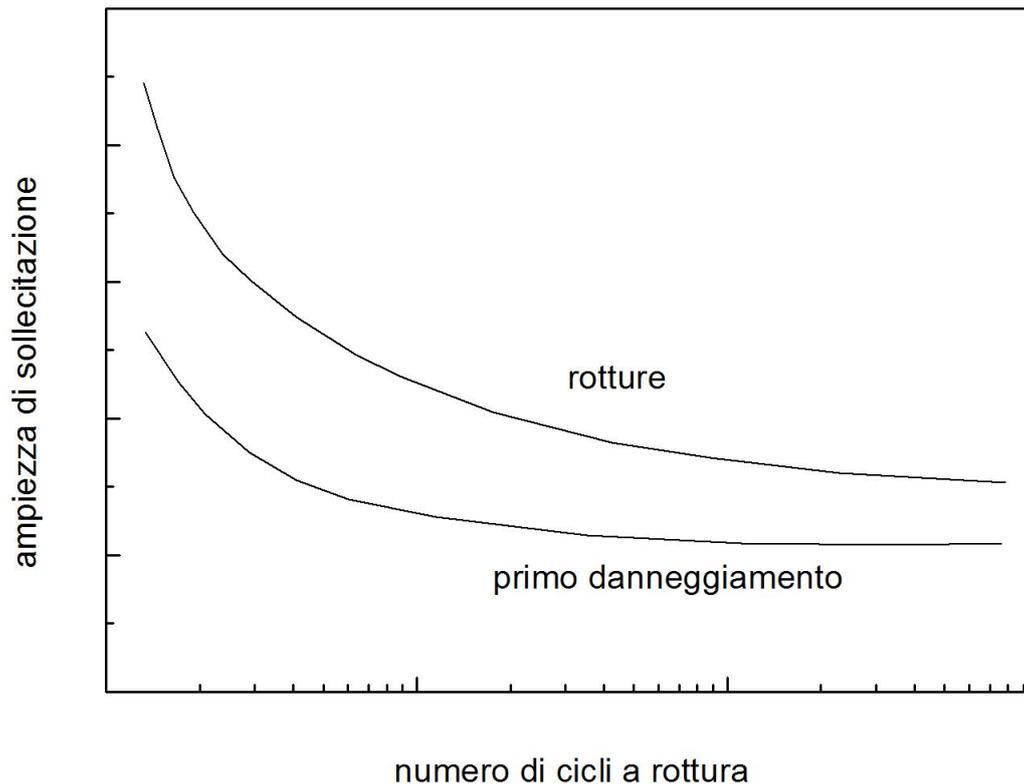


Figura 4.14: curva delle rotture e di primo danneggiamento.

Per la determinazione della curva di Wohler è necessario definire con precisione lo stato tensionale; si possono avere cicli alterni (tensione media =0), simmetrici o asimmetrici, pulsanti (tensione minima=0) o cicli ondulati, in cui la tensione media e quella minima sono entrambe positive o negative. Di solito si usa riportare il valore dell'ampiezza delle sollecitazioni (σ_a), pur mantenendo inalterato lo schema generale della sollecitazione ciclica.

Le classi di sforzo a cui i materiali e le strutture per l'ingegneria sono comunemente sottoposti durante l'uso sono sforzi statici o costanti, ripetuti, da sollecitazione o una combinazione di questi tre; ad esempio, è possibile avere sforzi ripetuti da sollecitazione o sforzi ripetuti in combinazione con uno sforzo costante. Gli sforzi ciclici correlati all'uso possono variare da zero ad un estremo positivo, da un estremo positivo o negativo ad un altro estremo positivo o negativo, o da un estremo negativo ad un estremo positivo. La natura della portata dello sforzo è convenzionalmente indicata con R , il rapporto tra lo sforzo minimo e massimo. Vale a dire, quando lo sforzo negativo e quello positivo sono numericamente uguali, uno sforzo alternato sarebbe indicato da $R = -1$. È noto il verificarsi di cedimenti dovuti a sforzi ripetuti teoricamente negativi (ad es. la compressione), sebbene sia improbabile in tali circostanze che il materiale subisca effettivamente solo gli sforzi negativi. La maggior parte dei tentativi sperimentali di comprendere i meccanismi del cedimento sotto sforzo ciclico hanno utilizzato lo sforzo alternato con $R \approx -1$.

Naturalmente, il valore della sollecitazione massima durante il ciclo è limitato dal valore della sollecitazione di snervamento del materiale; inoltre, sia che la sollecitazione massima sia superiore al limite di fatica, sia che sia inferiore, sul campione si verifica un accumularsi del danneggiamento, che è localizzato, e quindi determina la nucleazione della cricca, se ci si trova prima del gomito della curva (alte sollecitazioni).

Se la sollecitazione è inferiore al limite di fatica (zona dell'asintoto orizzontale), il danneggiamento è di tipo diffuso, cioè distribuito su tutta la superficie. Ovviamente, il gomito della curva divide zone in cui l'accumularsi del danno dipende da meccanismi diversi; la Figura 4.15 illustra

schematicamente le varie curve relative alle varie fasi della vita a fatica: in particolare, in un materiale metallico, si possono avere dapprima lo scorrimento, prima forma di danneggiamento, seguito dalla comparsa della prima cricca, dalla formazione di bande di scorrimento, dalla coalescenza delle varie microcricche ed infine dalla rottura.

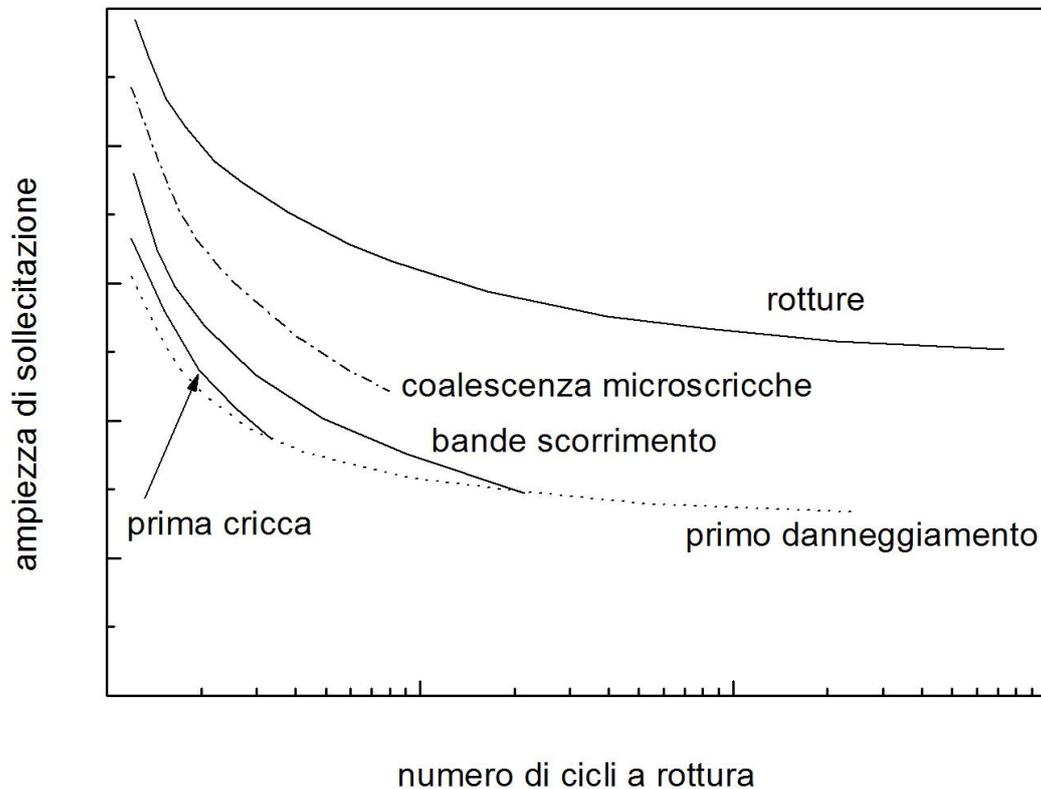


Figura 4.15: curve S-N funzione dei diversi meccanismi di danneggiamento.

In generale, in base a quanto si è detto, si può senz'altro dire che ponendo il valore dei cicli a 0 ($N=0$) il danno è nullo ($D=0$), mentre si può considerare il danno pari all'unità ($D=D_f=rottura$) quando $N=N_f$. Per valori del numero di cicli intermedio, si può costruire una frazione di danno come $N/N_f < 1$; ogni singolo ciclo comporterebbe un aumento del danno pari a $1/N_f$. da queste basi si può partire per definire il modello di danneggiamento "dell'accumulazione lineare del danno".

Nella Figura 4.16 si osservano le curve relative alla rottura, e quelle del primo danneggiamento; siano N' ed N'' le vite a rottura relative alle ampiezze della sollecitazione $2\sigma'_a$ e $2\sigma''_a$:

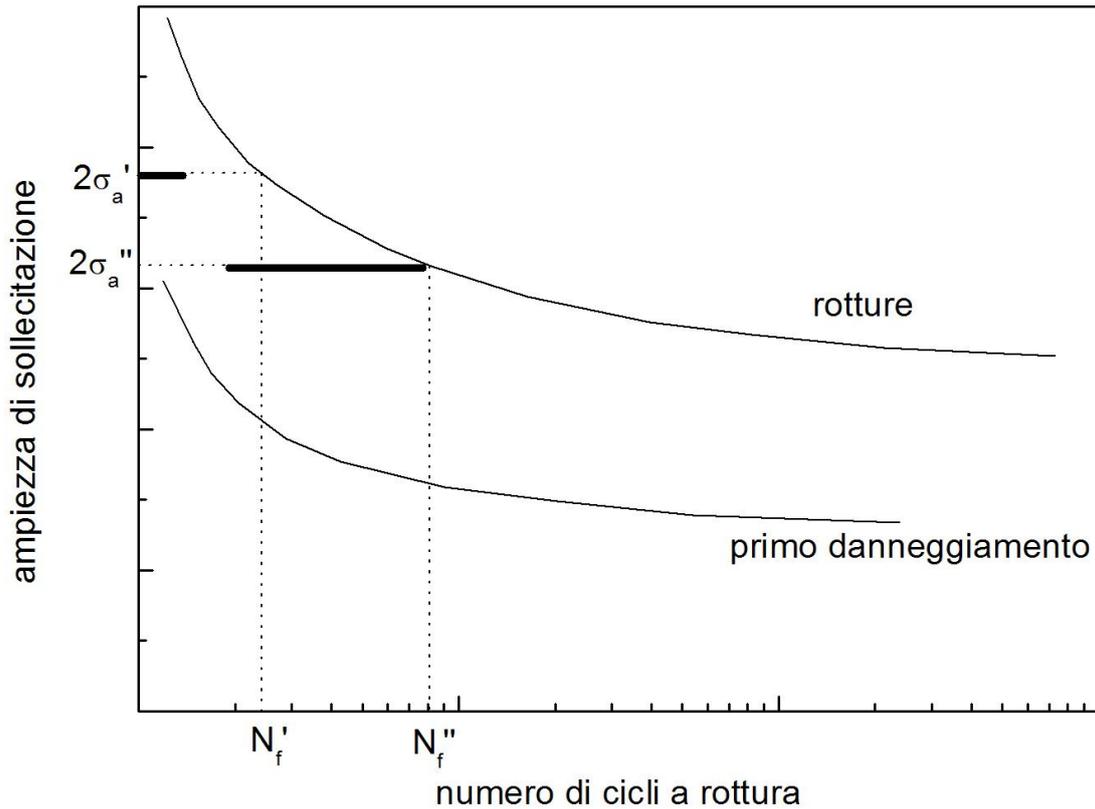


Figura 4.16: vite a rottura relative alle ampiezze della sollecitazione $2\sigma'_a$ e $2\sigma''_a$ per le curve relative alla rottura, e quelle del primo danneggiamento.

se la provetta ha compiuto una frazione f della vita per $2\sigma'_a$, pari a $N'/N'_f < 1$, la vita residua prevedibile al secondo stato tensionale sarà:

$$\frac{N''}{N_f} = (1 - f) \quad \text{con} \quad \sum \frac{N^i}{N_f} = 1 \quad (4.4)$$

Nella Figura si è supposto che $N'/N'_f = 1/3$; ne deriva che $N''/N''_f = 2/3$. Le barre spesse in Figura rappresentano quindi la porzione di vita relativa alle due diverse condizioni. Questo modello viene comunemente indicato come regola di Miner.

Una diversa rappresentazione della stessa procedura è riportata in Figura 4.17. In questo grafico è riportato il danno (D) in funzione del numero di cicli; la pendenza delle rette è rappresentata da D'_f/N'_f e D''_f/N''_f rispettivamente, cioè dall'avanzamento per ciclo del danno (si ricordi che è per definizione $D_f=1$) per le sollecitazioni cicliche di $2\sigma'_a$ e $2\sigma''_a$.

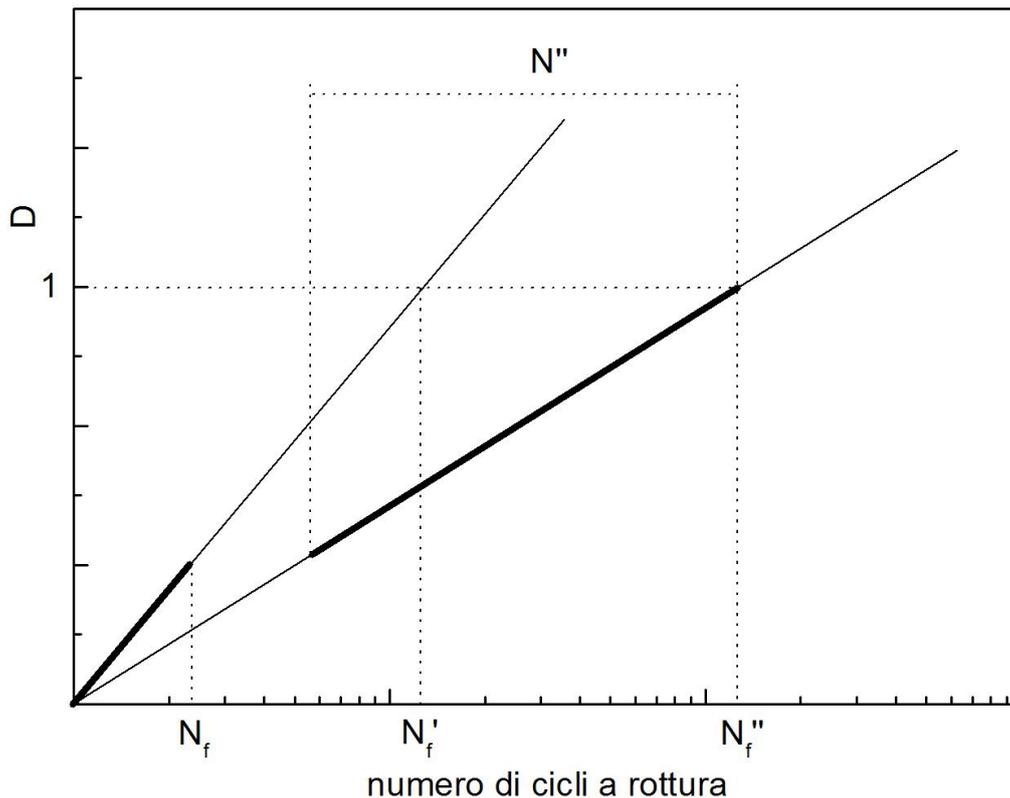


Figura 4.17: danno accumulato per le sollecitazioni cicliche di $2\sigma'_a$ e $2\sigma''_a$.

Per il carattere lineare della regola di Miner, si ha che invertendo l'ordine dei cicli di sollecitazione la situazione non cambierebbe; inoltre, il metodo si presta, con le cautele del caso, a ricavare il limite di fatica σ_d utilizzando un solo campione.

La fatica oligociclica: Fino alla seconda guerra mondiale, coloro che studiavano il fenomeno della fatica si limitavano a considerare quello che viene ora definito il campo della “fatica classica”, cioè quello in cui la rottura avviene per elevati numeri di cicli, e la sollecitazione massima è sempre inferiore allo snervamento.

Successivamente si è visto che alcuni componenti, come i recipienti in pressione, le fusoliere degli aerei, i carrelli di atterraggio, gli attuatori ed i freni, le bocche da fuoco e svariate costruzioni aerospaziali, sono soggetti ad un tipo di fatica a basso numero di cicli, in cui però la sollecitazione può essere prossima o superiore allo snervamento. Il problema era ancora più rilevante laddove, utilizzando le leghe leggere (materiali di caratteristiche meccaniche relativamente basse, e per i quali è difficile distinguere il campo della fatica oligociclica da quello della fatica classica, dal momento che manca il classico gomito della curva di Wohler), si cercava di ridurre i pesi.

Nel regime oligociclico, nel quale la sollecitazione diventa paragonabile come ordine di grandezza con la tensione di snervamento, in genere si preferisce fare riferimento a prove condotte a deformazione ciclica costante. In questo caso, quindi, non si fa più riferimento alle grandezze σ_{max} , σ_m o σ_a , ma piuttosto a $\Delta\varepsilon_p$, $\Delta\varepsilon_e$ e $\Delta\varepsilon$. Supponendo che il ciclo venga ripetuto N volte, anche in questo caso si registra il valore per cui si ha la rottura (N_f). In genere si esegue una serie di prove di trazione-compressione, ciascuna caratterizzata da un ciclo di isteresi ben preciso (e quindi di $\Delta\varepsilon$); la vita a rottura N_f , o il numero di inversioni del carico $2N_f$, sono messe in relazione con il valore di $\Delta\varepsilon_p$ tramite la relazione:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = k(2N_f)^c \quad (4.6)$$

in cui c di solito è pari a -0.5 .

Di particolare importanza è il significato fisico della costante k ; per valori di $2N_f$ pari a 1, infatti, la prova è assimilabile ad una prova statica di trazione; in queste condizioni:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = k \quad (4.7)$$

Riportando la relazione su un grafico bilogarithmico, il valore della costante k è l'intercetta con l'asse delle ordinate (che intercetta l'asse delle ascisse al valore $2N_f=1$)

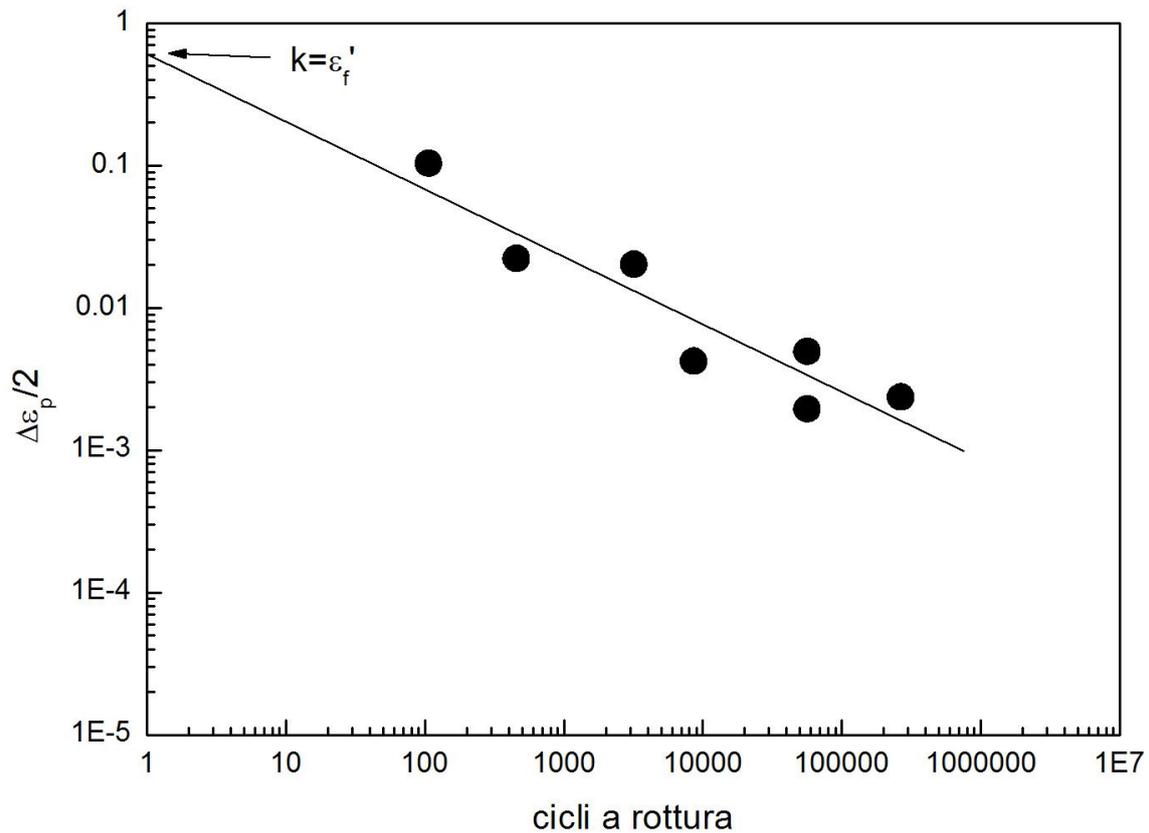


Figura 4.18: deformazione plastica in funzione del numero di cicli.

Tale valore viene definito coefficiente di duttilità a fatica k , che si supponga, in prima approssimazione, possa essere ricavato direttamente da una prova di trazione sotto la forma:

$$k \approx \varepsilon_f' = \ln\left(\frac{1}{1-Z}\right) \quad (4.8)$$

per cui :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^{-\frac{1}{2}} \quad (4.9)$$

La precedente trattazione mostra che nel campo della fatica oligociclica (numero di cicli a rottura inferiore a 10^5) la vita a fatica può essere correlata con successo alla duttilità del materiale.

A proposito della rilevanza della duttilità nella fatica, va rilevato che si possono ottenere da Z indicazioni particolarmente importanti, anche se qualitative, sulla resistenza a fatica ad elevato numero di cicli. Infatti, un valore di Z basso può essere indicazione della presenza di inclusioni, che possono causare inneschi di cricche anche per sollecitazioni molto inferiori allo snervamento, e quindi determinare un abbassamento di σ_d .

Se Z è basso per fattori di tipo metallurgico, il valore della duttilità a fatica ε'_f diminuisce, ed il materiale ha una risposta scadente nel campo oligociclico; il contrario accade se si riesce, grazie a miglioramenti nelle tecniche di produzione o trattamento termico, ad innalzare Z . Aumenti di durezza e resistenza allo snervamento, per avere una buona risposta a fatica oligociclica, non debbono essere accompagnati da diminuzioni di Z . Se poi il materiale è anisotropo (i valori di Z variano nelle varie direzioni), l'anisotropia verrà trasferita anche alla resistenza a fatica oligociclica.

La fatica classica: Per sollecitazioni inferiori allo snervamento, quando cioè sono le deformazioni di tipo elastico ad essere prevalenti, e non quelle di tipo plastico, si può utilizzare la relazione:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (4.10)$$

in cui b è una costante (esponente della resistenza a fatica) e σ'_f è il coefficiente di resistenza a fatica.

Il coefficiente di resistenza a fatica viene calcolato secondo lo stesso schema con cui si calcola la duttilità a fatica,

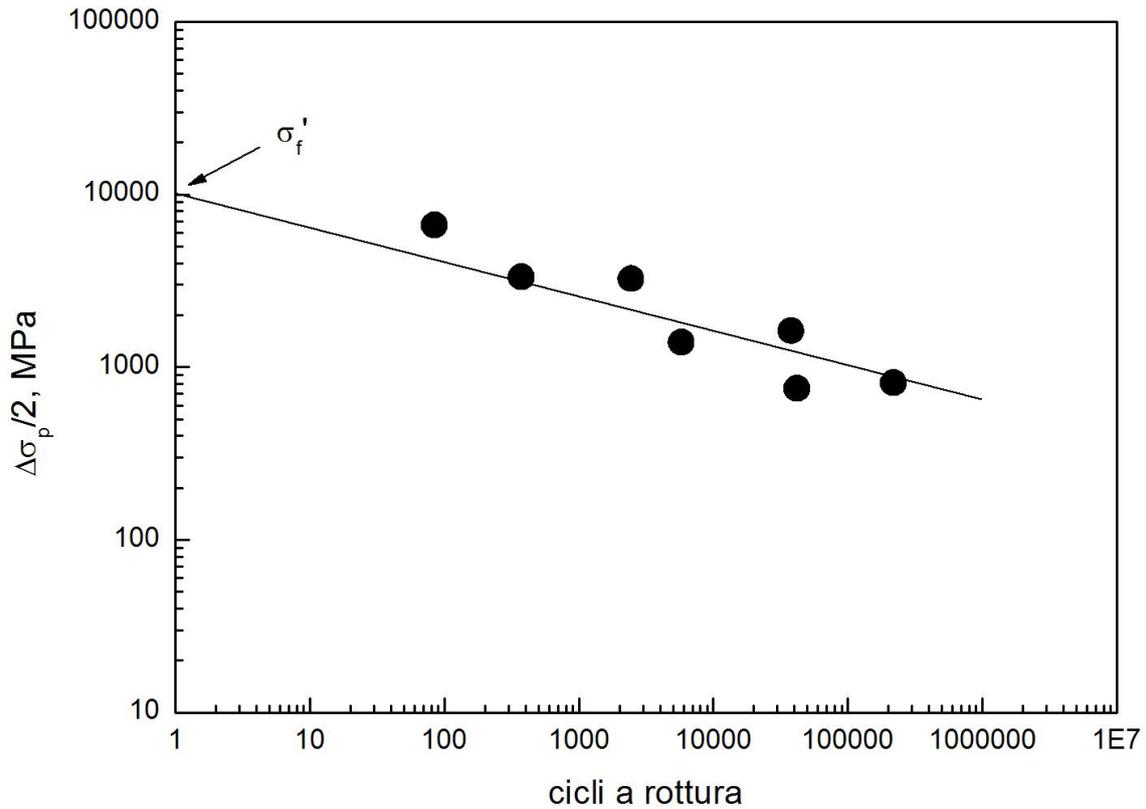


Figura 4.19: sollecitazione plastica in funzione del numero di cicli.

Dividendo entrambi i membri per E, si ottiene l'intervallo di deformazione elastica, cioè:

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (4.11)$$

per cui, in un caso generale, si ha che il range di deformazione totale può essere espresso tramite la relazione:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (4.12)$$

nei casi in cui la fatica è di tipo oligociclico, è l'ultimo termine ad essere predominante; nei casi di fatica classica, invece, l'ultimo termine è nullo.

Andando a diagrammare $\log(\Delta\varepsilon)$ vs. $\log(N_f)$ si distinguono due regimi, piccole deformazioni in cui prevale il gradiente b, e larghe deformazioni in cui prevale il gradiente c.

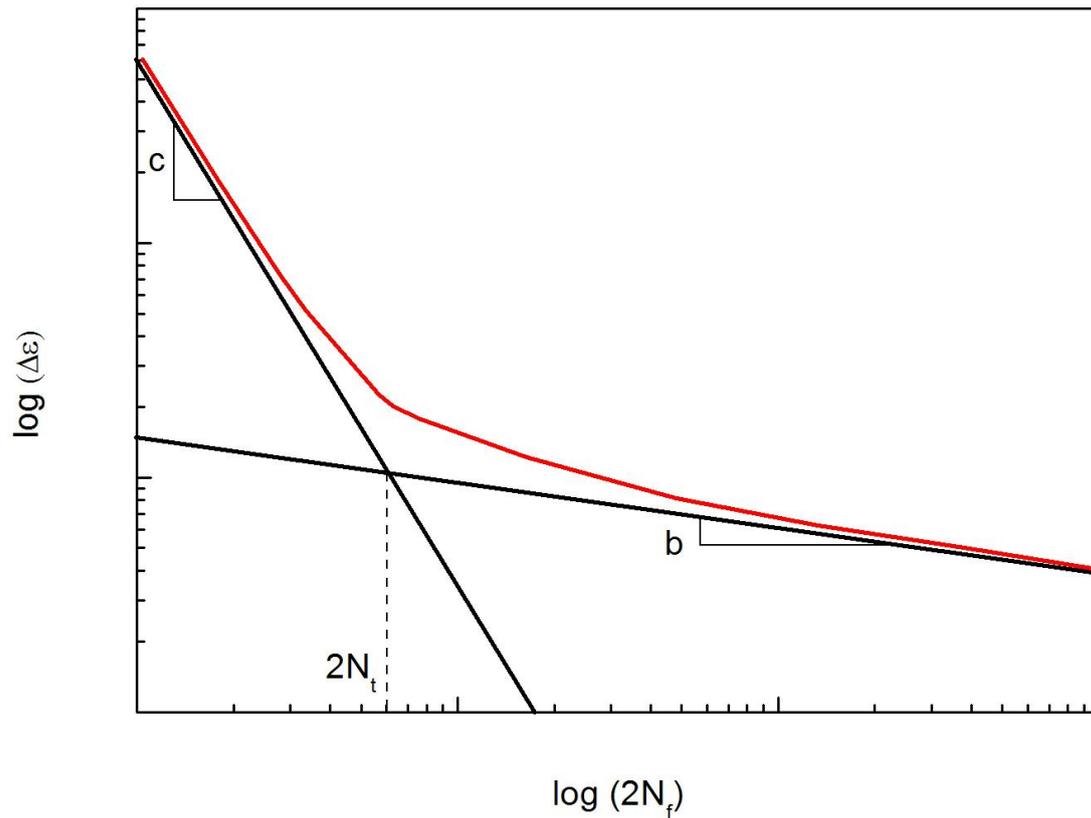


Figura 4.20: curva di Basquin-Coffin-Manson.

La transizione è graduale ma fissando le pendenze dei due rami della curva si distingue un valore limite $2N_t$.

Terminato il primo ciclo di carico, se si prosegue a sollecitare il provino ciclicamente con una prova in controllo di deformazione ad ampiezza costante il comportamento del materiale cambia drasticamente. Essendo già esaurita dal primo ciclo la fase di snervamento, non si ha più il plateau tipico del diagramma sforzi-deformazioni statico, bensì una curva continua che assomiglia ad una esponenziale con esponente positivo minore di 1. Lo scarico non è più elastico, ma ripete la curva secondo una simmetria centrale definendo un ciclo chiuso (figura 4.21). L'area del ciclo è il lavoro elementare degli sforzi, e rappresenta l'energia dissipata in un ciclo di carico: per questo motivo il ciclo è detto "di isteresi".

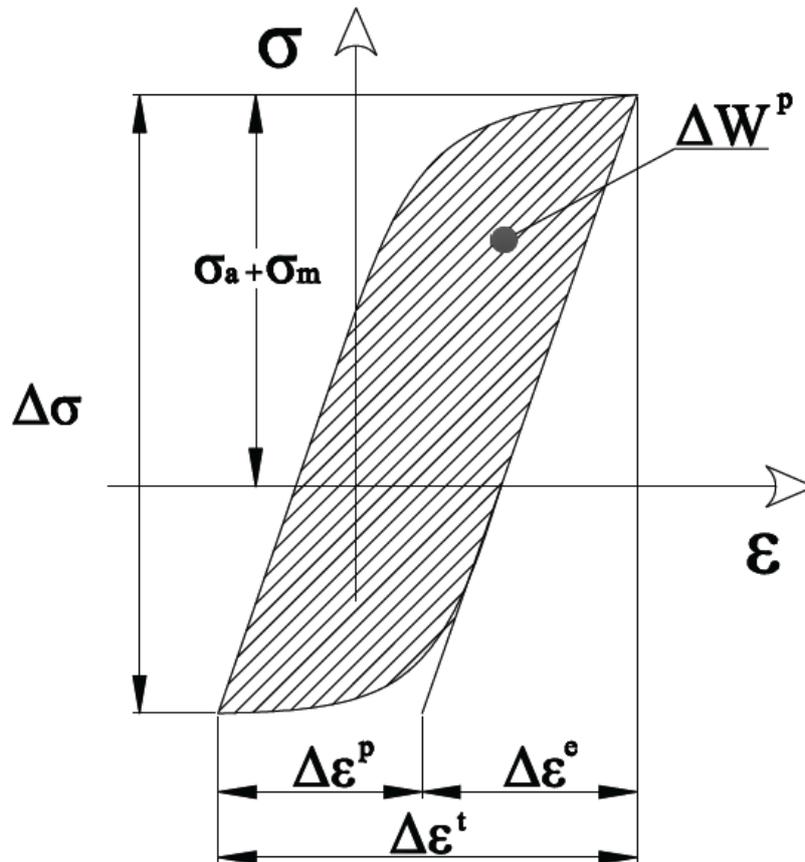


Figura 4.21: ciclo di isteresi.

Parte del lavoro rappresentato dall'area del ciclo di isteresi serve per effettuare la plasticizzazione del materiale, mentre l'energia restante viene dissipata sotto forma di calore. Il ciclo di isteresi inizialmente non è stabile: ad ogni ciclo si verificano nuovi assestamenti plastici che variano la relazione sforzi-deformazioni, causando lo spostamento della rappresentazione del ciclo sul piano σ - ϵ . A seconda del materiale, lo spostamento può avvenire sia nel senso di un incremento che di un decremento della sollecitazione a pari deformazione (figura 4.22). Nel primo caso si parla di incrudimento o di comportamento *hardening*, mentre nel secondo si ha l'addolcimento o comportamento *softening*.

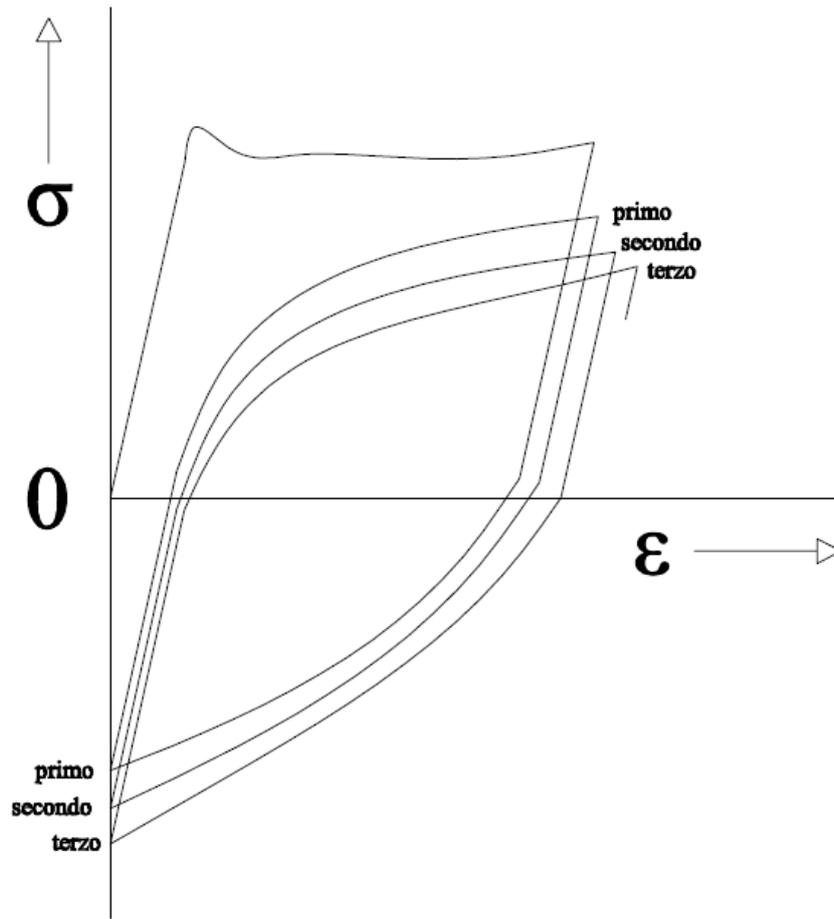


Figura 4.22: primi cicli di carico: spostamento del ciclo di isteresi.

Dopo un certo numero di cicli, generalmente inferiore alla metà della durata della nucleazione, la plasticizzazione completa gli assestamenti ed il ciclo non si sposta più sul grafico. Si denomina questo stato come *ciclo d'isteresi stabilizzato*, e rappresenta la condizione di evoluzione stabile della nucleazione della cricca. La nucleazione si considera terminata quando viene raggiunto il valore di un prefissato parametro convenzionale (per esempio una riduzione del 10 % nel carico massimo applicato durante una prova ciclica in controllo di deformazione) oppure la cricca viene rilevata mediante controlli non distruttivi (liquidi penetranti, ultrasuoni, radioscopia).

Eseguendo l'involuppo dei vertici dei cicli di isteresi stabilizzati a vari livelli di deformazione si ottiene una linea, detta *curva ciclica* od anche *legge di incrudimento ciclico*. Esistono vari modelli analitici che descrivono la curva ciclica: uno dei più utilizzati lega la sollecitazione alla deformazione plastica mediante l'espressione:

$$\sigma = F \varepsilon_p^n$$

che ha il pregio di essere molto semplice pur modellando bene il comportamento ciclico. Esplicitando l'espressione della deformazione totale si ottiene:

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{F} \right)^{\frac{1}{n}}$$

La curva ciclica assume per la sollecitazione sotto carico ciclico la stessa importanza della curva monotona per il caso statico in quanto permette di determinare gli sforzi e le deformazioni reali massimi che si hanno durante la sollecitazione ciclica.

Test ad ampiezza di deformazione plastica costante: Sebbene la maggior parte delle strutture siano sottoposte ad operazioni cicliche di carico, suggerendo che i test ad ampiezza di sforzo costante sarebbero più rappresentativi della fatica di un materiale durante il suo utilizzo, nella pratica le cricche di fatica tendono a verificarsi in aree di concentrazione dello sforzo. In queste aree il comportamento della deformazione è ostacolato, e la risposta alla tensione-deformazione è più complicata rispetto al controllo di sforzo semplice, il quale in tal modo rappresenta un comportamento estremo. Le condizioni di test normalmente usate rappresentano estremi completamente non controllati (condizione di ciclo di sforzo) o completamente controllati (condizione di ciclo di deformazione). Nelle attuali strutture ingegneristiche, i gradienti di tensione-deformazione esistono, e vi è di solito un certo grado di controllo strutturale del materiale nei punti critici. Tale condizione tende ad essere simile al controllo della deformazione. Perciò, questo tipo di test è stato sempre più privilegiato negli ultimi 30 anni per i test di fatica sia a bassa che ad alta deformazione. Inoltre, i test ad alto sforzo condotti tenendo lo sforzo sotto controllo sono difficili da eseguire poiché il campione scorre in modo incontrollabile, anche a temperatura ambiente, per mezzo di uno “scorrimento plastico ciclico”. Esso è la deformazione prodotta da uno sforzo alternato sovrapposto su uno sforzo medio.

Di conseguenza, per i test ben condotti ad elevate deformazioni, i test a deformazione controllata sono necessari. E' anche necessario scegliere tra il controllo in ampiezza di deformazione *totale*, o ampiezza di deformazione *plastica*. Nei test in controllo di deformazione totale, l'incrudimento ciclico fa sì che il componente elastico della deformazione aumenti a spese della deformazione plastica. Tuttavia, dal momento che di solito l'incrudimento satura rapidamente, i test in controllo di deformazione totale finiscono per equivalere ai test in controllo di deformazione plastica. Con l'avvento del sofisticato controllo elettronico dato dall'apparecchiatura elettroidraulica per i test, ora è più facilmente possibile controllare l'ampiezza della deformazione plastica affinché sia costante sin dall'inizio delle operazioni cicliche, un modo di controllo ampiamente praticato.

E' generalmente accettato che le deformazioni plastiche siano necessarie allo sviluppo della fatica nonostante il fatto che, nella fatica a lunga durata, l'ampiezza della deformazione plastica sia una piccola frazione dell'ampiezza di deformazione totale, e potrebbe essere tanto piccola da risultare difficile misurarla. A causa della fondamentale importanza della deformazione plastica nella fatica, alcuni addetti ai lavori scelgono di utilizzare test di deformazione plastica controllata anche a lungo termine (ampiezza della deformazione plastica da 5×10^{-5} a 5×10^{-4}), ma a costo di maggiori sforzi a causa della grande risoluzione necessaria a misurare la deformazione. I test condotti ad ampiezze di deformazione da 5×10^{-4} a 10^{-2} sarebbero considerati test di fatica ad alta deformazione in cui i cicli a rottura sarebbero inferiori ai 100.000 cicli. Le relazioni sui test di fatica a deformazioni $> 10^{-2}$ sono rare.

Le misure relative dei componenti elastici e plastici della deformazione per fatica sono usate per definire formalmente la distinzione tra la fatica ad alta e bassa deformazione. Il punto di divisione è quell'ampiezza di deformazione totale per la quale i componenti elastici e plastici della deformazione sono uguali. Il ciclo vitale associato a questo punto è detto *vita di transizione*, N_t . Se la deformazione plastica è maggiore di quella elastica, la fatica viene definita come *fatica ad alta deformazione*, e il suo opposto *fatica a bassa deformazione*.

Test ad ampiezza variabile: Al fine di simulare più realisticamente la storia di carico dei componenti delle strutture effettive, i test vengono anche condotti con sequenze di carico altamente complicate. In tali test diventa difficile definire un ciclo di sforzo, al contrario le inversioni dello sforzo tendono ad essere contate. Sono state sviluppate tecniche speciali per caratterizzare queste

storie di carico. La fisica dell'interazione del carico nella fatica ad ampiezze variabili è scarsamente compresa ed estremamente complicata.

La frequenza dei test è una variabile importante sia per gli scopi della ricerca che nelle questioni pratiche. Ad esempio, i test lunghi sono più economici se possono essere svolti ad alte frequenze. Per i test di fatica ad alta deformazione, sono convenienti le frequenze da 0,1 Hz a pochi Hz. I test a lunga durata possono essere condotti con frequenze fino a 100 Hz.

Uno dei limiti dell'apparecchiatura elettroidraulica è la difficoltà di controllare i test ad alte frequenze, e tali test sono generalmente condotti a frequenze inferiori a 20 Hz. Con speciali macchine a risonanza si possono raggiungere frequenze fino a 500 Hz. Usando tecniche di risonanza ad ultrasuoni con campioni a forma di corno o con campioni cilindrici adeguatamente agganciati, gli esperimenti sulla fatica possono anche essere realizzati a frequenze di circa 20 kHz. Tali test sono preziosi per ottenere risultati a lunga durata, ma il surriscaldamento del campione dovuto all'alto tasso di calore generato è un problema e richiede speciali tecniche per evitarlo.

Parametri di prestazione a fatica: Le proprietà monotone di trazione dei materiali sono descritte da noti parametri quali la tensione di snervamento o limite elastico (spesso valutato ad una deformazione dello 0,2 %), lo sforzo massimo di trazione, la riduzione percentuale di area, lo sforzo di frattura effettivo (definito come il carico finale diviso l'area finale della zona di contrazione) e l'effettiva duttilità della frattura ($= 1n (A_0/A_f)$, dove A_0 è l'area finale a sezione trasversale del campione, ed A_f l'area finale al punto di frattura). Proprietà parallele a queste sono state definite per il comportamento a fatica dei materiali, le quali trattano sia la risposta alla tensione-deformazione sia il comportamento della frattura.

Fattori che influenzano le curve S-N

I fattori che influenzano il comportamento a fatica dei materiali e di conseguenza l'andamento delle curve S-N, sono molteplici, nei paragrafi seguenti tratteremo solo alcuni di essi, nella fattispecie ci occuperemo della dimensione del grano, dell'orientamento del grano rispetto al carico, della presenza di tensioni residue, della corrosione e della temperatura, senza però dimenticare che esistono altri fattori meno frequenti ma non meno importanti come il fretting, la presenza di saldature etc.

Dimensione e orientazioni dei grani: Come era facile prevedere la dimensione e la direzione dei grani all'interno del materiale influenzano il comportamento a fatica e di conseguenza anche le curve S-N. Solitamente i materiali che hanno grano fine mostrano delle proprietà a fatica superiori rispetto ai materiali con grani grossi, ovviamente la risposta a sollecitazioni affaticanti è diversa a seconda del materiale, ad esempio la dimensione del grano nell'acciaio ferritico ha un'influenza minore rispetto all'acciaio austenitico e alle leghe di alluminio dove la diminuzione di resistenza a fatica è più marcata quando il grano si ingrossa.

La bontà di avere un grano fine diventa meno importante quando la temperatura aumenta e ad elevate temperature l'effetto è addirittura trascurabile. Nei componenti estrusi o laminari il grano risulta ovviamente allungato nella direzione di estrusione o laminazione, questo influenza ovviamente il comportamento a fatica del materiale. In generale si sa che con carichi nella direzione dei grani allungati la resistenza a fatica è superiore rispetto a carichi nella direzione trasversale ai grani.

Tensioni residue: Tensioni residue sulla superficie di un componente, indotte intenzionalmente o accidentalmente, giocano un ruolo importante nelle proprietà a fatica del materiale. In generale se le tensioni residue sono di compressione, la resistenza a fatica aumenta, mentre se le tensioni residue sono di trazione la resistenza a fatica diminuisce. Esistono vari metodi per indurre uno stato di tensione di compressione sulla superficie di un pezzo, i più usati sono la rullatura a freddo, la pallinatura, e la nitrurazione. La rullatura a freddo e la pallinatura sono trattamenti superficiali di

tipo meccanico, la prima è di gran lunga il metodo più usato per l'indurimento superficiale di molle, ruote dentate, alberi e tiranti e consiste nel bombardare il pezzo con sferette di ghisa o acciaio ad elevata velocità tale che al di sotto della superficie nel componente sia presente uno stato di tensione di compressione. La rullatura a freddo viene eseguita con lo stesso scopo della pallinatura, ma a differenza di essa si riesce ad avere uno stato di tensione di compressione per una distanza dalla superficie che può arrivare ad un centimetro. Il trattamento di nitrurazione o quello di cementazione come ogni altro trattamento termochimica ha lo scopo di indurire la superficie e di creare uno stato di tensione di compressione al di sotto della superficie, a differenza della pallinatura però lo stato di compressione non viene raggiunto per una leggera deformazione plastica della superficie ma per l'effetto di diffusione di un elemento (l'azoto nel caso di nitrurazione e il carbonio nel caso di cementazione) sulla superficie del pezzo. Nella figura 4.23 è mostrato l'effetto di tali trattamenti nel comportamento a fatica del materiale e si mette in evidenza l'effetto di una rullatura a freddo sulla resistenza a fatica di un acciaio, è importante notare come si ottengono buone miglie anche in presenza di provini intagliati ("notched").

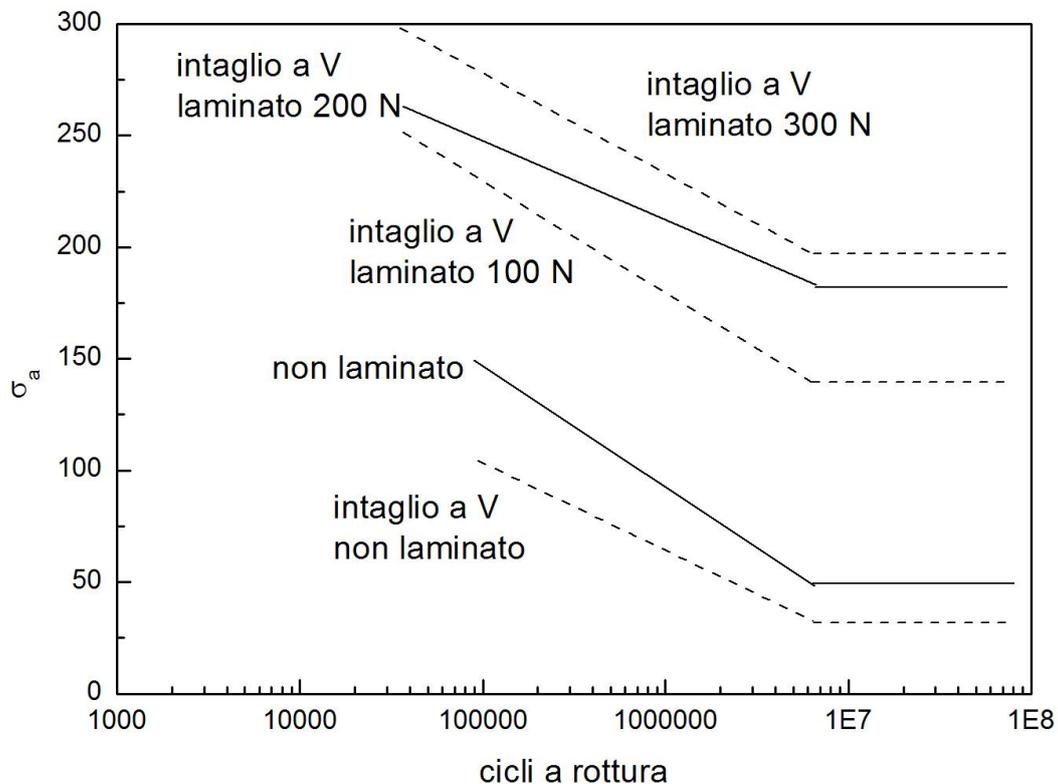


Figura 4.23 effetto dei trattamenti superficiali su un acciaio.

Temperatura: La temperatura ha un effetto significativo sulla resistenza a fatica dei materiali, generalmente le resistenza a fatica aumenta a temperature sotto la temperatura ambiente e diminuisce al di sopra. Nella figura 4.24 sono riportate le curve S-N per una lega di alluminio 2024-T4 per valori di temperatura che oscillano tra -140 °C (-220 °F) e +260 °C (+500 °F).

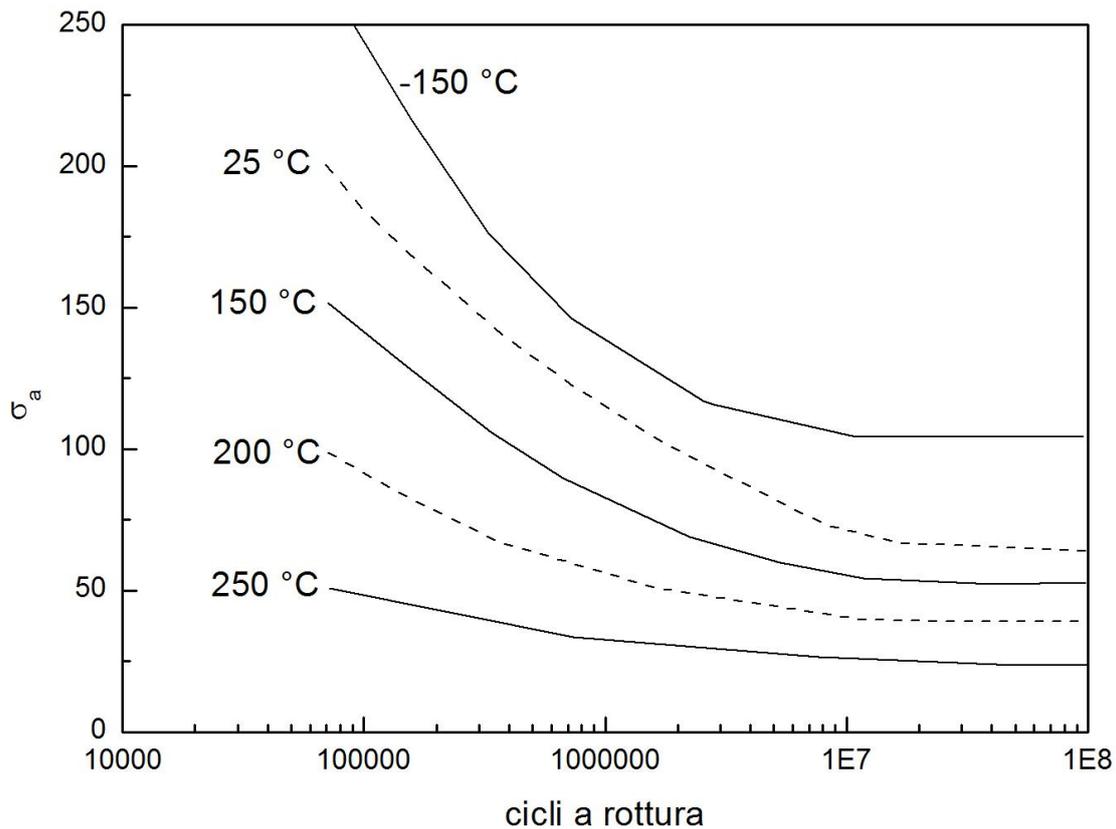


Figura 4.24 effetto della temperatura nella lega 2024-T4.

Molte leghe come l'acciaio che presentano un limite di fatica, quando si supera la temperatura ambiente perdono questa importante caratteristica il che rende più problematica la progettazione quando non si è a conoscenza dello stato della temperatura dell'ambiente dove il generico componente si trova a lavorare. È importante anche sottolineare che la temperatura elevata produce un effetto sinergico di danneggiamento con lo scorrimento viscoso, per questo è più corretto parlare di *resistenza a termine*, mentre l'effetto della bassa temperatura tende ad aumentare la fragilità e la sensibilità all'intaglio del materiale.

Corrosione: L'azione combinata della corrosione e di carichi affaticanti produce generalmente la rottura in tempi minori rispetto a quelli ipotizzabili sulla base dei due effetti considerati agenti separatamente. Questo fenomeno prende il nome di *fatica-corrosione*. La fatica corrosione è un fenomeno complesso ed ancora non completamente compreso. Una spiegazione semplificata parte dalla considerazione dei crateri ("pits") di corrosione i quali agiscono come punti concentrazione delle tensioni. Gli strati protettivi, formati in seguito alla corrosione stessa, sono solitamente fragili e caratterizzati da una bassa resistenza. Pertanto, essi vengono distrutti dalla deformazione ciclica imposta. Questa rottura espone zone non protette di metallo, che si corrodono rapidamente, formando un altro strato, che viene a sua volta rotto dalla deformazione ciclica, e così via. Di conseguenza il cratere di corrosione iniziale diviene una frattura di fatica che si propaga più rapidamente di quanto ci si potrebbe attendere dalla considerazione degli effetti della corrosione e del carico ciclico agenti separatamente. La resistenza alla fatica di componenti sottoposti a fenomeni corrosivi dipende dal tempo trascorso oltre che dalla tensione ciclica e dal tipo di agente corrosivo, pertanto le proprietà a fatica che si trovano con le normali prove di fatica sono influenzate dalla frequenza di applicazione del carico. Nella figura 4.25 sono riportate diverse curve S-N per un acciaio testato prima in aria (a) e poi in presenza di acqua per un giorno (b), 2 giorni (c), 6 giorni (d) e 10 giorni (e).

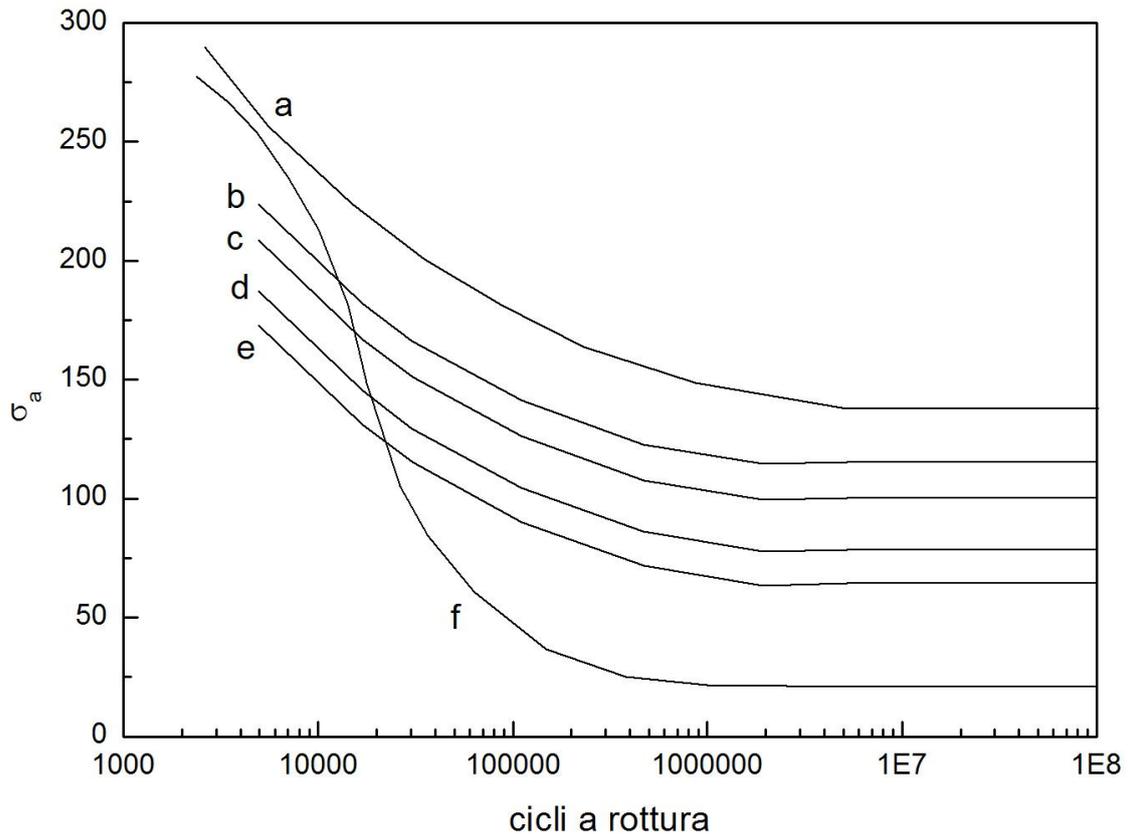


Figura 4.25 effetto della corrosione per un acciaio.

Riassumendo quindi:

- Non ha effetto l'uso di materiali notoriamente resistenti alle fatica
- valgono le norme indicate per la tenso-corrosione
- l'uso di rivestimenti protettivi organici o metallici è condizionato dall'elasticità del materiale ricoprente, dalla sua impermeabilità e resistenza a fatica.
- l'uso di protezione catodica con correnti esterne può essere molto efficace
- protezione catodica tramite applicazione di strati a carattere anodico

Per quanto riguarda l'infragilimento da idrogeno, bisogna considerare che l'idrogeno, allo stato atomico, può penetrare nel metallo esercitando azioni chimiche e meccaniche che ne determinano il decadimento.

L'idrogeno adsorbito in superficie può:

- passare in fase metallica formandovi idruri
- diffondere attraverso il metallo
- desorbirsi e ricombinarsi in idrogeno molecolare (blistering)

Effetto della tensione media:

Vi sono diverse variabili che intervengono durante la fatica di un materiale metallico e vanno considerate nella descrizione della curva S-N.

Aumentando la tensione media di sollecitazione la vita a fatica diminuisce.

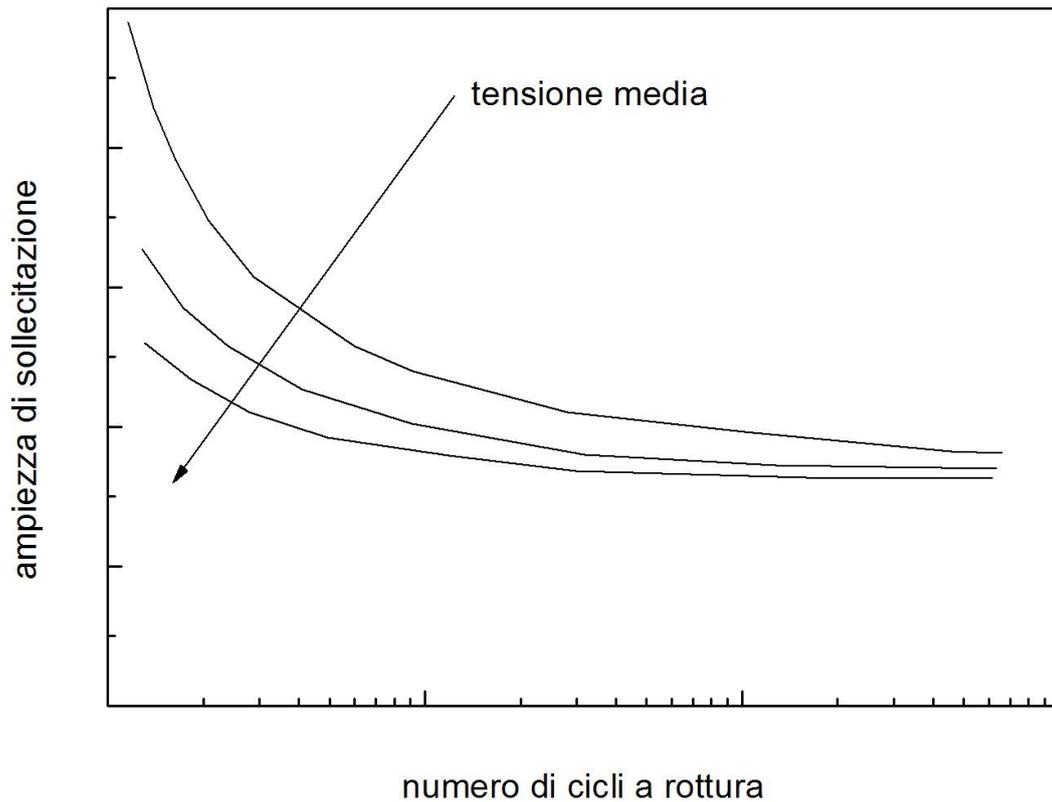


Figura 4.26: effetto della tensione media sulla vita a fatica.

La presenza di una tensione media ha un effetto significativo sulla risposta del materiale a sollecitazioni affaticanti. In generale si può affermare che uno stato di tensione di trazione diminuisce la vita fatica del materiale. Se è presente la tensione media di trazione, le rotture per fatica sono generalmente governate dalla tensione massima. Dalla figura 4.27 si può notare come per un certo valore di tensione massima incrementando la tensione media si aumenta la vita a fatica. Per un certo valore della tensione minima, incrementando il valore assoluto della tensione media di compressione la vita a fatica aumenta, anche se l'effetto è piccolo. La conclusione è la seguente: incrementando il valore della tensione media diminuisce la tensione alternata che può essere applicata a parità di durata a fatica.

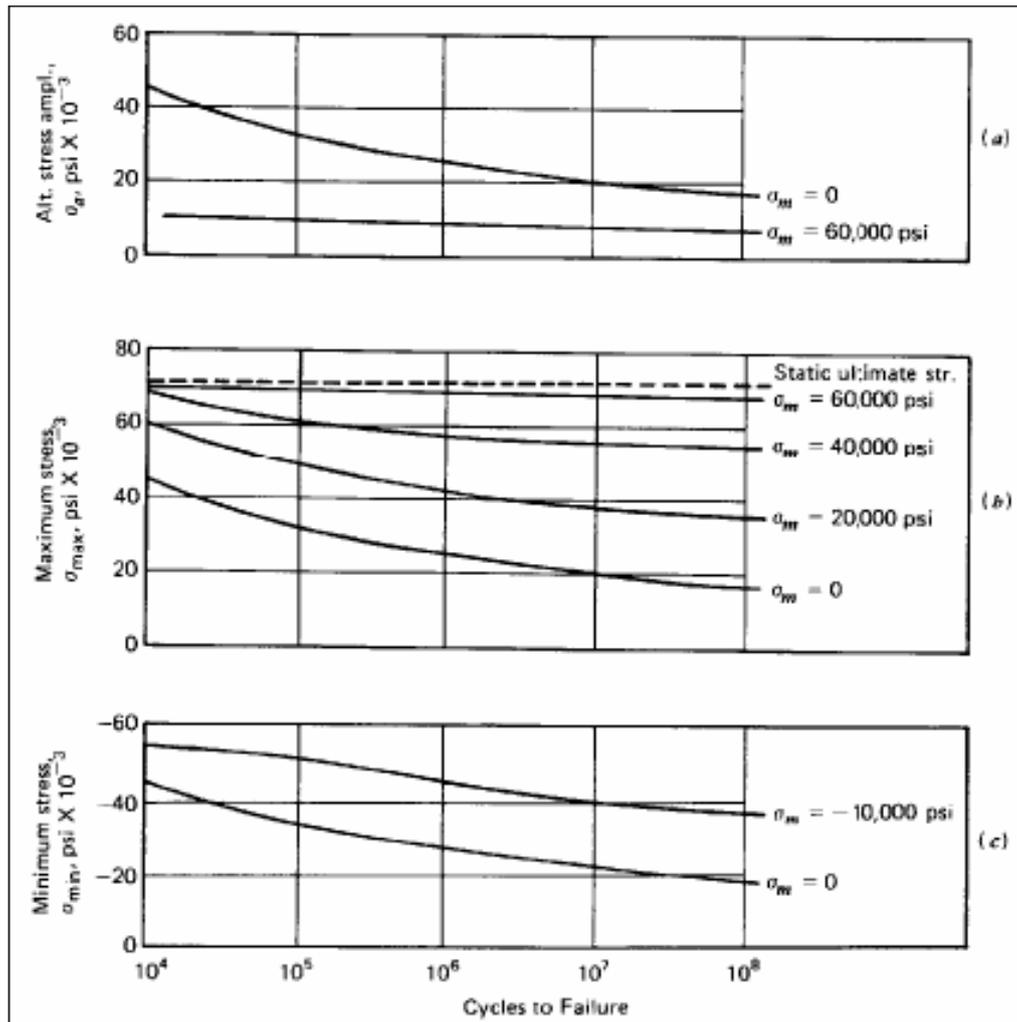


Figura 4.27 influenza della tensione media nella lega 2024-T6.

Nei casi in cui il materiale è soggetto ad un ciclo in cui la sollecitazione media sia diversa da 0, il valore dell' ampiezza di sollecitazione deve essere ridotto, se si vuole mantenere la stessa vita a fatica N_f . Tale riduzione ($\Delta\sigma_m$) può essere stimata tramite la regola di Goodman, espressa dalla relazione:

$$\Delta\sigma_{\sigma_m} = \Delta\sigma_0 \left(1 - \frac{|\sigma_m|}{\sigma_{UTS}} \right) \quad (4.13)$$

in cui $\Delta\sigma_0$ è il range di tensione a cui corrisponde, per cicli alternati, la vita a fatica N_f (σ_{UTS} è la resistenza a trazione).

Questa legge di carattere empirico, rappresentata graficamente in Figura 4.28, va utilizzata con molta cautela, ma è particolarmente utile almeno nello stadio iniziale della progettazione.

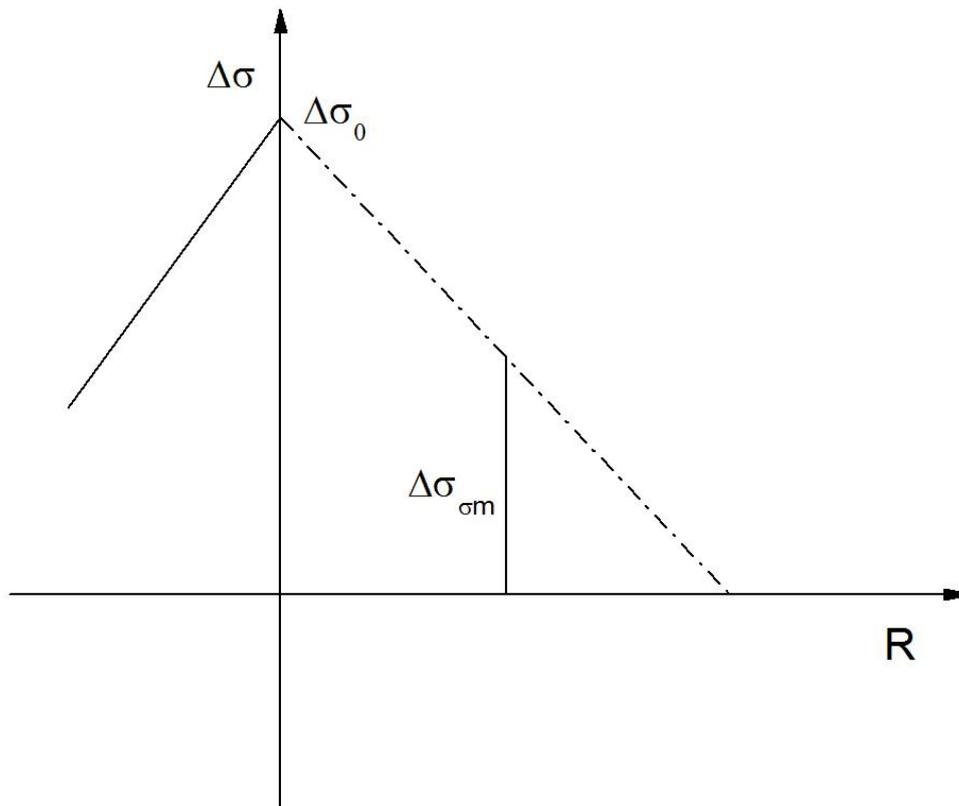


Figura 4.28: rappresentazione grafica della regola di Goodman.

Diverse sono le relazioni che legano la tensione media, l'ampiezza di sollecitazione e la tensione di snervamento propria del materiale.

Un'altra relazione che prevede variazioni lineari di tali parametri e' quella di Soderberg legata al carico di snervamento:

$$\Delta\sigma_{\sigma_m} = \Delta\sigma_0 \left(1 - \frac{|\sigma_m|}{\sigma_{YS}} \right) \quad (4.14)$$

La relazione di Soderberg risulta piu' conservativa perche' riferita al carico di snervamento mentre quella di Goodman si riferisce alla tensione massima in trazione del materiale.

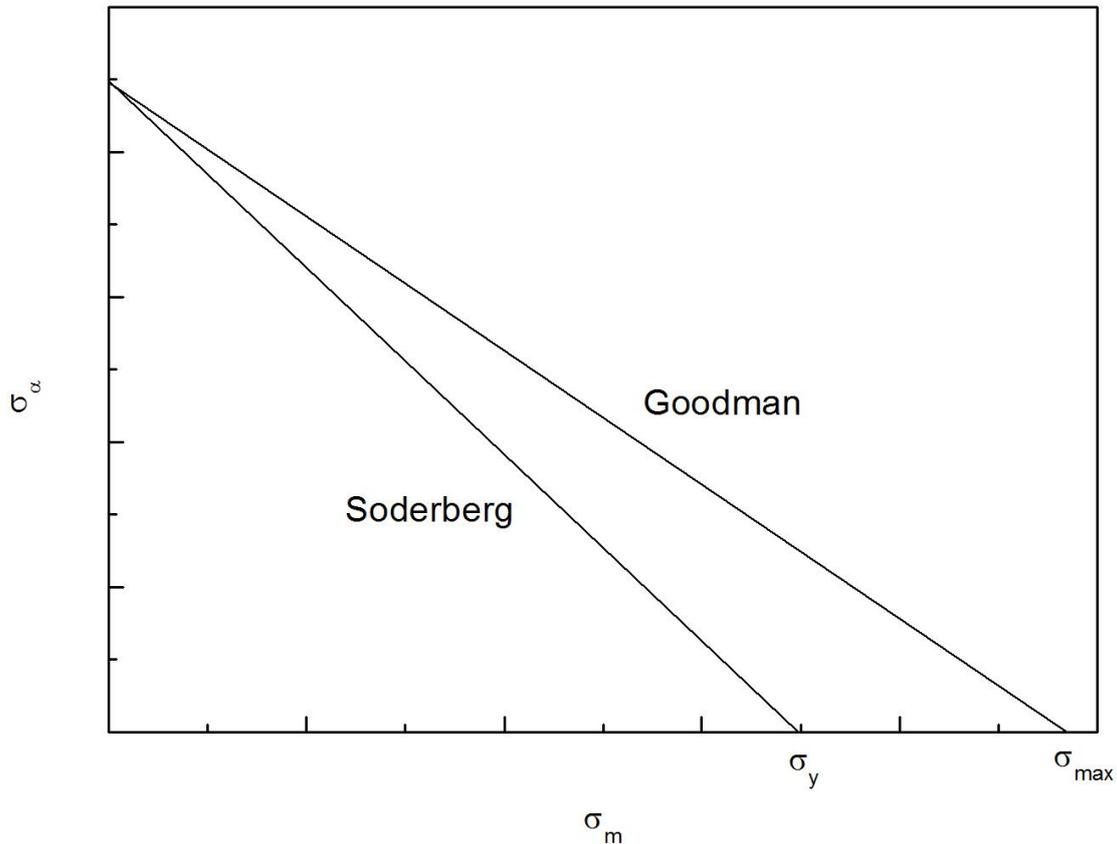


Figura 4.29: relazione di Goodman e Roderberg per via grafica, quest'ultima risulta più conservativa.

Nelle situazioni reali i carichi agenti e le deformazioni esibite dai metalli sono molto variabili.

Valutando il numero di cicli a cui il materiale lavora in ogni regime di carico e' possibile prevedere la resistenza del materiale (legge di Miners).

Quando il rapporto diviene uguale a 1, il materiale ha terminato la sua vita utile:

$$\sum_{i=1}^m \frac{n_i}{N_{fi}} = 1 \quad (4.15)$$

Tale legge va utilizzata in prima approssimazione perche' vi sono fattori per niente contemplati, per esempio non tiene in considerazione l'effetto del primo danneggiamento sul regime successivo di applicazione dei carichi.

In particolare il peso tra formazione e propagazione delle cricche sulla vita a fatica varia notevolmente con la tensione applicata. Una breve esposizione a carichi elevati puo' far nucleare micro-cricche che non sopraggiungerebbero a carichi bassi ma che fanno accelerare il collasso del materiale anche a carichi bassi. Al contrario, bassi carichi nei primi cicli possono fare incrudire il materiale che risultera' piu' resistente del normale nei seguenti momenti di applicazione di carichi applicati.

Difetto di impilaggio: I materiali sottoposti a fatica sono molto sensibili al difetto di impilaggio, l'energia del difetto di impilaggio, infatti, governa la capacita' delle dislocazioni a saltare da un piano reticolare all'altro e di riarrangiarsi in forma di celle.

Un'alta energia del difetto di impilaggio causa una forte capacita' di salto della dislocazione e quindi una forte attitudine a far assumere al materiale una microstruttura a celle.

I materiali con elevata energia del difetto di impilaggio la dimensione media delle celle e' inversamente proporzionale all'ampiezza di deformazione e non dipende dalla dimensione iniziale dei grani.

I materiali con bassa energia del difetto di impilaggio (Cu) non formano strutture cellulari stabili ma il loro comportamento e' principalmente regolato dall'effetto Bauschinger.

Addolcimento: La causa principale di addolcimento nei materiali metallici sottoposti a fatica e' il taglio delle particelle coerenti da parte delle dislocazioni. In materiali quali le leghe di alluminio o nichel le particelle coerenti hanno un forte effetto di indurimento. Le dimensioni coerenti dei precipitati massimizzano l'energia necessaria alle dislocazioni per il loro taglio. Il taglio di tali particelle rende piu' facile il movimento delle dislocazioni nei cicli successivi di sollecitazione creando nel materiale delle zone fortemente addolcite che possono essere dei siti preferenziali di nucleazione di micro-cricche.

Tali zone addolcite appaiono al microscopio come bande libere da dislocazioni o precipitati.

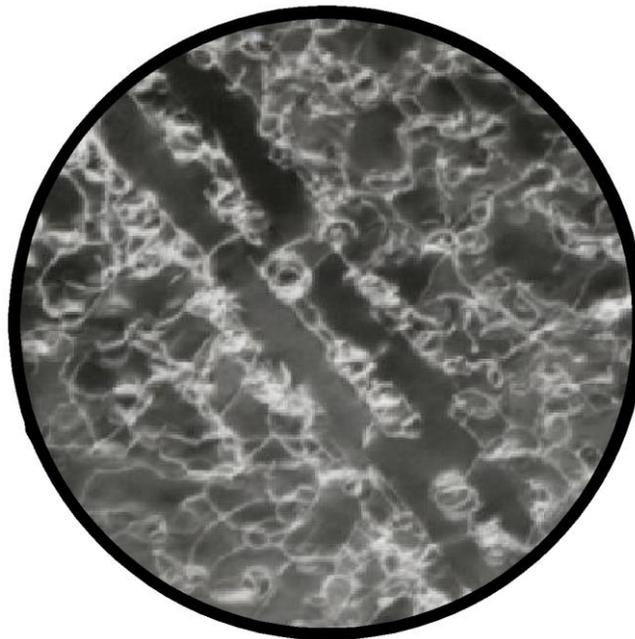


Figura 4.30: struttura addolcita ciclicamente

Per quanto riguarda il limite di fatica (ed in questo caso ci si riferisce soprattutto agli acciai), sono disponibili diverse relazioni che collegano direttamente il valore di R a σ_d .

Da quanto detto appare evidente come i dati che si ricavano dalla prova di trazione siano spesso utilizzati per stimare la risposta del materiale alla fatica; in particolare:

- i. per la fatica oligociclica, si utilizzano i dati relativi alla duttilità
- ii. per la fatica ad alto numero di cicli, si utilizzano i dati relativi alla resistenza

Vita infinita: La strategia di tale approccio e' di prevedere la vita di un materiale sottoposto ad un dato regime di carichi. Di conseguenza il componente viene tolto dall'esercizio prima che sopraggiunga il collasso (a una percentuale fissata della vita utile). Tale approccio e' utilizzato nei casi di componenti non pre-criccati prevedendo esclusivamente il numero di cicli a rottura. E' utilizzato prevalentemente in quelle situazioni dove la formazione della cricca principale occupa gran parte della vita utile del materiale (circa il 90%).

Tolleranza alla rottura: Si ispeziona periodicamente il materiale e si sostituiscono i componenti non appena sopraggiungono micro-cricche superficiali. In tal caso gran parte della vita utile del materiale viene utilizzata. Si assume che i difetti del materiale crescano in maniera stabile e a velocita' prevedibile. Lasciando per dopo la quantificazione, il tutto e' basato sul concetto che se si conosce la dimensione iniziale del difetto (a_{max}) e la sua evoluzione si puo' prevedere il momento in cui si raggiungano delle dimensioni critiche del difetto stesso.

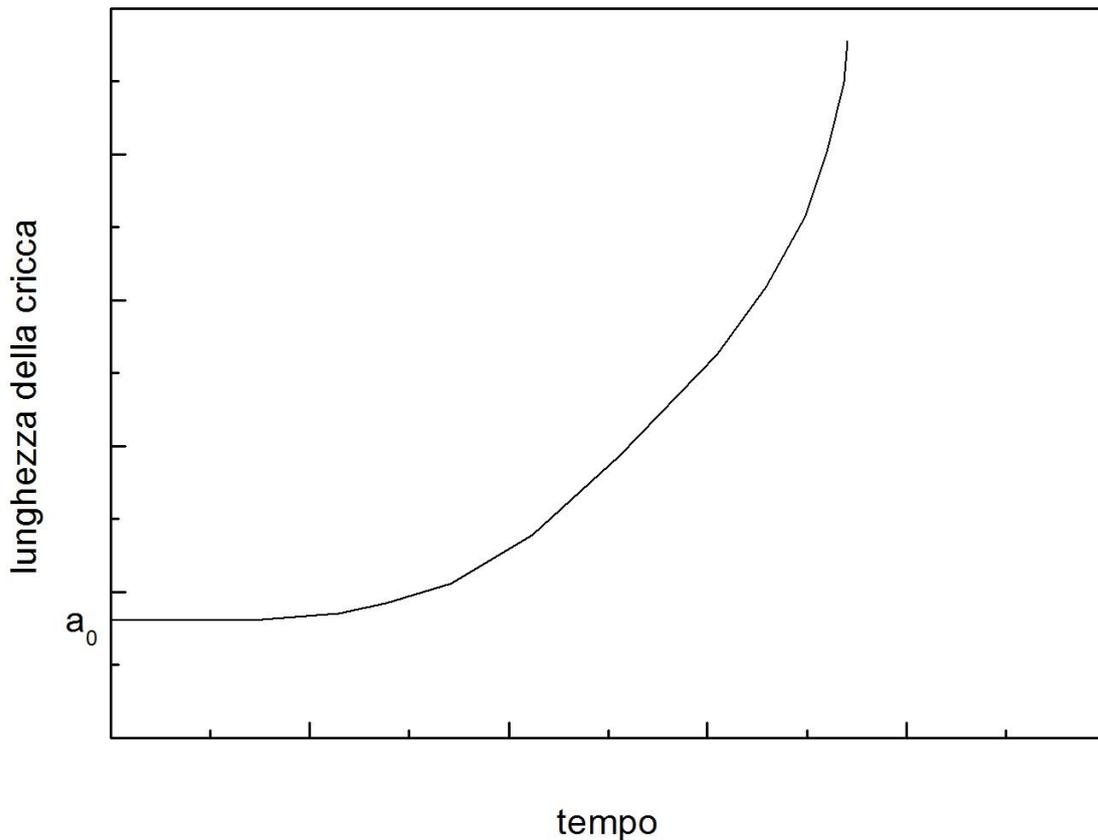


Figura 4.31: andamento qualitativo della lunghezza della cricca nel tempo

Se la struttura, o il campione, è "liscia", cioè non contiene un difetto che possa immediatamente degenerare in una cricca di fatica sotto l'azione degli sforzi ciclici applicati, allora i fenomeni della fatica sono complessi. All'inizio del suo ciclo vitale, il materiale subisce un *incrudimento ciclico* che condiziona il materiale a formare delle cricche. Tale condizionamento spesso fa sì che la deformazione si localizzi, con considerevole aumento locale della deformazione plastica che stimola sia la formazione che la crescita della cricca. Solitamente la localizzazione verrà enfatizzata da un concentratore di sforzo, o nell'elemento (ad es. una saldatura o un rientrante) o nel materiale (inclusioni non metalliche o altre caratteristiche microstrutturali), ma la localizzazione può verificarsi tramite meccanismi di dislocazione in semplici campioni di metalli puri. Non è emersa una posizione chiara per distinguere il corrugamento di una superficie causato da fatica rispetto ad

una cricca crescente e definita. Tuttavia una cricca è considerata tale in senso proprio, tendente alla propagazione, se essa ha una profondità di 3-5 μm . Il lento sviluppo di queste piccole cricche è descritto nello studio delle cricche “corte”, il quale si riferisce a cricche che sono: 1) fisicamente piccole, 2) piccole in relazione alla misura della zona plastica localizzata che ha favorito il loro sviluppo, o 3) piccole in relazione ad una caratteristica micro-strutturale significativa, come il grano. Dopo che la cricca è cresciuta alla profondità di molti micron, il comportamento della zona plastica all’apice della cricca ne controlla il tasso di crescita, e la misura della zona plastica diventa piccola in relazione alla misura della cricca (“crescita della cricca lunga”).

Approccio relativo all’ampiezza di deformazione

In alcune situazioni, la vita a fatica è regolata dall’ampiezza di deformazione piuttosto che dall’ampiezza di carico.

Il termine “cedimento progressivo” descrive più precisamente l’azione degli sforzi ciclici su un elemento o materiale. Gli sforzi necessari a produrre il cedimento a fatica sono molto al di sotto della massima resistenza alla trazione, e nei materiali commerciali anche al di sotto del limite di snervamento. Nei metalli puri e nelle leghe lo sforzo ripetuto può provocare incrudimento, e gli sforzi richiesti per provocare il cedimento in un numero sperimentalmente accessibile di cicli sono solitamente maggiori della resistenza allo snervamento del metallo ricotto.

L’approccio basato sullo sforzo nella prevenzione dei danni per fatica, che affondava le sue radici nella curva S-N, dominò la tecnologia della fatica fino alla Seconda Guerra Mondiale ed oltre. Tuttavia, negli anni ’50 si resero noti i risultati di test nei quali la deformazione, più che lo sforzo, fu usata come modalità di controllo del test. Tali investigazioni non solo diedero vita alla nota correlazione deformazione-ciclo vitale che prende il nome dagli sperimentatori (la *Legge di Coffin-Manson*), ma permisero anche di esplorare la *risposta alla tensione-deformazione ciclica*. Se un test è condotto ad una deformazione ciclica costante, è possibile misurare lo sforzo necessario a rinforzare ripetutamente quella deformazione. Di solito, ma non sempre, a seconda del materiale, il campione raggiunge infine uno sforzo costante denominato *sforzo di saturazione*. Un tracciato dello sforzo di saturazione come funzione dell’ampiezza di deformazione applicata (deformazione totale o plastica) definisce la *curva ciclica tensione- deformazione* analoga alla curva di tensione-deformazione monotona. Tale analogia diede vita alla definizione di proprietà della fatica simili alle proprietà meccaniche monotone, e a partire dagli anni ’70 le industrie cominciarono a formulare delle specifiche riguardanti tali proprietà. Fino ad allora, le proprietà della fatica che erano state pubblicate venivano espresse principalmente in termini di *limite di fatica o di durata* e null’altro. È stato studiato un approccio elaborato per la prevenzione dei danni per fatica “basato sulla deformazione” che è ora ampiamente usato. Lo studio della deformazione ciclica ha fornito anche un percorso differente verso la comprensione dei meccanismi della fatica.

Quando l’ampiezza di deformazione è mantenuta costante, la tensione può aumentare (incrudimento) oppure diminuire (addolcimento).

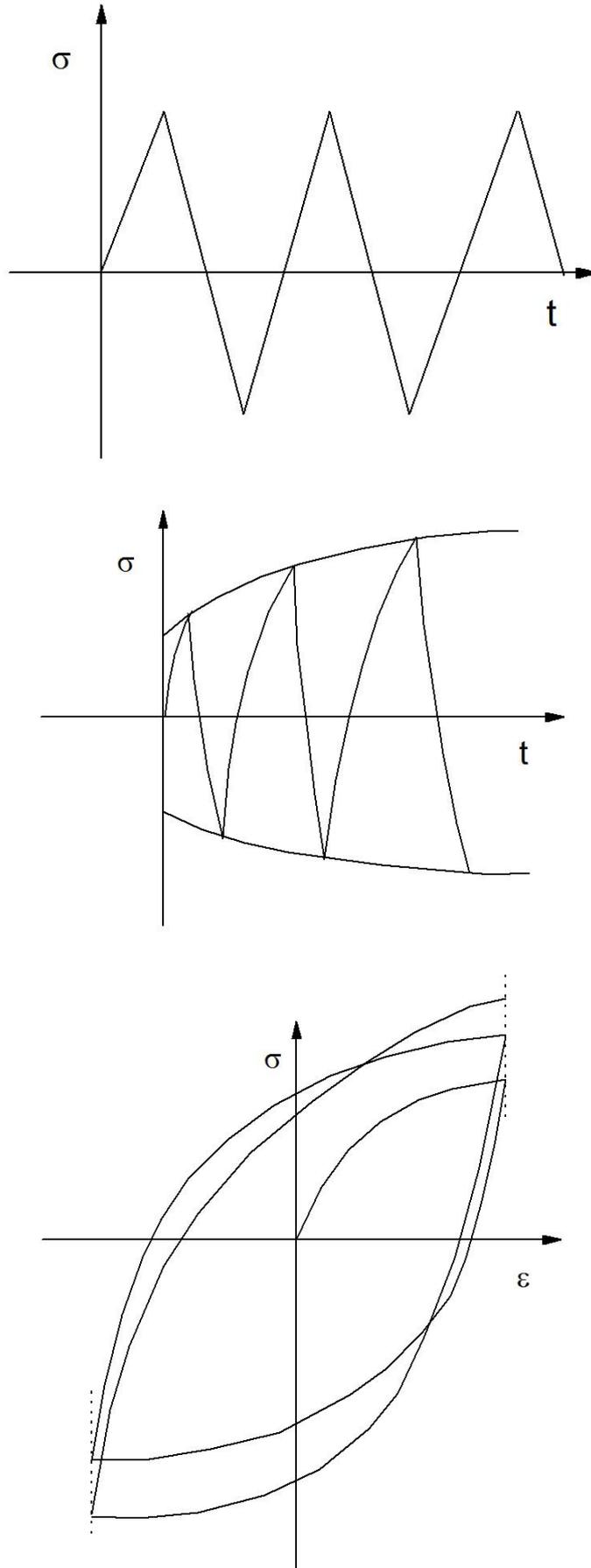


Figura 4.32: rappresentazione grafica dell'incrudimento ciclico.

Nel caso dell'incrudimento ciclico la tensione necessaria per raggiungere un dato limite di deformazione ad ogni ciclo successivo aumenta.

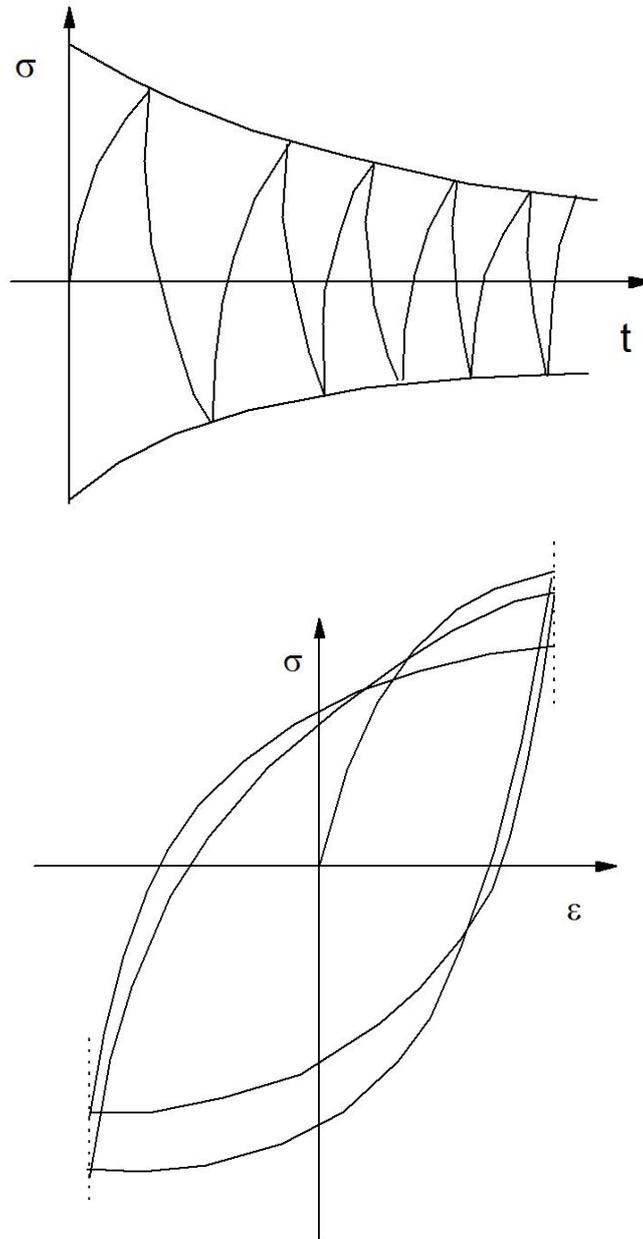


Figura 4.33: rappresentazione grafica dell'addolcimento ciclico.

Nel caso dell'addolcimento ciclico la tensione necessaria per raggiungere un dato limite di deformazione ad ogni ciclo successivo diminuisce.

Dal punto di vista meccanico il materiale:

Incrudisce se:

$$\frac{\sigma_{UTS}}{\sigma_{YS}} > 1.4 \quad (4.17)$$

Addolcisce se:

$$\frac{\sigma_{UTS}}{\sigma_{YS}} < 1.2 \quad (4.18)$$

Comunque l'effetto della sollecitazione ciclica e' quello di far tendere le dislocazioni verso uno stato piu' stabile.

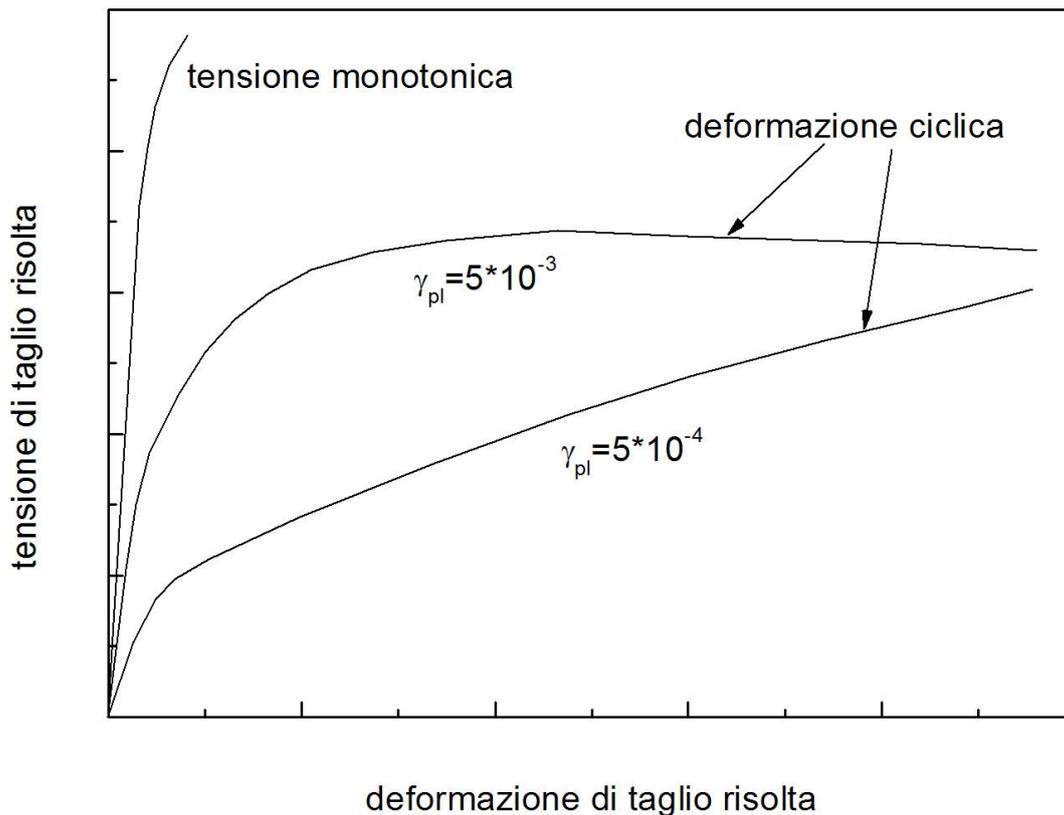


Figura 4.34: tensione di taglio-deformazione al variare della deformazione plastica ciclica.

L'effetto macroscopico e' una isteresi dell'andamento tensione-deformazione che dopo un certo numero di cicli diviene stabile.

Comportamento della tensione-deformazione ciclica: Dal momento che i metalli sono metastabili durante l'applicazione di cicli di carico, la loro risposta alla tensione-deformazione può essere drasticamente alterata quando sono sottoposti a deformazioni cicliche. A seconda dello stato iniziale del metallo (se sia stato incrudito mediante processi metallurgici, o addolcito dalla ricottura) e delle condizioni del suo test, il campione può: a) *incrudirsi ciclicamente*, b) *addolcirsi ciclicamente*, c) mantenere il suo limite elastico, quando è ritenuto *ciclicamente stabile*, o d) mostrare un comportamento misto (addolcirsi o incrudirsi, a seconda dell'ampiezza della deformazione, o sia incrudirsi che addolcirsi, man mano che il suo ciclo vitale avanza). Esempi di alcuni di questi tipi di comportamento sono mostrati nella fig. 4.35: a) se lo sforzo richiesto per rinforzare la deformazione aumenta con l'avanzare del ciclo vitale, il metallo subisce un incrudimento. Questo comportamento

è tipico dei metalli ricotti e delle leghe, dei metalli più dolci e delle leghe di alluminio. b) Se lo sforzo richiesto per rinforzare la deformazione diminuisce con i cicli consecutivi, il fenomeno è detto addolcimento ciclico. I metalli e gli acciai lavorati a freddo che hanno ereditato strutture di dislocazione dense durante la loro lavorazione tendono a comportarsi in questo modo. I tracciati sforzo-tempo mostrati nelle figg. 4.35 a e b sono rispettivamente *curve cicliche di deformazione-incrudimento* e *curve di addolcimento*. Alcuni metalli (rari) sono ciclicamente stabili, e in questo caso il loro comportamento di tensione-deformazione monotona descrive adeguatamente la loro risposta ciclica. Qualunque sia la natura del materiale sottoposto ad operazioni cicliche a controllo di ampiezza della deformazione, esso raggiungerà infine (quasi sempre) una risposta stabile allo sforzo. Per costruire una *curva ciclica di tensione-deformazione*, si collegano le estremità dei cicli di isteresi stabilizzati ottenute dal confronto dei test sui campioni alle diverse ampiezze di deformazione imposte.

La curva ciclica tensione-deformazione può essere confrontata direttamente con la curva monotona tensione-deformazione per valutare quantitativamente i cambiamenti ciclicamente indotti nel comportamento meccanico.

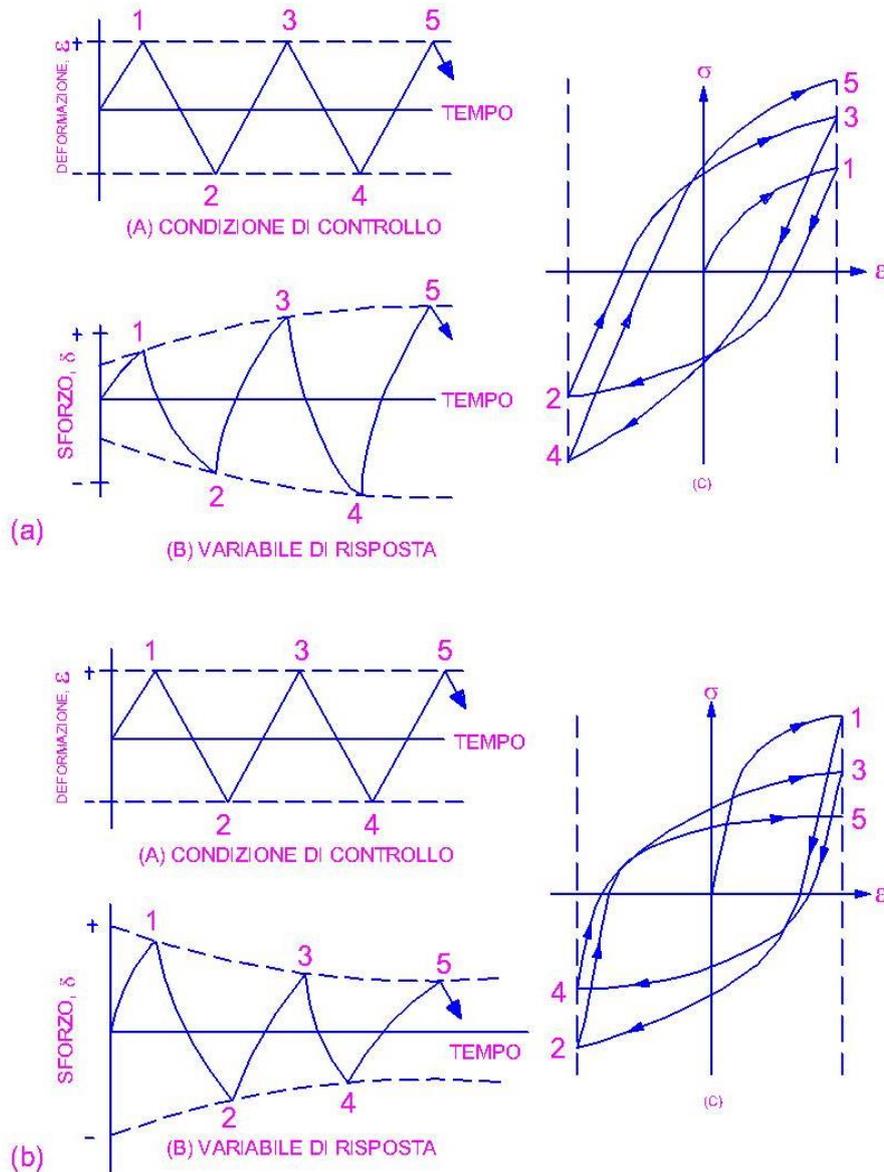


Figura 4.35: la risposta ciclica nelle operazioni ad ampiezza di deformazione controllata mostrano le condizioni di controllo, la risposta dello sforzo alle operazioni cicliche e le curve di isteresi associate ai cicli accumulati per (a) incrudimento ciclico, (b) addolcimento ciclico.

Si noti che, per esempi estremi, cioè materiali contenenti strutture metallurgiche rimosse dall'equilibrio, l'addolcimento può essere considerevole. In tal modo il "limite di snervamento ciclico", definito su una deformazione trascorsa, proprio come per la deformazione monotona, può costituire un semplice 50% della resistenza monotona allo snervamento. Se la curva ciclica tensione-deformazione è rappresentata da una funzione di legge di potenza, come:

$$\sigma_a = K (\epsilon_p)^n \quad (1)$$

dove σ è l'ampiezza dello sforzo (saturazione) a stato stazionario, ϵ_p è l'ampiezza di deformazione plastica, allora i parametri K e n possono essere usati per descrivere la risposta ciclica tensione-deformazione. K è detto *coefficiente di resistenza ciclica* ed n *esponente di incrudimento della*

deformazione ciclica. Nei materiali che si addolciscono ciclicamente, dove il completamento dell'addolcimento può essere incerto, σ_a è convenzionalmente definito al 50% del ciclo vitale. Alcuni materiali potrebbero mostrare variazioni tanto ampie durante il loro ciclo vitale che la curva ciclica tensione-deformazione potrebbe essere indefinibile. Il valore di n varia abitualmente fra 0,10 e 0,20.

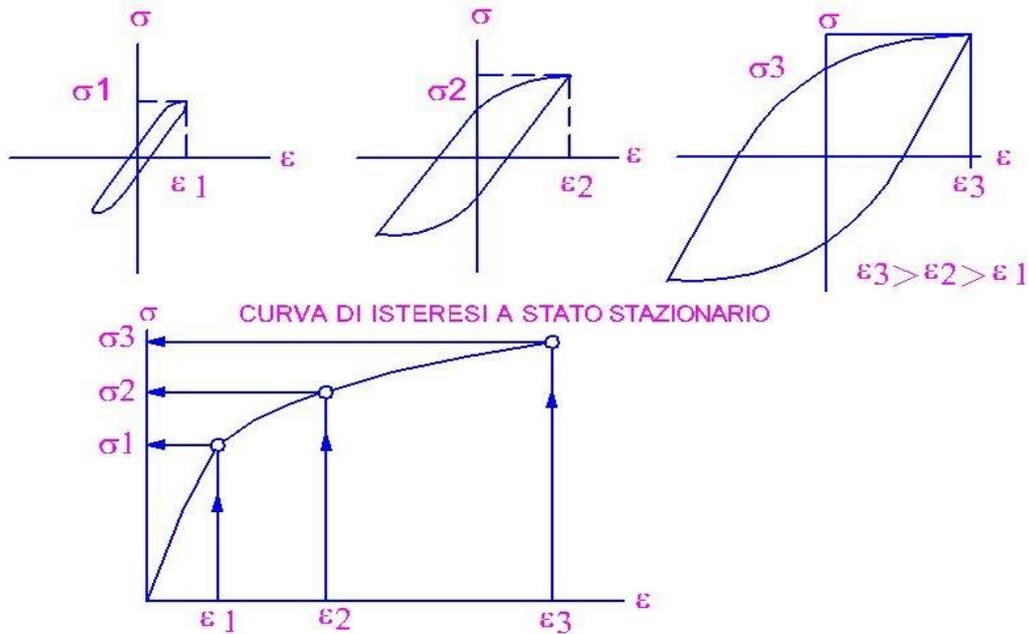


Figura 4.36: costruzione di curva ciclica tensione-deformazione ottenuta unendo le estremità delle curve di isteresi stabilizzate. Nella curva ciclica tensione-deformazione, la deformazione totale è stata usata per l'ascissa. Se è stata usata la curva in semilarghezza a sforzo zero, sarebbe tracciata la CSSC per la deformazione plastica.

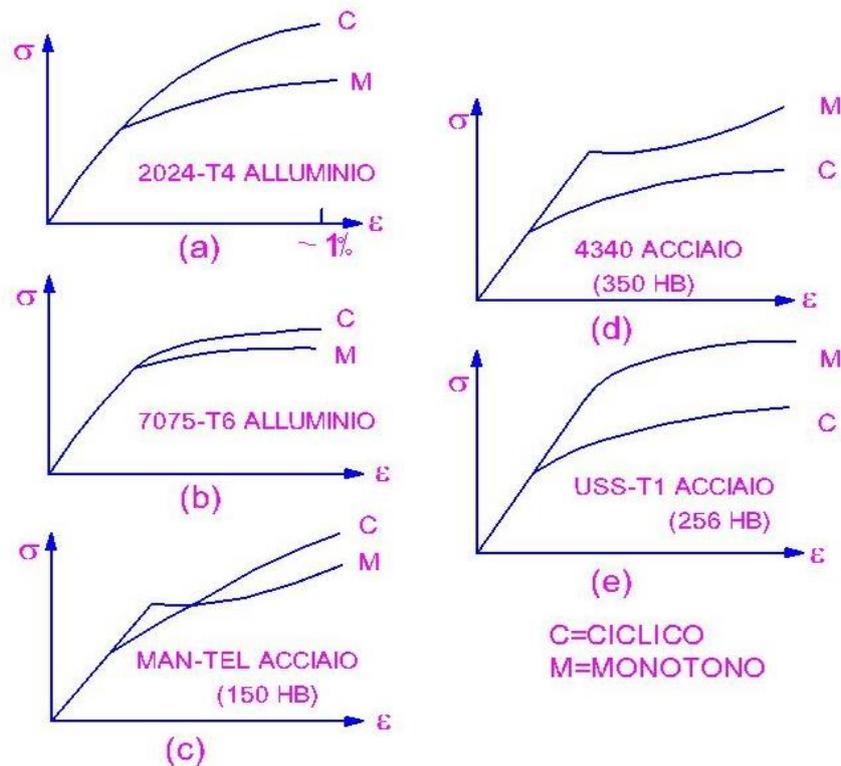


Figura 4.37: la risposta alla tensione-deformazione ciclica, curva C, confrontata con il comportamento monotono, curva di tensione-deformazione M, per metalli tipicamente commerciali. Se la curva C si trova al di sopra della curva M, si è verificato un incrudimento ciclico; si è verificato un addolcimento ciclico nel caso contrario. Sono indicate le durezza Brinell degli acciai. Gli acciai dolci generalmente si incrudiscono, gli acciai ricotti o temprati generalmente si addolciscono.

Comportamento del ciclo di vita a fatica: A causa della ormai vecchia enfasi sulla curva $S_a - N_f$, dove S_a è l'ampiezza dello sforzo ed N_f i cicli a rottura, i dati sul ciclo di vita a fatica sono in genere più disponibili sotto questa forma. All'incirca al volgere del secolo, Basquin mostrò che il tracciato $S_a - N_f$ poteva essere linearizzato con coordinate logaritmiche piene, e così stabilì la descrizione esponenziale del ciclo di vita a fatica:

$$S_a = \sigma_f (N_f)^b$$

dove σ_f è il coefficiente di resistenza alla fatica e b l'esponente di resistenza alla fatica, che spesso prende il nome di Basquin; questi parametri sono proprietà della fatica del metallo.

Ricordando la scoperta di Coffin-Manson secondo cui i dati sulla vita della deformazione plastica possono anche essere linearizzati con coordinate log-log, abbiamo la nota Legge di Coffin-Manson:

$$\epsilon_p = \epsilon_f (N_f)^c$$

dove ϵ_p è l'ampiezza di deformazione plastica, ϵ_f è il coefficiente di duttilità della fatica e c l'esponente di duttilità della fatica. ϵ_f si collega molto bene alla deformazione vera che conduce a frattura in un test monotono e c varia approssimativamente tra -0,5 e -0,7 per la maggior parte dei

metalli. L'esponente di duttilità della fatica può avvicinarsi a -1 o -2 se la localizzazione della deformazione mostrata dal materiale è particolarmente marcata.

Il comportamento di vita a fatica è ora solitamente mostrato in un tracciato di deformazione logaritmica contrapposta a cicli logaritmici (o inversioni = $2N_f$) di cedimento, e tale tracciato è mostrato nella figura 4.38, insieme alla resistenza alla fatica e alle proprietà di duttilità dei quattro parametri di fatica che sono stati introdotti: coefficiente di resistenza alla fatica σ_f ed esponente b , e coefficiente di duttilità della fatica ϵ_f ed esponente c . Per quei materiali che si suppone abbiano un limite di fatica, questo parametro viene aggiunto agli altri quattro come ulteriore parametro che definisce l'indice di prestazione. In effetti, tutti i materiali che richiedono plasticità per i loro meccanismi di cedimento a fatica possiedono un limite di fatica che corrisponde alla soglia di formazione della PSB o, più generalmente, di localizzazione della deformazione. La prova indica che i metalli durano indefinitamente se non si verifica la localizzazione della deformazione, ma questo fatto non si mostra tanto rapidamente nelle curve S-N dei metalli fcc quanto in quelle dei metalli bcc, e la consapevolezza di tale comportamento è giunta molto lentamente. Eppure un altro parametro che definisce il comportamento della fatica, il *ciclo vitale di transizione*, N_f , è mostrato nella fig. 4.38 e, come già notato, esso segna la distinzione formale tra la fatica ad alta e bassa deformazione, per il materiale specifico. Nell'esempio (ipotetico) mostrato, N_f è basso ma non in maniera inusuale, ed è tipico di un metallo fragile. N_f è più vicino ai 100.000 cicli nei metalli duttili.

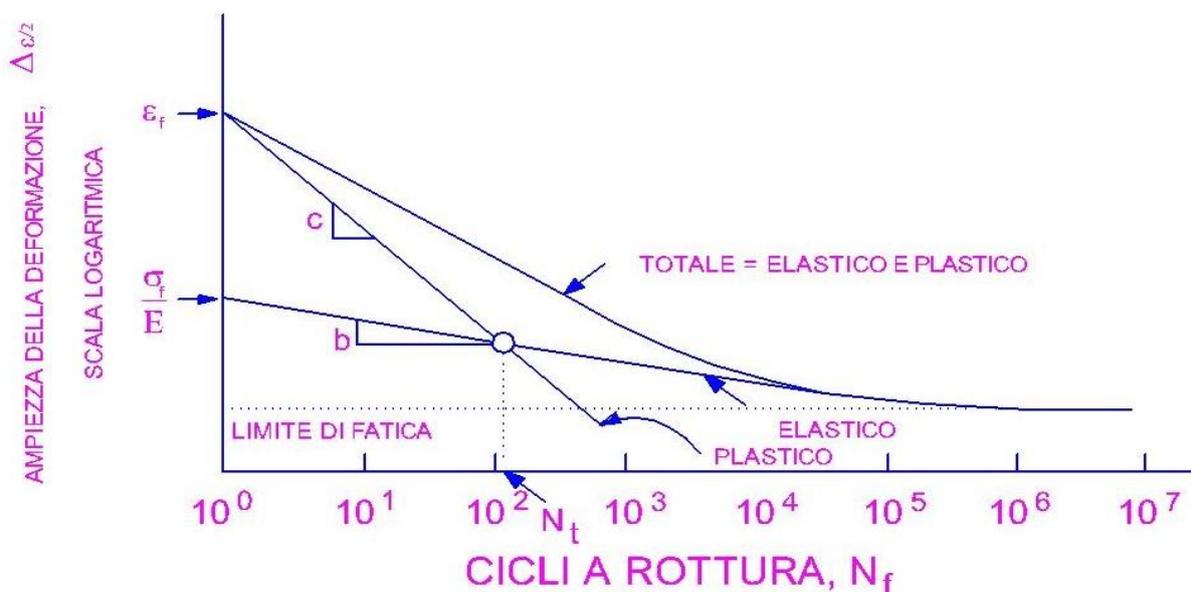


Figura 4.38: tracciati logaritmici di deformazione plastica, deformazione elastica e deformazione totale contrapposti a i cicli mancanti al cedimento mostrano i parametri di "duttilità e resistenza alla fatica" che indicano la prestazione, così come il limite di fatica e il ciclo vitale di transizione N_f .

Effetto Bauschinger: Bauschinger, che ricordiamo principalmente per essere riuscito ad invertire lo sforzo, condusse anche esperimenti nei quali invertì lo sforzo più volte. Egli scoprì essenzialmente l'*incrudimento ciclico* e l'*addolcimento ciclico*, termine quest'ultimo con cui indichiamo l'addolcimento prodotto da sforzi ciclici di incrudimento precedentemente introdotti in un metallo mediante deformazione monotona. Successivamente altri ricercatori iniziarono un diverso approccio alla fatica studiando microscopicamente il comportamento della banda di scorrimento quando i

campioni venivano sottoposti a sforzo inverso. Con l'incremento del numero dei cicli di sforzo, apparvero ulteriori bande di scorrimento che non erano precedentemente visibili, e le prime che si formarono mostravano una tendenza ad allargarsi. Infine si osservò la formazione di cricche nelle bande allargate. Essi scoprirono così il fenomeno delle *Bande di Scorrimento Persistenti* (PSB), anche se le bande di scorrimento non furono così denominate che decenni più tardi, quando si scoprì che esse ricomparivano nello stesso punto dopo che il test era stato interrotto, la superficie rilucidata ed il test riavviato.

Precedentemente alla Prima Guerra Mondiale, una Commissione Reale convocata dai Britannici affrontò il problema della fatica e fornì un compendio delle conoscenze del tempo che è sorprendentemente moderno. Ad esempio, essa sfatò la celebrata teoria della "cristallizzazione" della fatica. Le idee scientifiche errate sembrano dure a morire, specialmente nell'opinione comune. Molti anni dopo T. E. Lawrence descrisse ne "I Sette Pilastri della Saggezza" un incidente durante una schermaglia con i Turchi, in cui uno dei loro veicoli perse una molla a balestra (dopo un uso intenso nel deserto). T.E. spiegò la rottura come se "si fosse cristallizzata all'interno".

Dopo essere stato deformato plasticamente in una direzione, la curva tensione-deformazione di un metallo nella direzione opposta è più bassa rispetto alla curva tensione-deformazione iniziale. Durante la deformazione ciclica, il materiale ha memoria della deformazione plastica iniziale che fa ridurre la tensione alla quale la deformazione plastica avviene nel ciclo successivo.

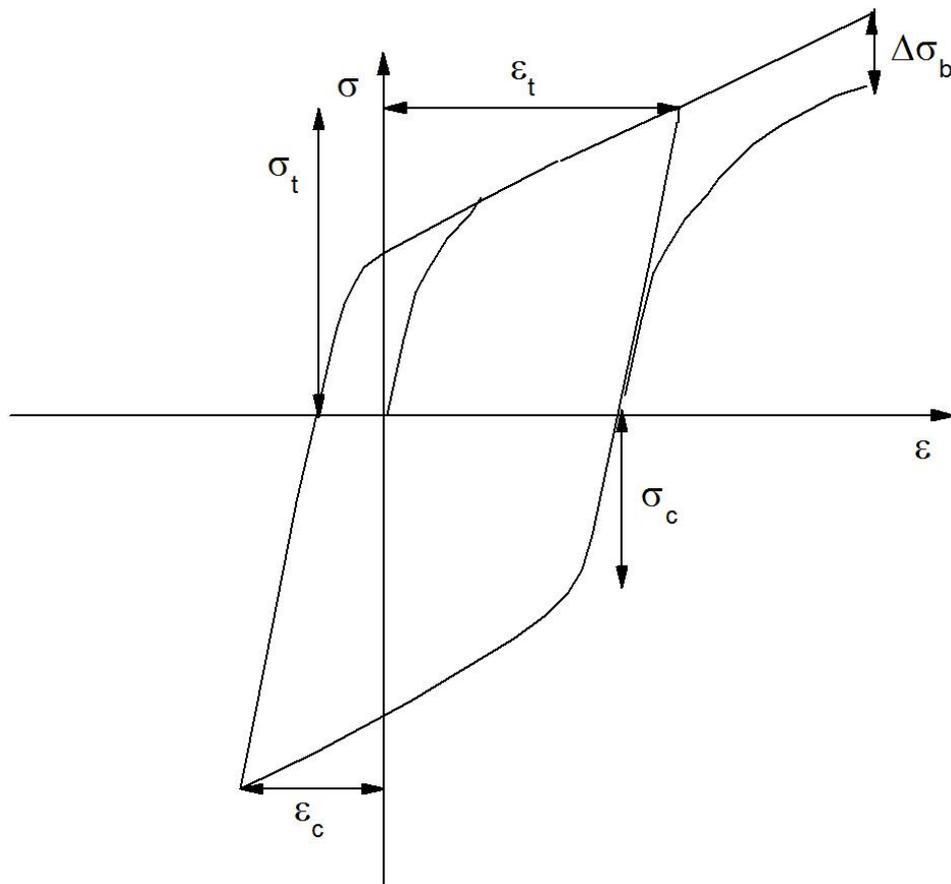
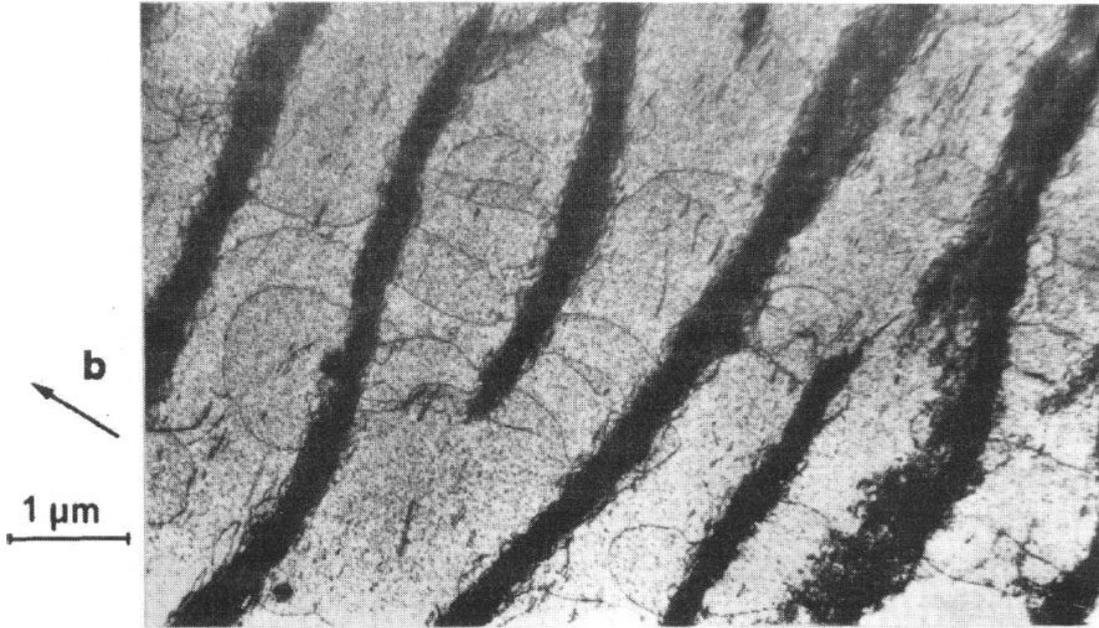


Figura 4.39: schematizzazione grafica dell'effetto Bauschinger.

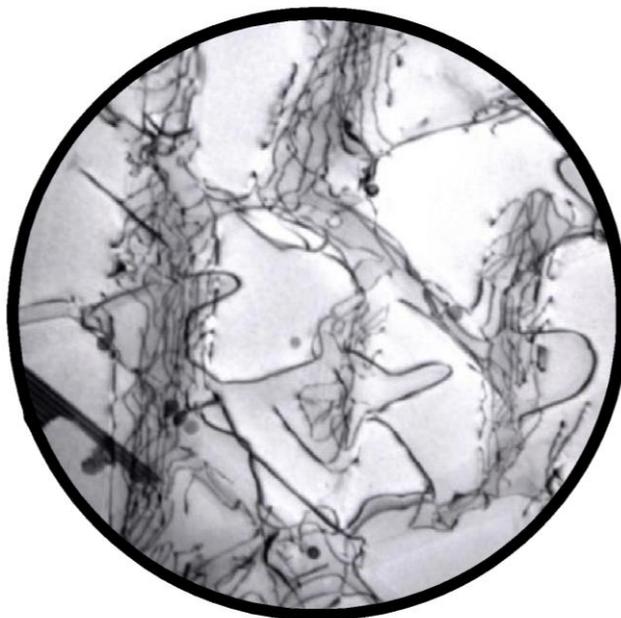
Tale effetto permane anche per molti cicli e può avvenire per l'impilamento delle dislocazioni o per la presenza di precipitati incoerenti o semi-coerenti o in materiali in cui vi siano fasi differenti, questo riduce specialmente la tensione durante il semiciclo di compressione del materiale.

Esempio

Monocristallo di rame in cui le dislocazioni si sono riarrangiate in strutture labirintiche una parallela all'altra (impilamento).



Esempio



Deformazione ciclica: La deformazione ciclica è di solito studiata a fatica mediante test condotti in controllo totale o plastico della deformazione. Dal momento che le deformazioni a fatica sono generalmente basse in relazione a quelle impiegate nella deformazione monotona, anche lo sforzo è basso all'inizio delle operazioni cicliche se il materiale è dolce o ricotto. Tuttavia, il campione si incrudisce rapidamente in modo tipico, dando il via al fenomeno classificato come *incrudimento rapido*. Con operazioni cicliche continue il tasso di incrudimento diminuisce ed infine scende a zero, punto nel quale si dice che il campione è *in saturazione*. I meccanismi di dislocazione durante l'incrudimento rapido ed il comportamento di dislocazione mediante il quale il campione porta la deformazione plastica a saturazione senza incrudirsi ulteriormente sono solitamente diversi. Questi aspetti della deformazione ciclica sono perciò trattati separatamente. Spesso, la *localizzazione della deformazione* si verifica durante la deformazione ciclica, e questo fenomeno è particolarmente distruttivo nel provocare le cricche di fatica.

Gli aspetti fondamentali della deformazione ciclica e della cricca di fatica sono stati ripetutamente analizzati; tuttavia, la ricerca sulla fatica continua attivamente, e vi sono stati nuovi risultati sulla deformazione ciclica e sulla fatica nelle leghe a scorrimento sia ondulatorio sia piano, che hanno fornito ulteriori approfondimenti sui meccanismi della fatica.

Comportamento fenomenologico e strutture di dislocazione: L'incrudimento rapido si conclude quando viene raggiunto lo *sforzo di saturazione*. Questo sforzo di saturazione, quando viene tracciato in contrapposizione all'ampiezza di deformazione plastica (o totale) imposta, definisce la curva ciclica di tensione-deformazione (CSSC). Quello per i monocristalli di rame che si deformano in scorrimenti singoli viene mostrato nella fig. 4.40. Questa curva, che è tipica dei metalli fcc puri e della maggior parte delle loro leghe sostitutive, consiste in una curva a tre stadi centrata intorno ad un *plateau* sporgente (situato ad un'ampiezza di sforzo di 28 MPa), Questa curva differisce nella forma in modo minore nei diversi metalli fcc per ragioni che non sono ancora ben comprese, sebbene lo sforzo di plateau normalizzato dal modulo elastico tangenziale abbia un valore costante di

$\sim 6,6 \times 10^{-4}$. Dal momento che il rame è di gran lunga il metallo più studiato di tutti, figuriamoci rispetto ai metalli fcc (delle circa tre dozzine di riferimenti riguardanti la deformazione ciclica citati da LAIRD nella sua prima analisi [1983], quasi la metà esaminavano il rame, e la maggioranza degli studi continua ancora oggi), gli esempi qui citati saranno prevalentemente tratti dal rame, ma la comprensione richiesta per questo metallo può essere ampiamente applicabile a tutti quelli della stessa categoria.

Le strutture di dislocazione sature differiscono nelle varie regioni della CSSC: A, al di sotto del plateau; B, nel plateau; C, al di sopra del plateau. Dobbiamo anticipare perciò che il comportamento di incrudimento rapido rifletterà tali differenze.

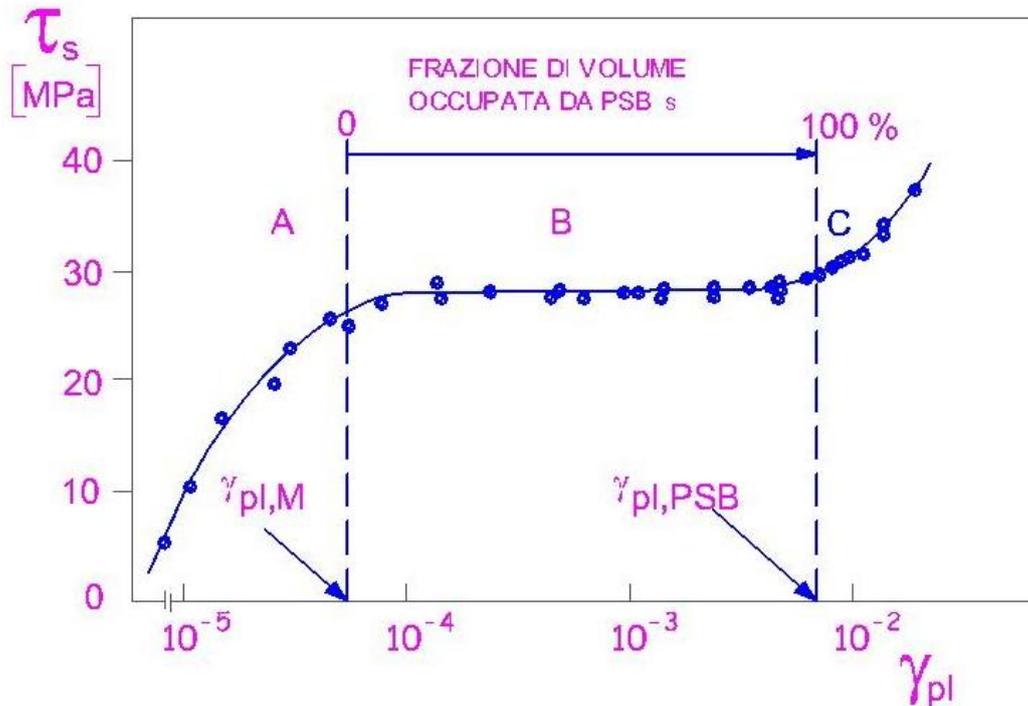


Figura 4.40: curva ciclica tensione-deformazione per monocristalli di rame orientata secondo uno scorrimento singolo mostra il plateau e la natura in tre stadi della curva.

Un metodo per mostrare queste differenze è quello di tracciare e confrontare le “curve di incrudimento ciclico”, cioè quelle ottenute tracciando il picco di sforzo per ciclo condotto in ampiezza di deformazione costante contrapposto al numero di cicli o *deformazione plastica cumulativa*. Questa quantità frequentemente usata, che è specifica della fatica, è definita come la deformazione plastica verificatasi in tutti i cicli precedenti sommati senza tenere conto del segno. Per le operazioni cicliche a deformazione costante, la deformazione plastica cumulativa è il prodotto di quattro volte l’ampiezza della deformazione plastica e del numero dei cicli. Il comportamento che corrisponde alle regioni A e B e che si applica agli orientamenti a scorrimento singolo sembra poter essere meglio compreso. In queste condizioni, le strutture di dislocazione prodotte durante l’incrudimento rapido consistono in densi ed irregolari circuiti di connessione disposti in fila nella direzione della dislocazione a spigolo.

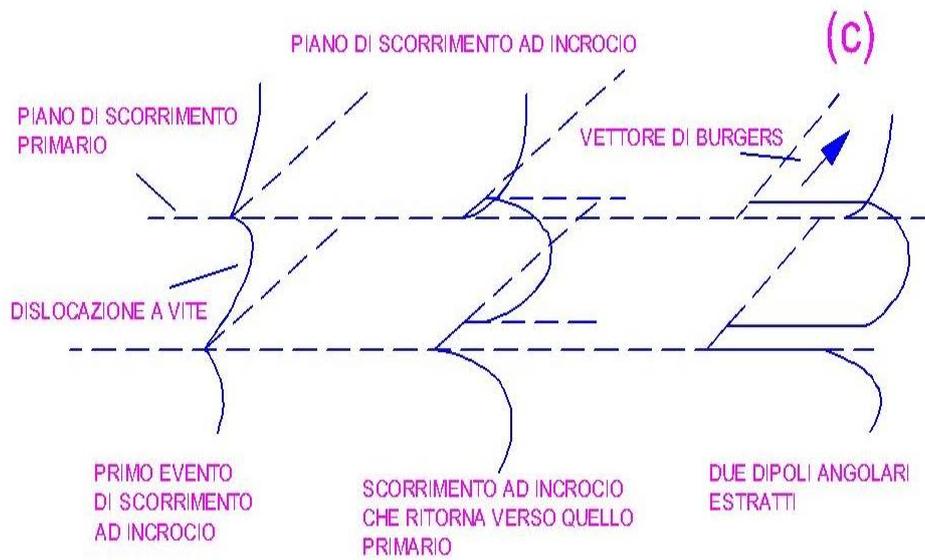
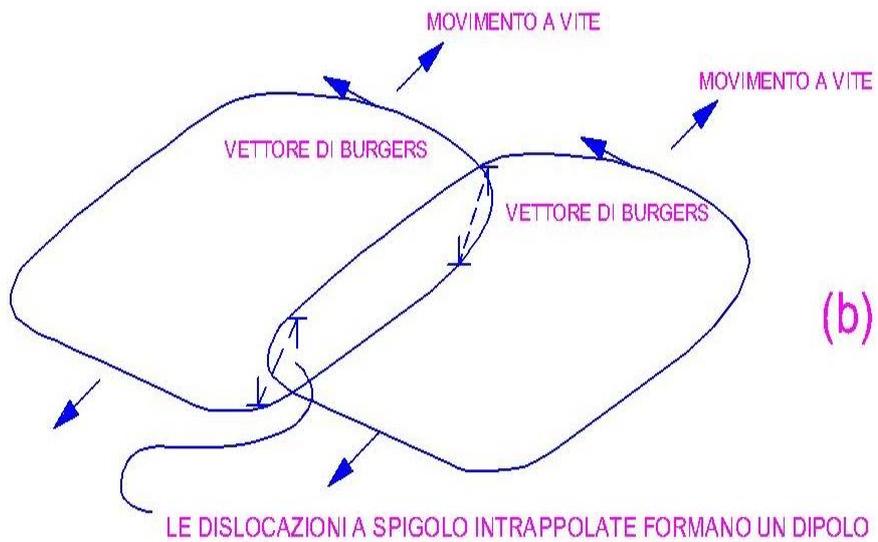
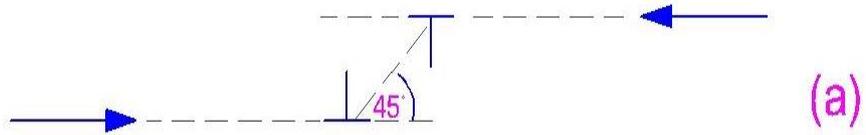




Figura 4.41: formazione di dipoli di dislocazione mediante (a) e (b) intrappolamenti reciproci di dislocazioni a spigolo e (c) un doppio meccanismo di scorrimento ad incrocio. (d) Il raggruppamento di questi dipoli forma dei circuiti di connessione mostrati in visione tridimensionale che corrispondono alla regione A della CSSC (ampiezza di deformazione plastica da scorrimento $2,6 \times 10^{-5}$, tensione di attrito = 19,8 MPa).

I circuiti di connessione sono costituiti da dipoli di dislocazione in cui le dislocazioni positive e negative della coppia finiscono per essere tipicamente separate di circa 100 Å. Essi sono formati molto probabilmente da una varietà di meccanismi: reciproco intrappolamento di dislocazioni a spigolo positive e negative che viaggiano su differenti piani di scorrimento atomistico in direzioni diverse, coppie di dislocazione a vite che scivolano su differenti piani atomistici formando tra esse un dipolo a dislocazione a spigolo e/o mediante un doppio meccanismo di scorrimento ad incrocio. Le dislocazioni a spigolo intrappolate si collocano nella loro posizione di equilibrio di 45° e possono invertire il proprio segno l'una accanto all'altra quando l'operazione ciclica di sforzo è attiva. Esse agiscono da barriere per le altre dislocazioni e possono essere raccolte in gruppi – i circuiti di connessione. Poiché lo sforzo viene applicato nella fatica più volte, le dislocazioni positive e negative hanno molte opportunità di incontrarsi ed intrappolarsi l'un l'altra, ed i circuiti di connessione raramente mostrano un eccesso di dislocazioni di un unico segno. Questi continui eventi di intrappolamento raffinano gradualmente i dipoli in separazioni sempre più piccole. L'aspetto tipico di queste strutture è mostrato nella 4.41. Nella normale visione con microscopio elettronico a trasmissione, vicino alla condizione di Bragg, le immagini della dislocazione possono essere tanto ampie quanto la separazione delle dislocazioni a spigolo positive e negative nel dipolo, e potrebbe essere persino difficile individuare un dipolo isolato. Essi possono naturalmente essere individuati separatamente usando la tecnica a fascio debole, persino quando i dipoli sono raggruppati in un circuito di connessione. L'immagine tridimensionale suggerisce la struttura a vene che spesso dà il nome ai circuiti di connessione. La nomenclatura non è ben definita in letteratura: il termine “circuiti di connessione” sembra più appropriato a definire i densi raggruppamenti di dislocazioni di dipoli, “vene” potrebbe adattarsi meglio ai circuiti di connessione uniti in nubi semi-continue di dipoli separate da canali.

Nella fig. 4.42 vengono mostrate le curve tipiche di incrudimento ciclico per ampiezze di deformazione basse e moderate. È interessante che lo sforzo di saturazione e di conseguenza la forma della CSSC appaiano piuttosto insensibili all'orientamento del cristallo qui indicato dal parametro di orientamento Q definito come il rapporto tra il fattore di Schmid (definito come il rapporto tra la tensione d'attrito rilevata sul piano nella direzione del relativo sistema di scorrimento, e lo sforzo imposto normale) per il secondo sistema di scorrimento maggiormente caricato e quello del sistema primario. Se Q è $< 90\%$, lo scorrimento tende ad essere prevalentemente singolo; se $Q > 90\%$ lo scorrimento secondario diventa più evidente ma resta dominato da quello primario. Il tasso di incrudimento rapido non è influenzato dall'orientamento di una vasta gamma di orientamenti dei cristalli purché l'ampiezza sia bassa (fig. 4.42a). Comunque, se l'ampiezza aumenta, il tasso di incrudimento sale parallelamente all'aumento del parametro Q (fig. 4.42b). In queste circostanze i circuiti di connessione possono acquisire significative popolazioni di dipoli a dislocazione secondaria.

La conclusione secondo cui la CSSC ed il comportamento di incrudimento rapido sono abbastanza costanti nella maggior parte degli orientamenti all'interno del triangolo standard necessita di un'attenta considerazione. Il comportamento sarà quasi certamente diverso per gli orientamenti sul grande cerchio che collegano i poli 011 e 111 dove due sistemi di scorrimento sul piano primario sono simultaneamente sollecitati e producono strutture di dislocazione a rete diverse dai circuiti di connessione. Il comportamento è ancora più complesso per gli orientamenti a scorrimento multiplo in cui l'incrudimento può svilupparsi raggiungendo alti livelli. La curva di incrudimento ciclico per un cristallo orientato $[\bar{1}11]$ viene mostrato nella fig. 4.43 in confronto al comportamento di un cristallo a scorrimento singolo. Si noti che per un cristallo a scorrimento multiplo lo sforzo massimo raggiunto è doppio rispetto a quello del cristallo a scorrimento singolo che satura ad un livello regolare di ~ 28 MPa (dopo un lieve picco) mentre il cristallo a scorrimento multiplo, che si incrudisce in un numero inferiore di cicli (in ordine di magnitudo) non mostra saturazione, ma la tensione d'attrito rilevata cala continuamente fino alla frattura del campione.

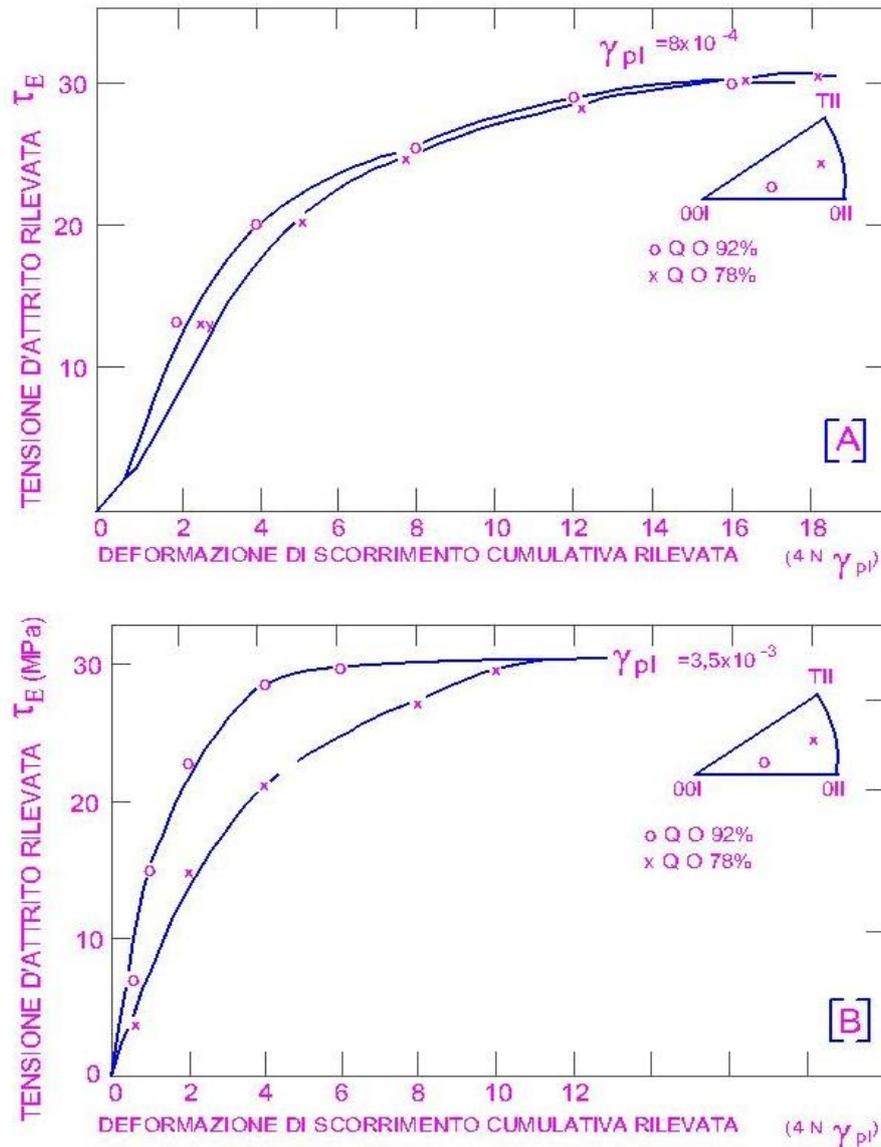


Figura 4.42: curve di indurimento ciclico per monocristalli di orientamenti diversi specificati dal parametro di orientamento Q : (a) a bassa ampiezza di deformazione; (b) ad elevata ampiezza di deformazione. Si noti il tasso di incrudimento molto più elevato nella condizione di maggiore scorrimento multiplo (più vicino a 001) quando l'ampiezza di deformazione è elevata.

La riduzione dello sforzo potrebbe anche essere causata dalla cricca, la cinetica della quale è molto elevata poiché lo sforzo è elevato. La struttura di dislocazione di questo campione consisteva in pareti normali rispetto alla direzione $[\bar{1}11]$, e di bande di intaglio cellulare orientate a $\sim 45^\circ$ rispetto all'asse. Questi tipi di struttura possono bene applicarsi all'incrudimento rapido nella regione C della CSSC. Un analogo comportamento sembra possibile nei cristalli con orientamenti dell'asse vicino a $[001]$, dove sono stati rilevati un rapidissimo incrudimento ed uno sforzo di saturazione di 44 MPa.

Per la maggior parte degli orientamenti dei cristalli in cui la deformazione ciclica è dominata dallo scorrimento singolo, i risultati del TEM (microscopio elettronico a trasmissione) mostrano che l'incrudimento rapido a basse ampiezze di deformazione è causata primariamente dall'accumulo delle dislocazioni del sistema di scorrimento primario.

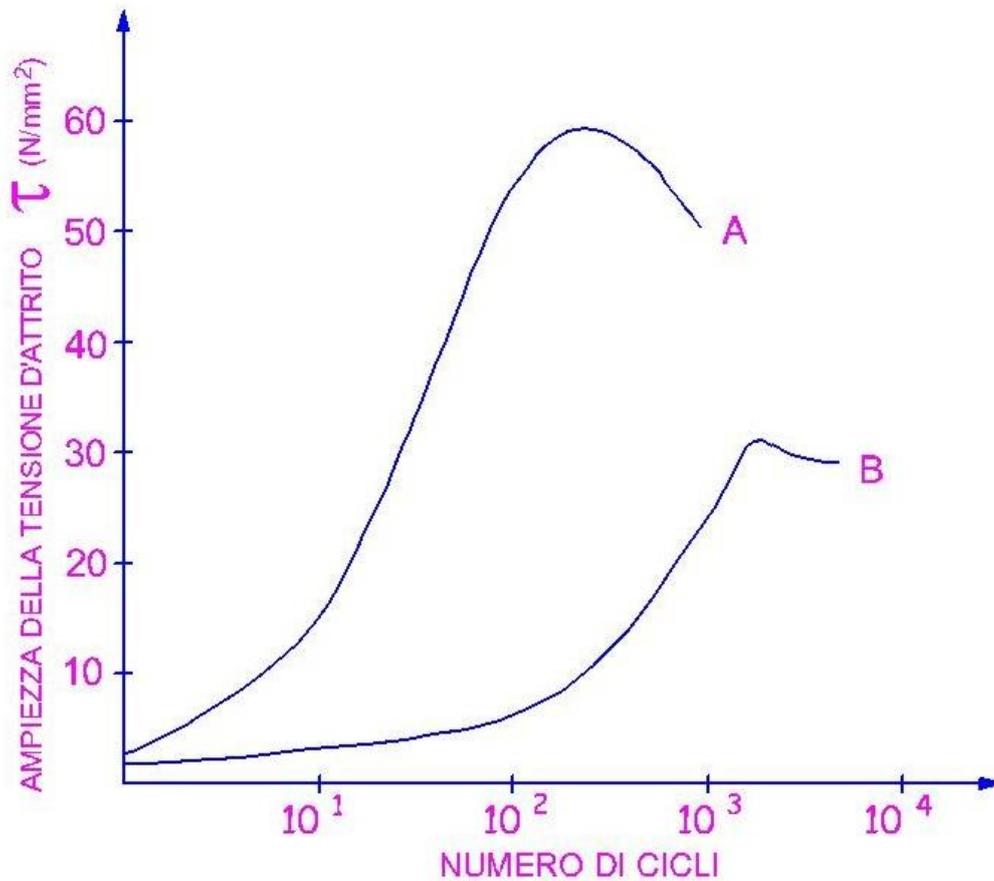


Figura 4.43: curve di incrudimento ciclico nei monocristalli di rame: curva A, orientamento a scorrimento multiplo; curva B, orientamento a scorrimento singolo. Ampiezza di deformazione plastica $1,5 \times 10^{-3}$.

Con un'ampiezza di deformazione crescente, e particolarmente nelle ampiezze maggiori di 2×10^{-3} , il tasso di incrudimento è associato alle quantità crescenti di slittamento secondario. Vi sono molte prove di questo comportamento; la dipendenza del tasso di incrudimento rapido dall'orientamento ne è una forma. Mughrabi analizzò le misurazioni di grandezza delle proprietà magnetiche dei monocristalli di nichel a fatica. Le deviazioni nelle misurazioni magnetiche rispetto alle caratteristiche di simmetria dei cristalli contenenti dislocazioni primarie si verificano con cicli crescenti ad ampiezze di deformazione che corrispondono alla metà superiore del plateau, e queste riflettono il contributo sempre maggiore delle dislocazioni secondarie. Più recentemente è stato mostrato che l'ampiezza di deformazione di 2×10^{-3} situata vicino all'estremità bassa della deformazione del plateau (da 6×10^{-5} a $7,5 \times 10^{-3}$) rappresenta una soglia. Al di sotto di questa ampiezza il TEM mostrava che i circuiti di connessione erano dominati da dislocazioni primarie. Al di sopra di quest'ampiezza, la densità delle dislocazioni secondarie aumentava in modo significativo con l'incremento dell'ampiezza. L'ampiezza scelta per lo studio è situata all'estremità superiore del plateau.

Perciò inizialmente, nell'incrudimento rapido, e specialmente a basse ampiezze, le strutture di dislocazione consistono quasi interamente di dipoli di dislocazione primaria. La natura dipolare delle strutture risulta ovvia nelle micrografie TEM che non mostrano alcun cambiamento nel contrasto di fondo tra i circuiti di connessione. I dipoli si accumulano inizialmente come "circuiti di connessione unitari", cioè i circuiti di connessione precoci mostrati nella fig. 4.44.



Figura 4.44: circuiti di connessione unitari consistenti quasi esclusivamente di dislocazioni primarie, visti sul piano di slittamento primario per uno sforzo di circa 8 MPa. E' indicata la direzione del vettore di Burgers primario, b. Questo montaggio di micrografie è stato tratto da una sottile area della lamina come si può vedere dalle frange di spessore sul lato sinistro – la lamina ha la forma di un cuneo e si restringe verso un foro non visibile sulla sinistra.

I circuiti di connessione unitari combaciano bene nel senso dei dipoli ma sono piuttosto frastagliati ed hanno una bassa frazione di volume. Di nuovo, a causa del basso ingrandimento usato per la fig. 4.44, i singoli dipoli non possono essere individuati. A sforzi maggiori la frazione di volume dei circuiti di connessione aumenta, apparentemente per mezzo di dipoli che occupano lo spazio tra circuiti di connessione unitari vicini, e la struttura gradualmente diventa simile a quella vista in precedenza che si applica a ~ 20 MPa. Nel momento in cui viene raggiunto uno sforzo di plateau regolare, la frazione di volume dei circuiti di connessione è di circa 50%; i canali tra i circuiti di connessione diventano più sinuosi restando sempre interconnessi.

Durante l'accumulo dei circuiti di connessione, le linee di scorrimento osservate sulla superficie del campione sono lunghe, diritte e uniformemente distribuite, indicando un intaglio omogeneo. Queste osservazioni indicano che i circuiti di connessione e i canali si deformano in cooperazione, tramite un movimento di dislocazione a spigolo nei circuiti di connessione e tramite le dislocazioni a vite che scorrono nei canali. Questo modello ampiamente accettato per il comportamento della dislocazione è schematicamente indicato nella fig. 4.45.

L'effetto delle dislocazioni secondarie sull'estensione dell'incrudimento nei cristalli prevalentemente orientati in scorrimento singolo non sembra essere grande. Ciò può essere rilevato dai risultati dei test in condizioni di carico progressivo (ramp-loading test: test in cui il carico applicato aumenta in modo lineare rispetto al tempo). Da ciò deriva il verificarsi di deformazioni improvvise se i monocristalli di rame sono sottoposti a fatica in condizioni di carico progressivo dove l'ampiezza di carico controllata viene gradualmente aumentata da zero ad un massimo di 32 MPa (lo sforzo al quale si innescano le PSB). La natura delle deformazioni improvvise è mostrata nella fig. 4.46, cioè vi sono episodi periodici di alta deformazione che durano per un numero di cicli con l'intervento di periodi di bassa deformazione.

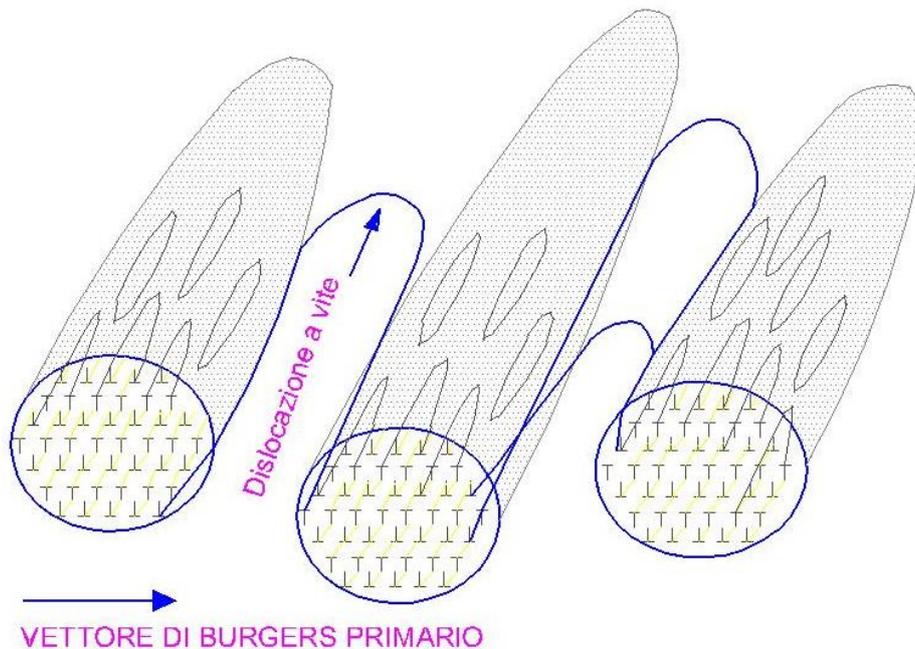


Figura 4.45: modello di deformazione nei circuiti di connessione – movimento a spigolo nei circuiti dipolari accoppiati a dislocazioni a vite che scorrono nei canali. Si noti il reticolo di Taylor nei circuiti di connessione; l'esistenza di connessioni può essere vista sulle superfici superiori dei circuiti.

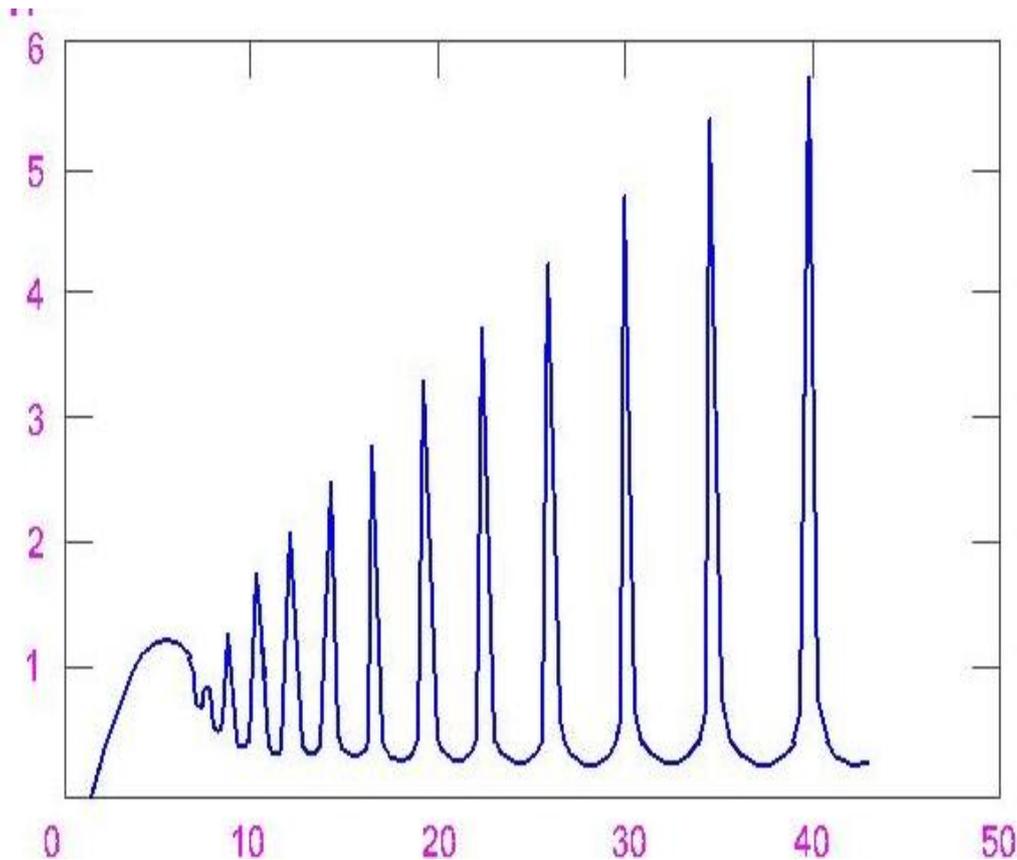


Figura 4.46: deformazioni improvvise in un cristallo di rame a fatica con un'ampiezza di sforzo che aumentava in modo lineare con il numero dei cicli ad un tasso di 7,1 kPa/ciclo. Dal momento che la temperatura del test era di 90 K – lo sforzo di plateau era più alto rispetto al valore di 32 MPa osservato a temperatura ambiente ed i circuiti di connessione avevano ancora la struttura adeguata a 40 MPa, mentre continuavano a verificarsi deformazioni improvvise. Lo sforzo di plateau a 90 K sarà di circa 49 MPa.

E' noto che le strutture di dislocazione prodotte dal carico progressivo consistono in circuiti di connessione regolari; tuttavia esse contengono una densità molto più alta e più uniforme di dislocazioni secondarie rispetto ai circuiti di connessione prodotti da test regolari a deformazione controllata. Le deformazioni improvvise indicano instabilità nella struttura in evoluzione dei circuiti di connessione, che cambiano discontinuamente, sotto l'azione di continue deformazioni che compaiono all'improvviso, fino a raggiungere una situazione più stabile a seconda del livello di sforzo imposto. Quasi certamente il cambiamento consiste in un raffinamento dei circuiti di connessione che comporta un decremento della larghezza dei dipoli così che lo sforzo passante per le dislocazioni a spigolo aumenta e porta la struttura alla stabilità con l'aumento del carico.

Dopo un carico progressivo a 32 MPa, le bande di scorrimento persistenti (PSB), l'agente mediante il quale si ottiene la saturazione, si sviluppano normalmente ad un tasso che dipende dalla frequenza delle operazioni cicliche, una frequenza bassa, ad es. 2 Hz, incoraggiando la formazione di PSB. Ciò si confronta con uno sforzo di 28 MPa che è quello richiesto per produrre le PSB in un test regolare a deformazione controllata. L'incremento di ~ 10% del limite elastico prodotto dal carico progressivo è significativo e può essere attribuito sia al contenuto della dislocazione secondaria dei circuiti di connessione sia alla loro uniformità.

Modelli di comportamento dell'incrudimento rapido: circuiti di connessione, bande di scorrimento persistenti e canali: L'interpretazione del comportamento della dislocazione durante l'incrudimento rapido è stata al centro dell'interesse per molti anni. I primi modelli usati per spiegare questo comportamento sono stati precedentemente analizzati. Più recentemente l'interpretazione è stata eseguita mediante l'analisi dello sforzo di attrito e dello sforzo posteriore che agiscono sulle dislocazioni. Lo sforzo di frizione che agisce sulle dislocazioni, dipendendo da un incrudimento di difetto puntuale, dallo sforzo di Peierls e dal trascinamento di un intaglio, è indipendente dalla direzione della deformazione, ma lo sforzo posteriore cambia segno ad ogni mezzo ciclo. Lo sforzo posteriore raggiunge il valore massimo alla massima deformazione imposta, agendo così in modo da abbassare il limite di snervamento nella direzione inversa. Poiché esso è di natura elastica a causa delle interazioni delle dislocazioni, diminuisce improvvisamente deformandosi nella direzione da lui stesso favorita, poi si inverte ancora così da opporsi alle deformazioni imposte. Le misurazioni dello sforzo di attrito e dello sforzo posteriore sono state compiute analizzando i cicli di isteresi con il *metodo Cottrell*. I risultati mostrano che lo sforzo di attrito e lo sforzo posteriore (la cui somma è uguale allo sforzo applicato) aumentano in parallelo durante l'incrudimento rapido, e lo sforzo di attrito conduce fino a 1-2 MPa. Da questa analisi lo sforzo di attrito è separato in due parti, una uguale per grandezza allo sforzo posteriore (e avente presumibilmente la stessa causa fisica), e l'altra, più piccola, si divide, in primo luogo a causa del trascinamento improvviso di un intaglio da parte delle dislocazioni a vite che fanno la spola nei canali tra i circuiti di connessione.

Ulteriori analisi del comportamento di questi sforzi suggerisce che i circuiti di connessione partecipano pienamente alla deformazione ciclica per mezzo di connessioni coordinate che si capovolgono nella maniera illustrata nella fig. 4.47. Vale a dire che i circuiti di connessione sono idealizzati come reticoli di Taylor, in cui le dislocazioni sono viste come infinitamente lunghe piuttosto che consistere in connessioni dipolari come accade in realtà, e sono concepite per deformarsi mediante file scorrevoli di dislocazioni di segno opposto l'una accanto all'altra.

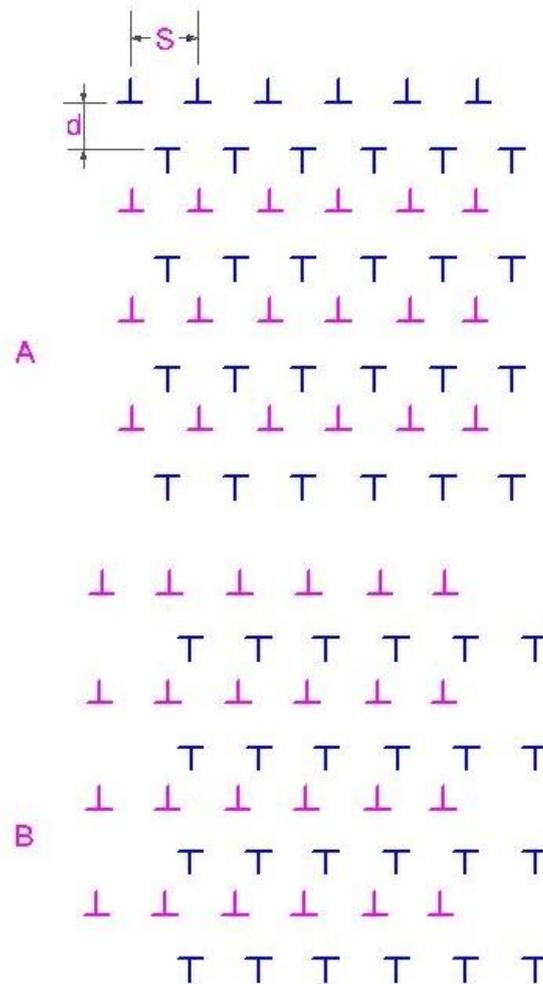


Figura 4.47: reticolo di dislocazione di Taylor corrisponde ad una descrizione idealizzata della struttura nei circuiti di connessione (a) prima di tagliare l'estremità superiore del reticolo a sinistra rispetto al fondo e (b) dopo.

In pratica i reticoli di Taylor non sono ideali, essendo la densità delle connessioni maggiore all'esterno dei circuiti che all'interno, essendo le connessioni di lunghezza finita, inoltre i reticoli potrebbero non essere abbastanza uniformi dappertutto per evitare il ribaltamento delle connessioni individuali, in coordinazione con il ribaltamento sincronizzato.

L'essenza fisica della teoria è che, ai limiti di deformazione dei cicli, la mole dello sforzo è sostenuta dai circuiti di connessione, così che lo sforzo posteriore equivale grosso modo ad una metà dello sforzo a cui i circuiti di connessione si deformerebbero in assenza di attrito, dal momento che essi occupano solo metà del volume. La parte dello sforzo di attrito che è uguale allo sforzo posteriore si verifica poiché i movimenti di dislocazione all'interno dei circuiti di connessione sono irreversibili (in senso meccanico) per ogni dislocazione non appena essa si inverte con i suoi vicini di segno opposto. Così questo componente dello sforzo di attrito, insieme allo sforzo posteriore, è dato dallo sforzo di ribaltamento del reticolo di Taylor. Sono stati elaborati

molti aspetti dell'incrudimento rapido, inclusi gli aspetti anelastici e le forme dei cicli di isteresi. Uno degli interessanti effetti comportamentali dei circuiti di connessione è che il movimento anelastico dei sub-reticoli del reticolo di Taylor producono un'apparente riduzione dei moduli elastici tangenziali quando gli sforzi applicati sono più bassi dello sforzo di ribaltamento. Vi è un problema, comunque, con la quantità della riduzione del modulo elastico tangenziale risultante dalla polarizzazione elastica dei dipoli di dislocazione, che Kuhlmann-Wilsdorf calcola come troppo grande in confronto all'effetto del modulo elastico tangenziale misurato sul rame a fatica mediante tecnica di attrito interno. Ciò perché i circuiti di connessione non contengono le dislocazioni infinitamente lunghe di un reticolo di Taylor ideale. In realtà, le aree interessate dagli spostamenti delle dislocazioni dei dipoli sono ridotte dall'esigenza che i segmenti devono ritirarsi fra le estremità dei dipoli i quali mostrano una vasta gamma di lunghezze.

E' necessario collocare questo modello nel contesto appropriato dell'incrudimento rapido. Come già citato, l'incrudimento ha luogo per moltiplicazione delle dislocazioni primarie, delle quali molte restano intrappolate come dipoli di dislocazione a spigolo. I circuiti di dipoli agiscono dunque come ostacoli per il movimento delle dislocazioni a slittamento primario. In questo primo stadio dell'incrudimento, le dislocazioni a vite scorrono su lunghe distanze nei canali tra i circuiti di connessione, e i sub-reticoli di Taylor si capovolgono l'uno relativamente all'altro parecchie volte nello spazio tra le connessioni. In questo slittamento, lo sforzo passante controlla l'incrudimento. Successivamente, nell'incrudimento rapido, quando la frazione di volume dei circuiti di connessione si è accumulato considerevolmente, le dislocazioni a vite del canale scorrono su distanze più brevi e le connessioni potrebbero non compiere un singolo ribaltamento ma semplicemente oscillare intorno alle loro posizioni di equilibrio. Se il campione è spinto a deformarsi più di quanto i canali e i circuiti di connessione possano sopportare a questo punto, si verificano bande di scorrimento persistenti mediante localizzazione della deformazione. La fig. 4.48 mostra schematicamente il modello per la transizione dai circuiti di connessione alle PSB, che si ritiene aver luogo eliminando le dislocazioni dall'interno dei circuiti di connessione e permettendo al rivestimento esterno di diventare la parete della PSB.

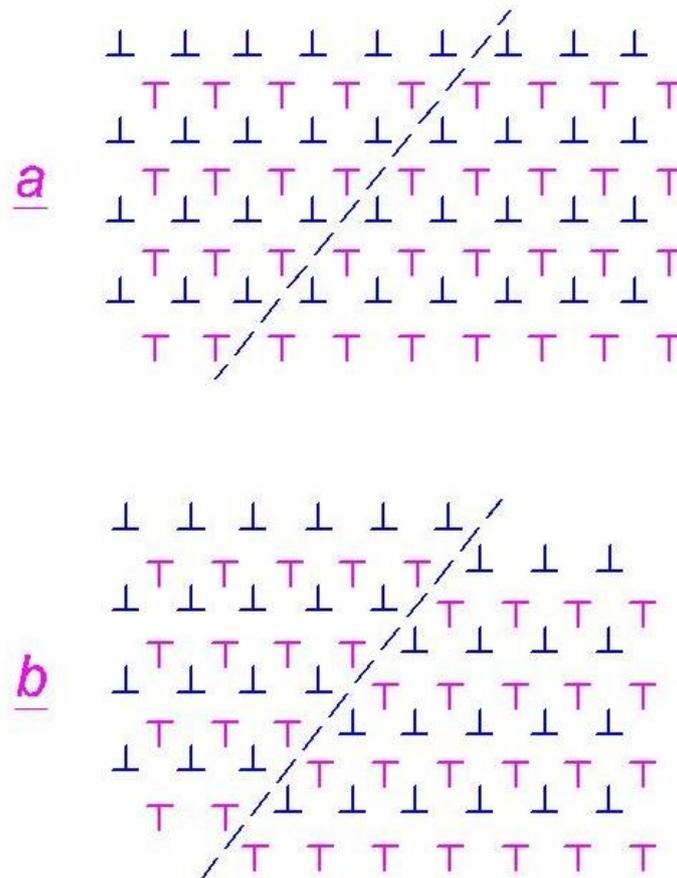


Figura 4.48: meccanismo con il quale le dislocazioni all'interno dei circuiti di connessione vengono annichilate mediante scorrimento su un sistema secondario (a) prima di uno scorrimento secondario, con piano indicato dalla linea tratteggiata; (b) dopo uno scorrimento secondario, con i sub-reticoli positivi e negativi di Taylor allineati per annichilimento.

In altre parole, i circuiti di connessione sono convertiti in una serie di pareti di dislocazione dipolari, abbastanza uniformemente separate, densamente raggruppate che, osservate in elevazione (ad es. in una sezione $[\bar{1}2\bar{1}]$ TEM perpendicolare al piano di scorrimento primario) somigliano molto ad una struttura a scala. Lo scorrimento secondario, stimolato dagli stessi sforzi propri delle dislocazioni primarie, verificandosi lungo la linea tratteggiata indicata nella fig. 4.49, agisce traslando i sub-reticoli delle dislocazioni di segno opposto in posizioni ad esse favorevoli per annichilirli tramite lo slittamento. Le connessioni residue ed i detriti sono quindi spazzati via nelle pareti per formare la ben nota struttura a scala delle PSB. In questo tipo di modello, dunque, i circuiti di connessione si decompongono dall'interno, un processo che potrebbe richiedere un certo numero di cicli. Da un altro punto di vista, si è ritenuto che le PSB si formino all'esterno dei circuiti di connessione attraverso un processo che crea una banda di intaglio la quale penetra attraverso molti circuiti. Questo tipo di processo potrebbe verificarsi se il cristallo è improvvisamente spinto a sopportare una deformazione maggiore di quanto stiano sperimentando le sue attuali PSB (mediante un improvviso aumento dell'ampiezza). Le "corde" potrebbero essere delle PSB incipienti create dalla penetrazione esterna dei circuiti di connessione.

Vi è una grande quantità di prove disponibili le quali mostrano che lo scorrimento secondario stimola la formazione di PSB. Ad esempio, nei policristalli le PSB sono frequentemente trovate a nucleare accanto ai geminati, spesso parallele ad essi quando il grano contiguo al geminato ha il suo sistema primario parallelo al confine del geminato. In tale situazione la concentrazione di sforzo del geminato agisce innalzando gli sforzi del sistema secondario. Un esempio di PSB adiacente al confine di un geminato è mostrato nella fig. 14a. La fig. 14b mostra un esempio di pareti di PSB che sono state nucleate in posizione adiacente agli scalini del confine di un geminato, ancora una volta presumibilmente a causa delle loro concentrazioni di sforzo e del loro effetto locale nell'aumentare lo sforzo sui sistemi di scorrimento secondario.

E' interessante che lo sforzo necessario a nucleare le PSB diminuisca ad ampiezze maggiori all'interno del plateau della CSSC a causa della maggiore densità delle dislocazioni secondarie, e le strutture irregolari che prevalgono ad ampiezze maggiori rendono la transizione più facile. I circuiti di connessione prodotti dal carico progressivo non sono in grado di trasformarsi così rapidamente, nonostante il contenuto della loro dislocazione secondaria, poiché sono più duri e più uniformi.

La deformazione cumulativa (punto di transizione) alla quale le connessioni nei circuiti cessano di slittare durante l'incrudimento rapido è stata trattata semi-quantitativamente; questo trattamento consiste in un aggiustamento della teoria di Kuhlmann-Wilsdorf e descrive la variazione del punto di transizione con l'ampiezza della deformazione, ed anche la dipendenza dello sforzo di attrito e dello sforzo posteriore dall'ampiezza della deformazione e dall'orientamento dei cristalli. Il modello iniziale di Kuhlmann-Wilsdorf supponeva la costanza degli sforzi di attrito e posteriori attraverso il plateau della CSSC, e questa supposizione non è valida.

Neumann ha modellato la geometria dei circuiti di connessione mediante tecniche computerizzate ed ha confermato la morfologia del reticolo di Taylor. I suoi risultati concordano in termini generali con quelli di Kuhlmann-Wilsdorf, ma di nuovo vi sono alcune piccole differenze, ad esempio Neumann calcola una configurazione di rete diversa per il reticolo di Taylor. In un reticolo di Taylor regolare, i nuclei di dislocazione (visti nel piano x-y, l'asse z corrispondente alle linee di dislocazione) formano un reticolo rettangolare bidimensionale centrato. Come mostrato nella fig. 4.49, il reticolo ha un aspect ratio (allungamento o rapporto fra la dimensione maggiore e quella minore) circa pari a 2. Inoltre, Neumann scoprì che i circuiti di connessione di misura finita non sono sempre stabili (i reticoli di Taylor sono formalmente considerati infiniti), e vi sono alcune forme dei reticoli di Taylor che si decompongono spontaneamente ad uno sforzo imposto pari a zero.

E' interessante indagare se le forme previste dai calcoli computerizzati possano essere osservate nella forma semplice. Le linee generali dei circuiti di connessione possono essere meglio osservate in sezioni $[1\bar{2}1]$, cioè normali sia rispetto al vettore di Burgers primario $[\bar{1}01]$, sia al piano di scorrimento normale, $[111]$. Un esempio tipico è mostrato nella fig. 4.50. Le forme si rivelano irregolari ma hanno faccette che grosso modo si adattano al requisito di stabilità quadrupolo. Si vedrà anche che i circuiti di connessione sono separati in modo piuttosto uniforme e che esistono tra essi canali distinguibili ad angoli di circa 20° e 35° rispetto al piano di scorrimento primario. Questi canali suggeriscono un possibile ruolo delle dislocazioni secondarie nella morfologia dei circuiti di connessione. La struttura mostrata nella fig. 4.50 è stata ottenuta dopo lunghe esposizioni cicliche mediante una macchina ad alta frequenza, quando le dislocazioni secondarie venivano abitualmente osservate con il TEM.

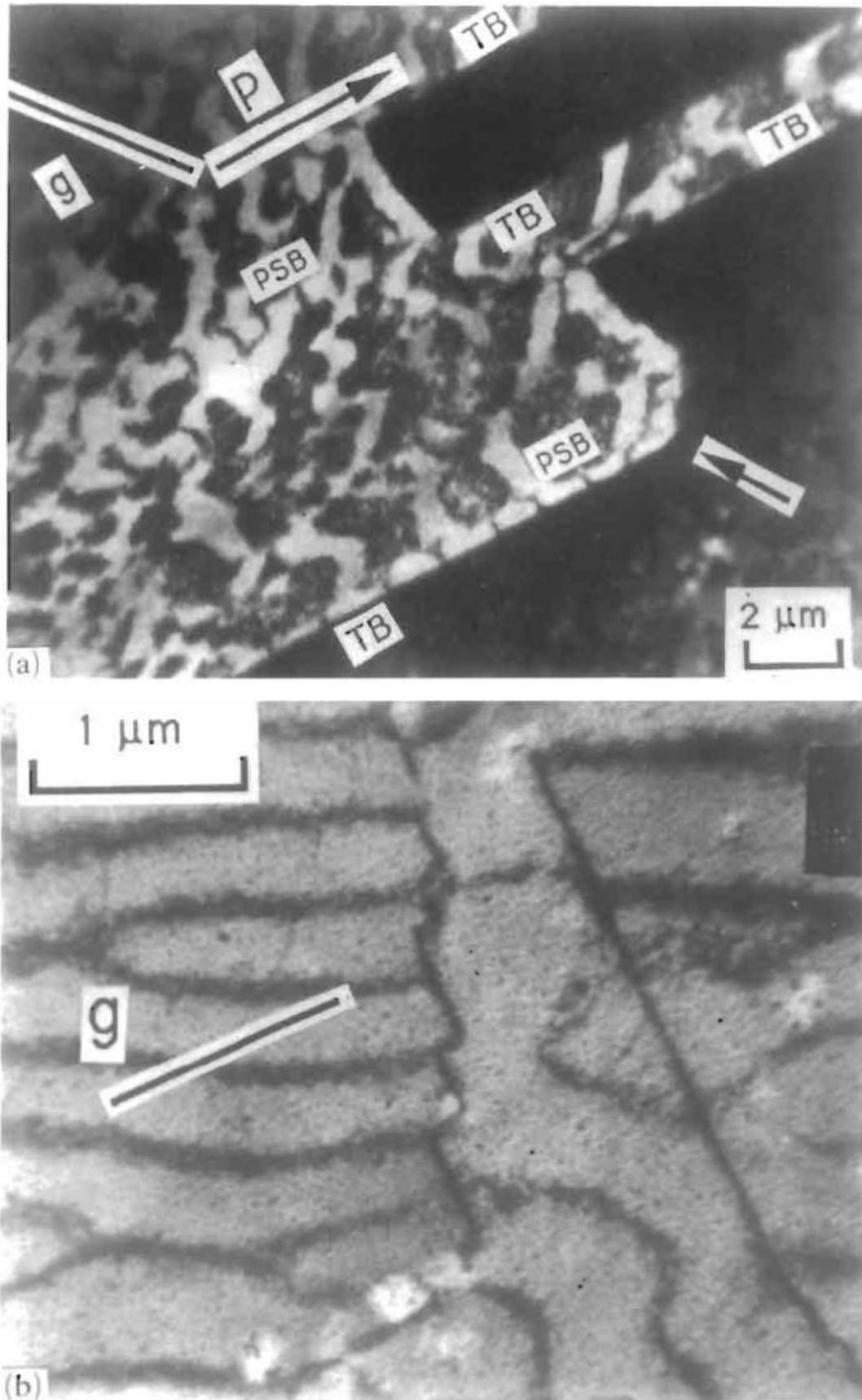


Figura 4.49: formazione di parete dipolare stimolata da concentrazioni di sforzo provenienti dai confini di un geminato (TB) nel rame: (a) PSB parallele e adiacenti a TB; (b) pareti che emanano da scalini di un TB. Le regioni geminate sono vicine alla condizione di Bragg in (a) e perciò appaiono scure ma contengono circuiti di connessione.

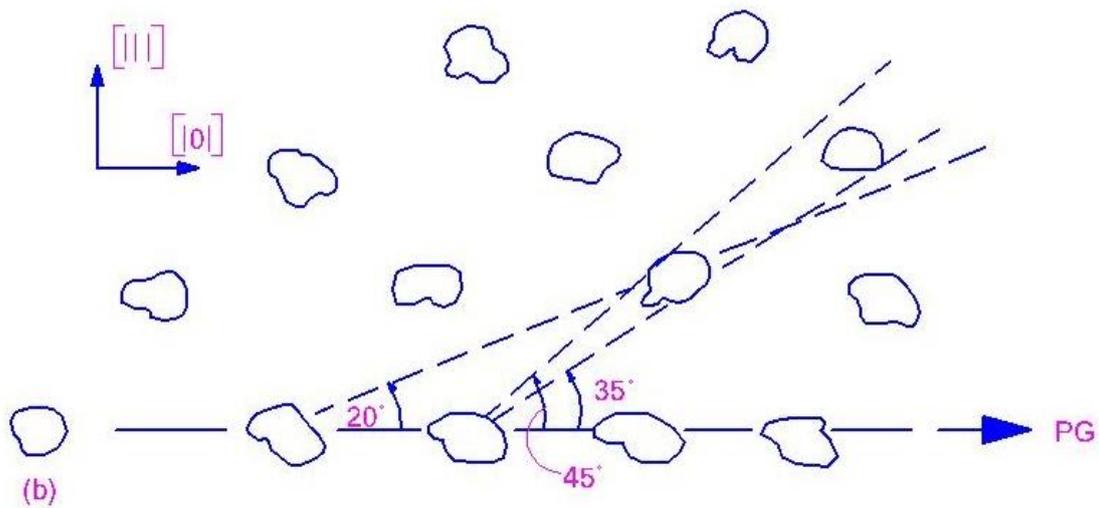


Figura 4.50: linee generali dei circuiti di connessione e la struttura dei canali che li separano nel rame monocristallino visto lungo la direzione $[1\bar{2}1]$: (a) struttura effettiva; (b) allineamento del circuito di connessione indicato schematicamente.

Inoltre, persino nelle basse frequenze, fu scoperto che dislocazioni secondarie appaiono nei circuiti di connessione ad ampiezze uguali, o inferiori, rispetto alla soglia indicata in precedenza se l'operazione ciclica si estende abbastanza a lungo. La presenza di questi dipoli secondari esercita un'influenza stabilizzante sui circuiti di connessione e provoca deviazioni dalle morfologie semplici.

Dal momento che è ben nota l'esistenza di dislocazioni secondarie nei circuiti di connessione, i modelli del loro comportamento che trattano solo le dislocazioni primarie devono essere semplicistici. Prendendo in considerazione quelle secondarie, si sviluppò un modello per spiegare le direzioni cristallografiche specifiche adottate dai confini dei circuiti di connessione e dalle pareti dipolari di dislocazione. Se più di un sistema di scorrimento è coinvolto nello sviluppo di una struttura di dislocazione (e due sistemi sembrano operare in molte condizioni di fatica persino ad ampiezze piuttosto basse), la struttura consiste di appropriate sovrapposizioni di dipoli dai sistemi che vi contribuiscono. I modi in cui ciò può essere fatto sono illustrati schematicamente nella fig. 4.51. Se le connessioni con il vettore di Burgers b_1 sono estese nella direzione n_1 , e quelle con il vettore di Burgers b_2 nella direzione n_2 , allora i dipoli di dislocazione possono essere sovrapposti in pareti (o confini dei circuiti di connessione) in tre direzioni: $a = n_1 + n_2$, e $b = a \times c$, cioè le pareti o confini adottano una direzione che corrisponde "in media" alle configurazioni dipolari. Orientamenti molto pronunciati possono essere prodotti nei circuiti di connessione se un cristallo è dapprima sottoposto a ciclo ad ampiezze elevate per introdurre una struttura a celle basata su parecchi vettori di Burgers, e il cristallo è successivamente sottoposto ad operazioni cicliche a basse ampiezze per convertire le celle in circuiti di connessione ben sfaccettati che ereditano le dislocazioni secondarie.

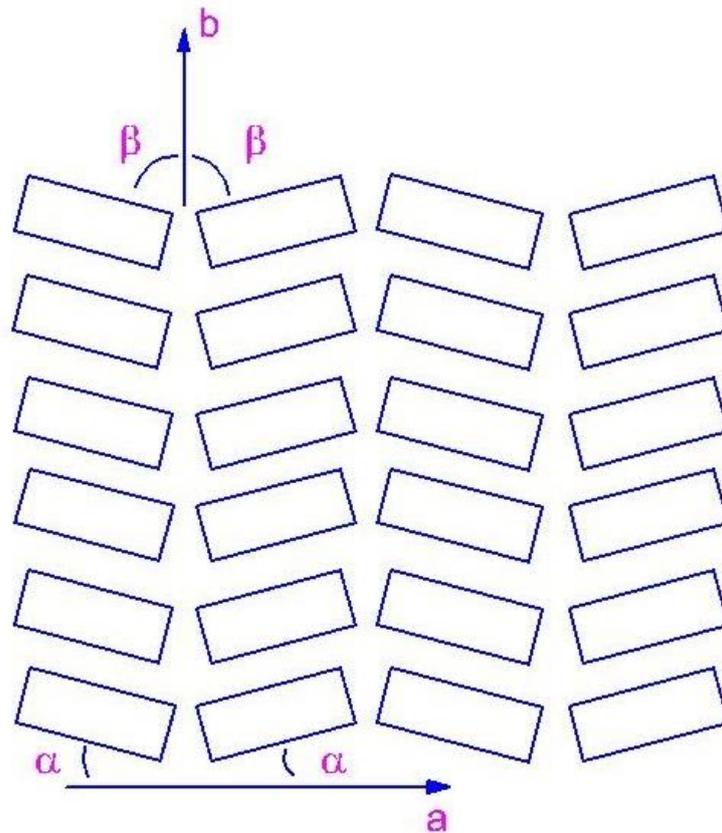


Figura 4.51: disegno schematico bidimensionale di possibili sistemazioni sovrapposte tridimensionali che possono essere costruite da connessioni dipolari aventi due diversi vettori di Burgers. I lunghi segmenti delle connessioni corrispondono ai due sistemi, come visto nel piano contenente entrambi gli orientamenti dei segmenti lunghi. Vi sono altri modi per sovrapporre queste connessioni, in aggiunta al piano mostrato, che ha la sua direzione di sovrapposizione normale rispetto al foglio; le altre due direzioni sovrapposte sono parallele alle direzioni indicate a e b.

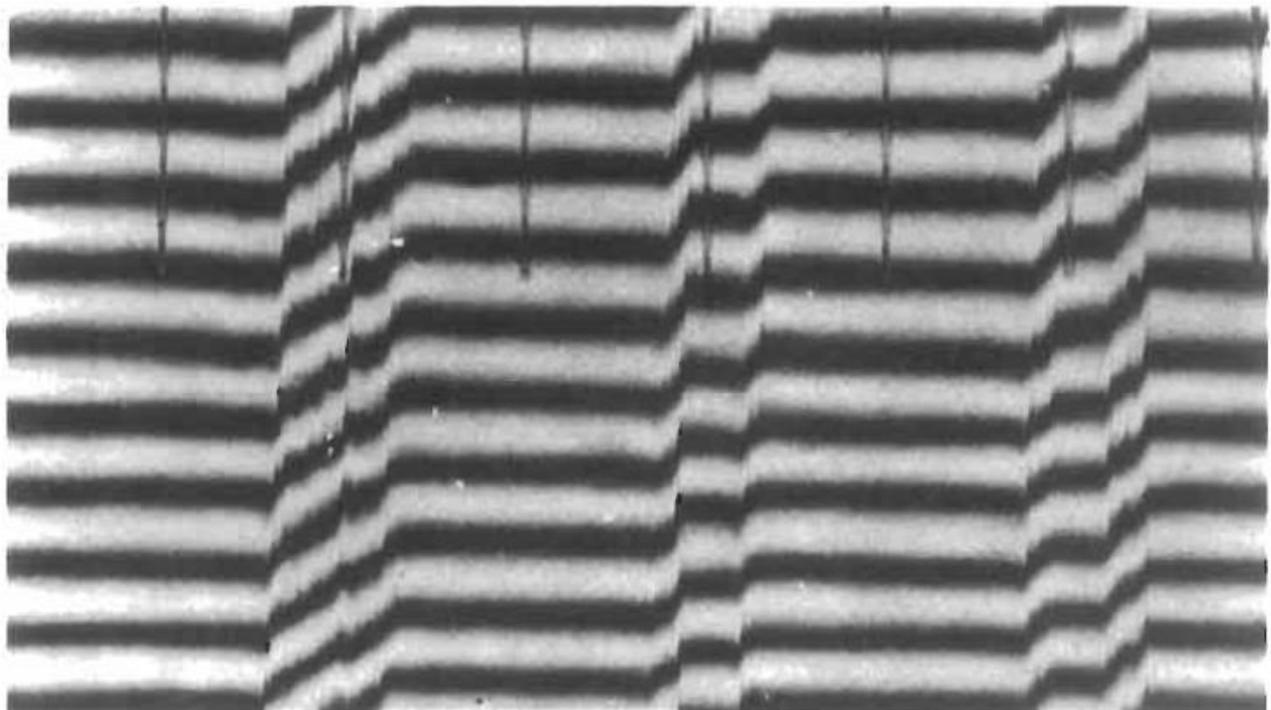
Mughraby ha modellato la plasticità ciclica nei circuiti di connessione attraverso un modello composito in cui vede i circuiti di connessione ed i canali quali fasi rispettivamente dure e morbide. Egli quindi considera la deformazione di intaglio compatibile nella direzione del vettore di Burgers primario, nella condizione di deformazione uniforme totale γ_{tot} . Mughrabi evidenzia che questa è l'idea fondamentale alla base del modello di Masing della plasticità dei policristalli dove i diversi grani sono considerati come un vasto numero di componenti aventi differenti limiti elastici. Quando la struttura bifasica provocata dall'incrudimento rapido è esposta allo sforzo, gli elementi del canale più dolci cederanno plasticamente quando $\gamma_{tot} = \tau_2/G$, essendo τ_2 il limite di snervamento dei canali e G il modulo elastico tangenziale. Dopo il cedimento degli elementi del canale, lo sforzo imposto aumenterà ulteriormente con un modulo elastico tangenziale apparente $f_1 G$ (essendo f_1 la frazione di volume dei circuiti di connessione) finché i circuiti di connessione più duri scorreranno plasticamente a $\gamma_{tot} = \tau_1/G$ (τ_1 è il limite di snervamento dei circuiti di connessione). A questo punto i canali avranno già subito una deformazione plastica di scorrimento $\gamma_{pl} = (\tau_1 - \tau_2)/G$. Successivamente lo sforzo di taglio, τ , rimane costante ed è ora uguale al limite elastico macroscopico del materiale composito dato da $\tau = f_1 \tau_1 + f_2 \tau_2$, essendo f_2 la frazione di volume dei

canali. Per applicare questo modello, si utilizzò meccanismi di dislocazione per calcolare τ_1 e τ_2 . Questi meccanismi erano: 1) dislocazione a vite che si curva nei canali chiari fra i circuiti di connessione e 2) connessioni che si ribaltano nei circuiti di connessione. Sembra esservi un forte consenso sul comportamento della dislocazione nei circuiti di connessione prodotti dall'incrudimento rapido.

Comportamento di saturazione e localizzazione della deformazione:

La fig. 4.52 mostra un'altra importante caratteristica del comportamento della PSB - la deformazione all'interno della PSB non è uniforme ma tende ad essere ulteriormente localizzata vicino al confine della matrice della PSB. Si noti che le distanze dal rilevamento di base dello scorrimento sono maggiori in questa regione. Tale osservazione spiega la tendenza delle PSB a formare cricche all'interfaccia della matrice della PSB, poiché il meccanismo del danno risponde alla grandezza della deformazione totale.

Ora la deformazione plastica non è uniforme, persino all'estremità superiore del plateau, dove la lunghezza di gauge del cristallo è essenzialmente un'unica, larga PSB, ed anche la grandezza della deformazione localizzata nella PSB che ha prodotto la cricca fatale aumenta con l'incremento della deformazione imposta. Perciò, i cicli di vita a fatica dei cristalli diminuivano con l'aumento della deformazione, così che il comportamento del ciclo vitale normale di Coffin-Manson veniva osservato con una pendenza piuttosto ripida, $\sim -0,78$.



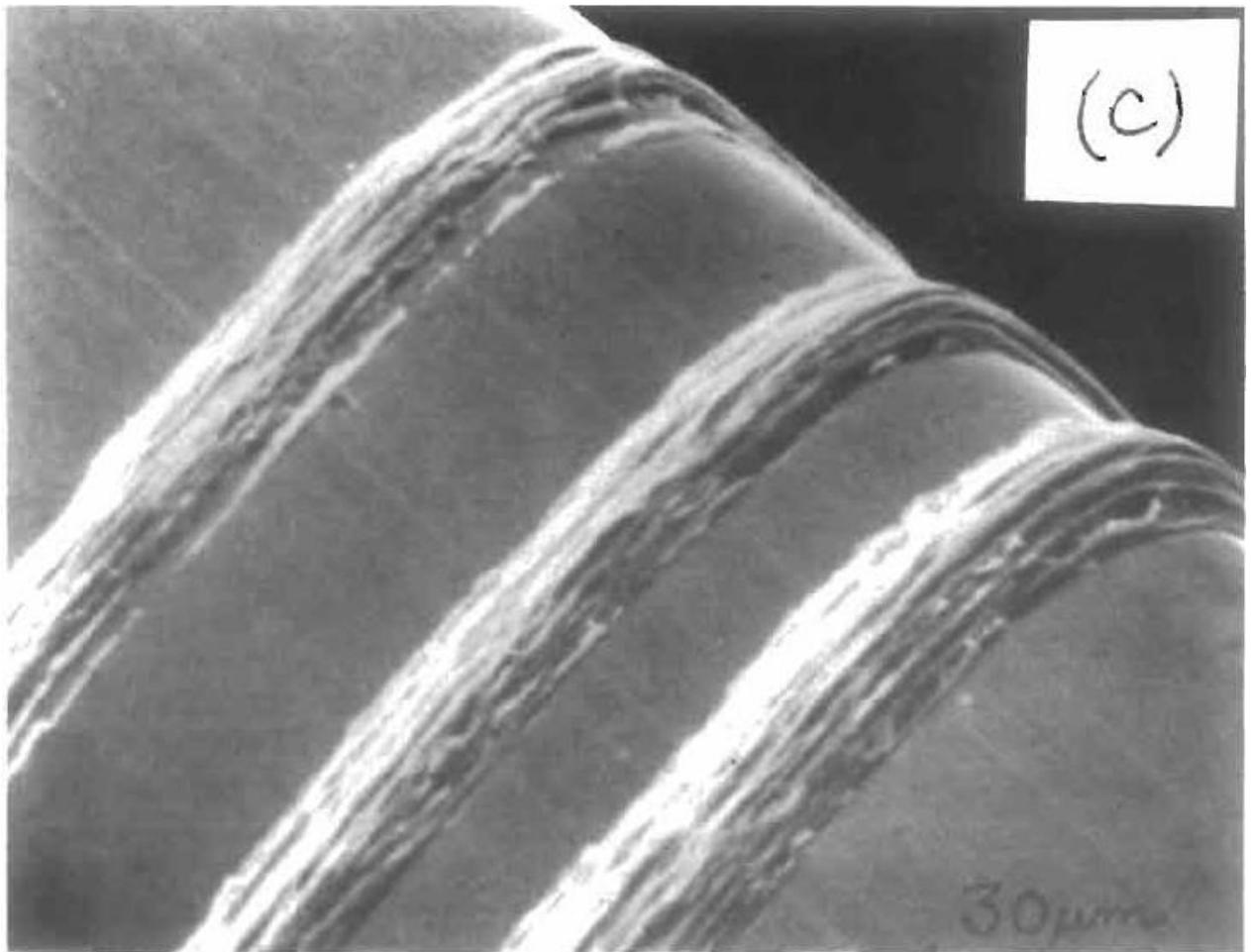
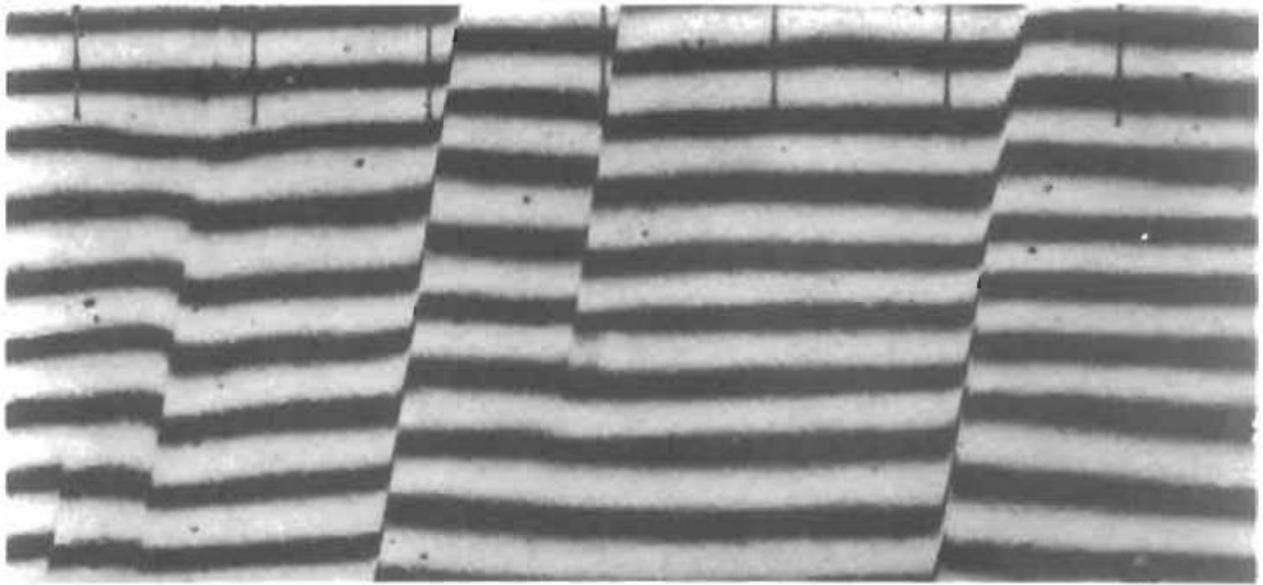


Figura 4.52: interferogrammi di monocristalli di rame dopo rilucidatura e deformazione in cicli parziali, che mostra concentrazioni di deformazione nelle micro-PSB: (a) ampiezza di deformazione plastica di scorrimento di $\pm 0,00125$ per 30.000 cicli, rilucidata e deformata in tensione; (b) deformazione plastica di scorrimento di $\pm 0,0025$. Si noti che la deformazione di scorrimento non è uniforme lungo le linee individuali. Segni di riferimento a $100 \mu\text{m}$ di distanza. (c) Aspetto effettivo delle PSB dopo deformazione lungamente accumulata (30.000 cicli ad una deformazione di $\pm 2 \times 10^{-3}$) che mostra protrusione e complessa morfologia di PSB.

Il comportamento di vita, perciò, risulta differente da quello osservato impiegando l'approccio progressivo nel testare i loro campioni. I cristalli furono perciò condizionati con strutture simili a quelle che si applicano all'estremità del plateau a bassa deformazione. Così, quando successivamente si convertì il controllo del test alla deformazione plastica, le PSB si comportarono più uniformemente e le vite dei cristalli, pur mostrando un ampio sparpagliamento, tendevano ad essere costanti. E' ben nota l'importanza degli effetti storici nel controllare i cicli di vita a fatica.

Come precedentemente notato, lo scorrimento secondario diventa sempre più attivo nel regime superiore del plateau. A deformazioni maggiori di $7,5 \times 10^{-3}$, l'estremità superiore, iniziano a verificarsi quantità significative di scorrimenti in sistemi diversi dal primario, e la struttura delle pareti delle PSB è frammentata in una struttura più complessa di celle che includono molteplici vettori di Burgers. Lo sforzo satura quando anche la misura della cella satura e la distribuzione della deformazione è più uniforme rispetto alle deformazioni più basse imposte. La fig. 4.53 mostra una visione tridimensionale delle strutture di dislocazione osservate in un monocristallo di rame sottoposto ad operazioni cicliche nella regione C della CSSC.

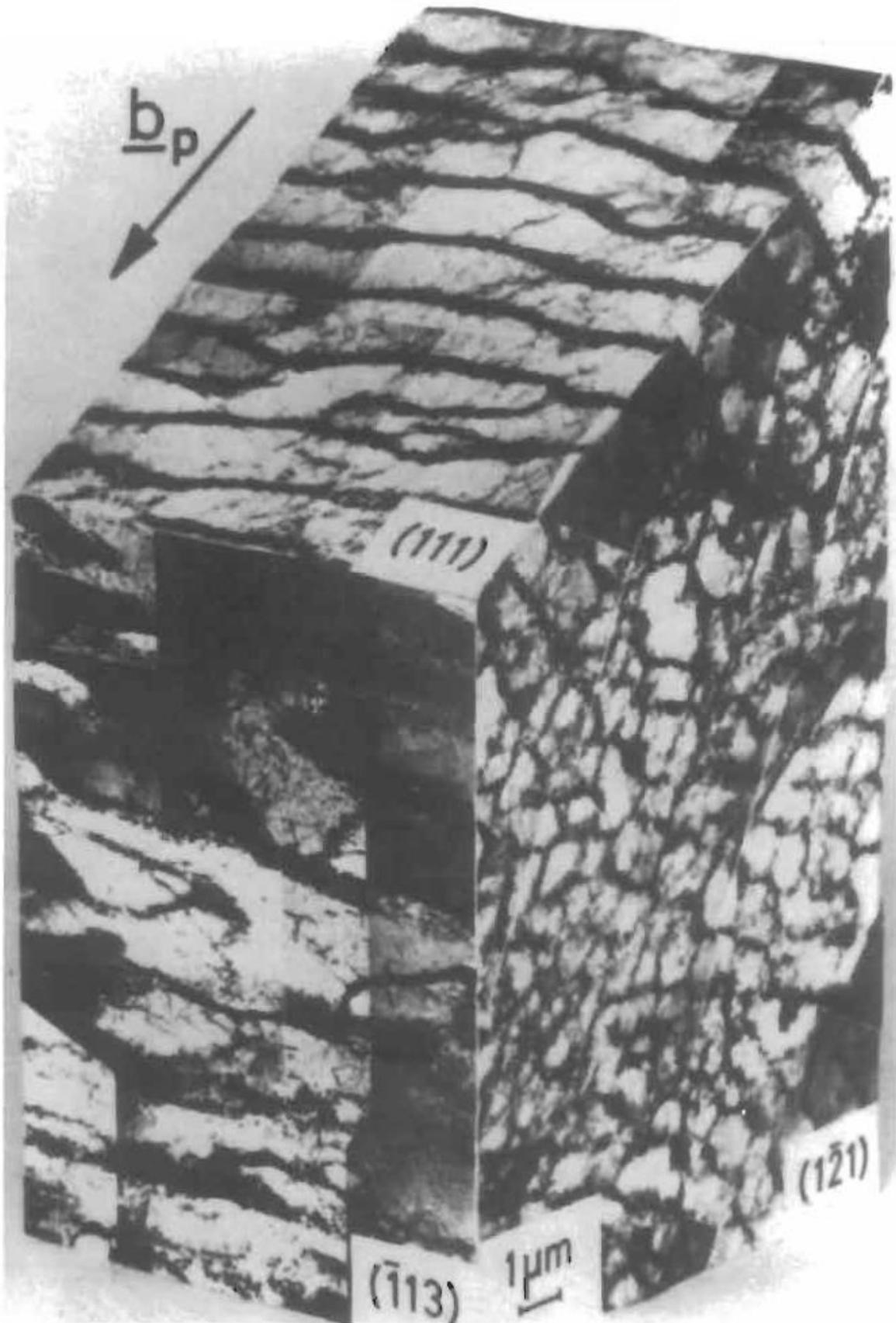


Figura 4.53: strutture a celle osservate in tre dimensioni in un monocristallo di rame saturato ad un'ampiezza di deformazione plastica di scorrimento di $1,45 \times 10^{-2}$. (Regione C, neutrone di strutture di dislocazione fissato in stato scarico).

Modelli di comportamento di dislocazione nelle bande di scorrimento persistenti: La nostra comprensione di come la deformazione localizzata si realizzi nelle PSB per mezzo dei meccanismi di dislocazione è basata per lo più su osservazioni delle strutture di dislocazione mediante TEM. Vista da una direzione normale rispetto al vettore di Burgers del sistema di scorrimento primario su cui si è formata la PSB, l'aspetto delle tipiche PSB strette è mostrato nella fig. 4.54. Le PSB sono strutture a scala inserite nella matrice dei circuiti di connessione. I pioli della scala, le pareti della PSB, consistono di dipoli di dislocazione angolare primaria che si raggruppano a formare dei tipi di multipoli visti, forse piuttosto idealisticamente, come pareti dipolari. La natura dipolare può essere notata poiché il contrasto di fondo del micrografo elettronico non varia da un lato all'altro delle pareti. La separazione media delle pareti è di circa 1,4 μm e la loro spaziatura non è precisamente uniforme.

A basse ampiezze di deformazione, le PSB occupano una frazione di volume relativamente piccola del cristallo. Con l'aumento dell'ampiezza della deformazione, i pioli delle PSB si estendono finché l'intera struttura non comprenda pareti dipolari di dislocazione.

Il modo in cui le dislocazioni scorrono nelle PSB per trasportare la deformazione localizzata è stato oggetto di molti studi. Vi appaiono due punti di vista diversi ma sovrapposti. Secondo uno di essi, si considera che le dislocazioni si ritirino dalle connessioni libere nelle pareti delle PSB dipolari e scorrono lungo il canale verso le pareti adiacenti, dove vengono intrappolate e parzialmente annichilite mediante l'interazione con le dislocazioni di segno opposto. Le dislocazioni a vite ad ogni lato di queste connessioni ricurve sono poi liberate per scorrere lungo i canali fino a quando non incontrano altre dislocazioni a vite di segno opposto che possono reciprocamente annichilirsi tramite uno scorrimento incrociato. In tal modo si ritiene che esista nelle PSB un equilibrio tra la moltiplicazione delle dislocazioni e l'annichilimento, e la struttura delle pareti è mantenuta stabile.

Il nucleo della deformazione della PSB è trasportato dalle dislocazioni a vite, e il valore della dislocazione è limitato dalla densità massima delle dislocazioni a vite sistemate in gruppi di uguale segno. Vi è comunque un problema con questo meccanismo di connessione-incurvatura: se le dislocazioni a vite dei canali sono continuamente annichilite, allora le pareti cresceranno grazie all'acquisizione di dislocazioni angolari dalle incurvature. Mughrabi ed i suoi collaboratori superano questa obiezione portando i dipoli di spaziatura inferiore (gli intrappolamenti mancati delle dislocazioni di segno opposto) a dissolversi spontaneamente tramite emissione di difetto puntuale, spiegando di conseguenza anche l'elevato contenuto di difetto puntuale delle PSB. Questo auto-annichilimento mediante scalata mantiene stabile la struttura delle pareti.

Secondo l'altro punto di vista, il ruolo delle dislocazioni a vite nei canali delle PSB è enfatizzato a spese del meccanismo di incurvatura angolare. La struttura dipolare delle pareti giustifica la prominenza del movimento delle dislocazioni a vite nei canali secondo una teoria di *dislocazioni a bassa energia* (LEDS). Queste dislocazioni a vite, scorrendo in gruppi dello stesso segno, si muovono in coordinazione tra le pareti delle PSB così da adagiare simultaneamente sulle pareti dislocazioni angolari di segno opposto in configurazione dipolare.

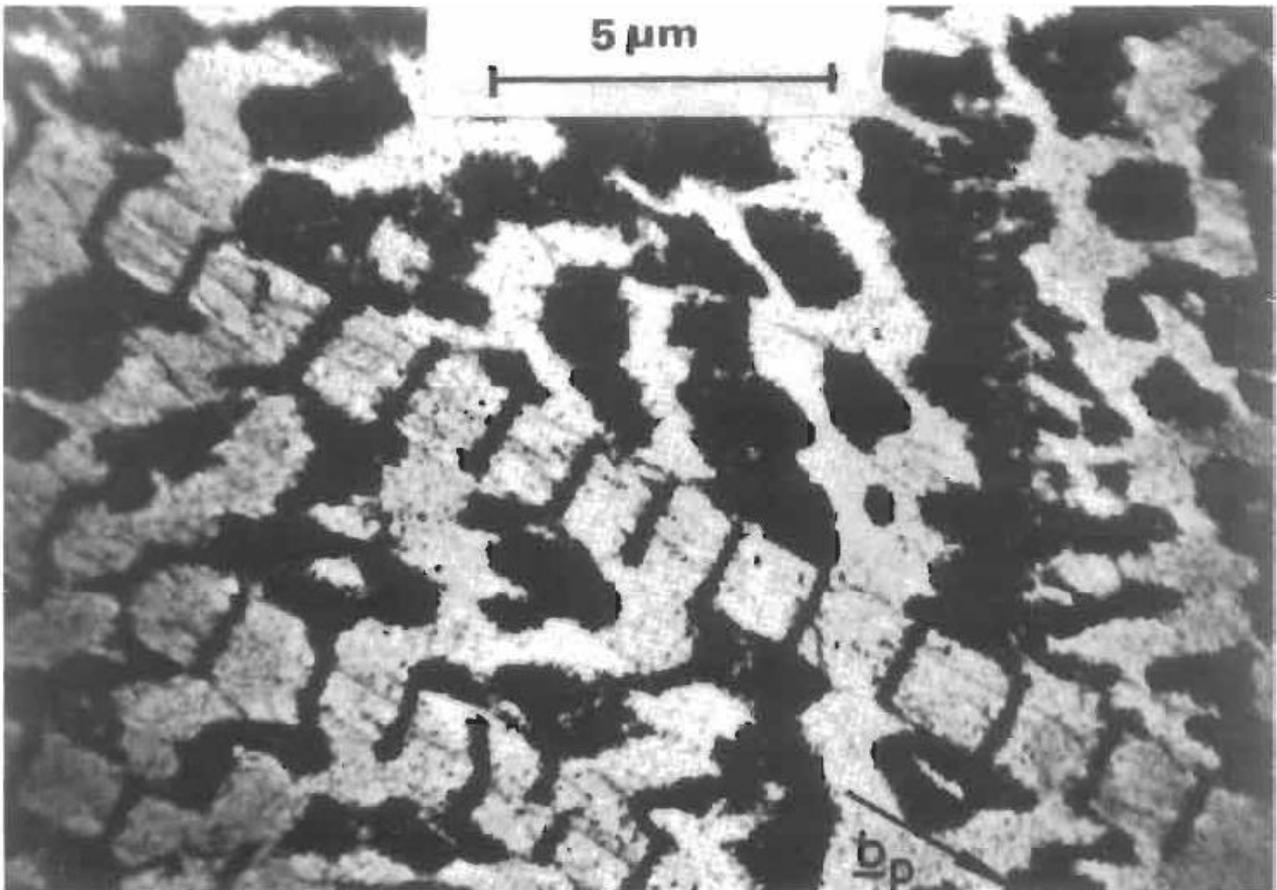


Figura 4.54 struttura a scala delle PSB in un cristallo di rame sottoposto ad operazioni cicliche ad un'ampiezza di deformazione nel plateau (neutrone di cristallo fissato in stato scarico; $[1\bar{2}1]$ fetta, piano di scorrimento primario(111)).

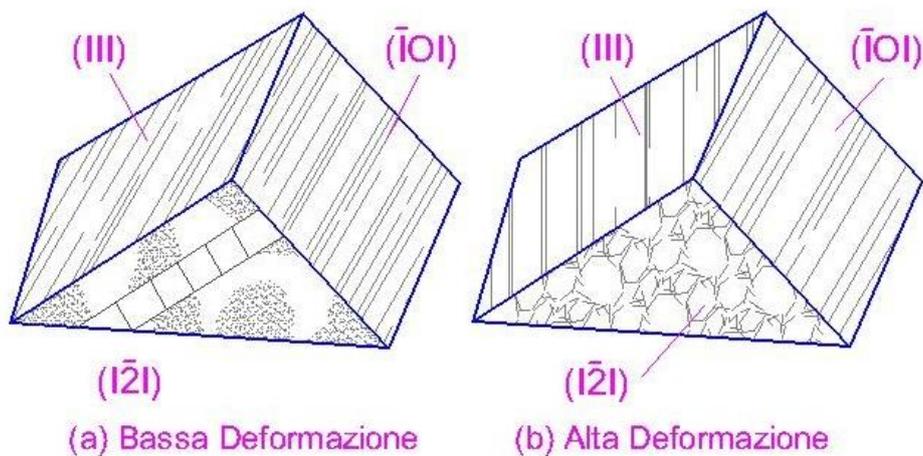


Figura 4.55: configurazione tridimensionale di dislocazioni in deformazioni di monocristalli di rame sottoposti ad operazioni cicliche a saturazione. (a) una singola, stretta PSB contenuta nella struttura matrice dei circuiti di connessione, (b) l'intero cristallo è una PSB.

La maniera dettagliata in cui ciò potrebbe essere realizzato è indicata nella fig. 4.56, una rappresentazione schematica di tre pareti di dislocazione adiacenti. Solo la parete a sinistra è mostrata nella sua struttura dipolare; le altre due pareti sono lasciate in bianco per meglio mostrare il comportamento coordinato delle dislocazioni a vite. Le dislocazioni a vite A, B, C nel canale 2 stanno posando dislocazioni angolari alle pareti, e i movimenti coordinati di A', B', C' si comportano analogamente nel canale 1, ma i loro piani di scorrimento atomistici sono a scalini rispetto a quelli nel canale 2. Così considerando la parete centrale, la dislocazione angolare negativa depositata da C¹ corrisponde come dipolo alla dislocazione angolare positiva di C. Le coppie coordinate nei dipoli sono unite da linee tratteggiate per mostrare la loro "connessione" attraverso lo spessore delle pareti. Sotto l'azione della deformazione applicata, le dislocazioni a vite scorrono verso chi legge, con l'incurvatura in direzione analoga. Quando un ciclo di deformazione è operante, le dislocazioni a vite invertono le loro direzioni di viaggio, raccogliendo dislocazioni angolari o depositandole in coordinazione. La particolare possibilità della struttura mostrata è considerata probabile, sul principio dei LEDS, poiché queste dislocazioni a vite coordinate mantengono l'equilibrio dipolare della struttura delle pareti e così la minore configurazione di energia delle dislocazioni. Non è necessario l'annichilimento mediante l'azione del difetto puntuale. La struttura di dislocazione è mantenuta unicamente per mezzo di un processo di scorrimento.

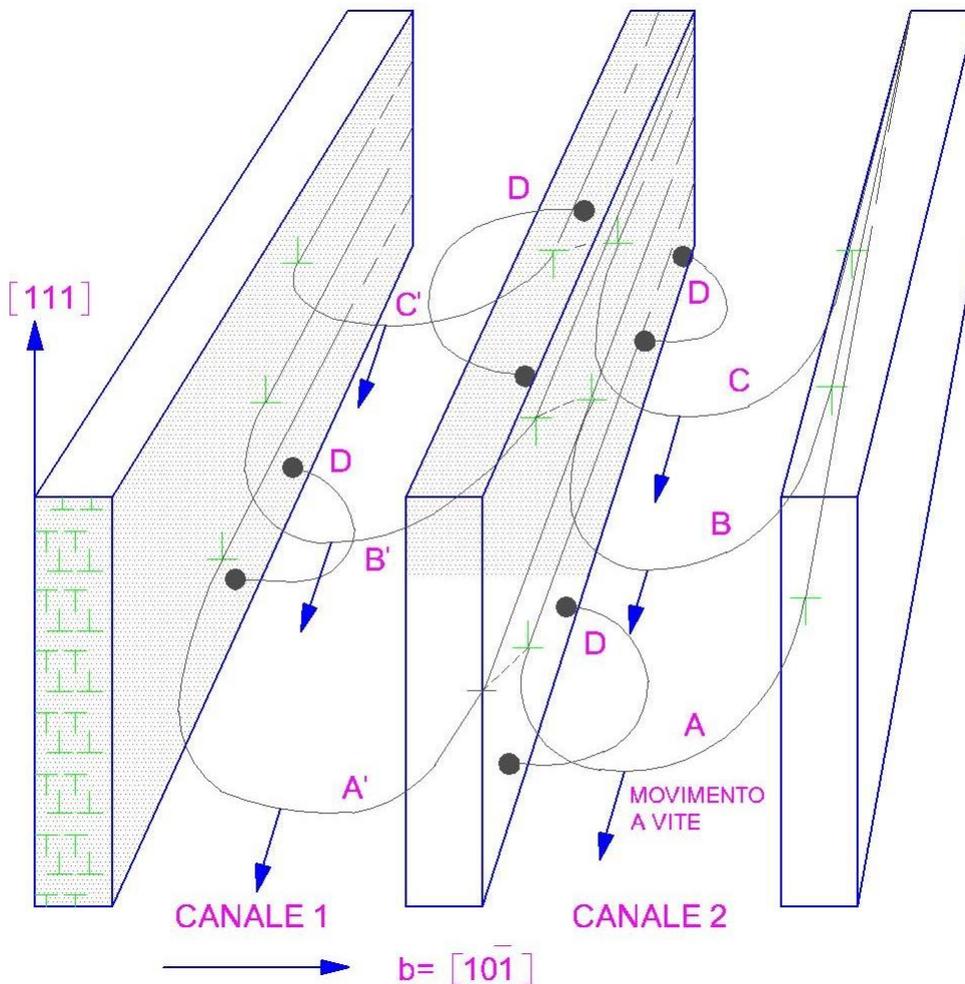


Figura 4.56: modelli di comportamento di dislocazione nelle PSB che mostrano sia il meccanismo di connessione a curva, D, sia i movimenti coordinati delle dislocazioni a vite A, B, C, ed A', B', C' attraverso le pareti. Si capisce che A', B' e C' sono posizionati più in basso di A, B e C così che le loro dislocazioni angolari combaciano come dipoli attraverso la parete centrale (connesse dalla linea tratteggiata). La struttura della parete dipolare mostrata nella parete di sinistra si applica anche alle altre.

La posizione più ragionevole sembra essere quella secondo cui si verificano sia il meccanismo coordinato di dislocazione a vite, sia il meccanismo di dislocazione delle connessioni a curva, ma in misura diversa. Per buona misura, dunque, la fig. 4.56 mostra entrambi i meccanismi, e la prova sperimentale sembra indicare tutti e due. In questa connessione, è difficile usare un TEM regolare per sostenere questo punto, perché le dislocazioni a vite sfuggono dalla lamina durante la preparazione del campione. Comunque, Mughrabi e i suoi collaboratori irradiarono i campioni tenuti sotto carico così da mantenere in sede le dislocazioni a vite durante la preparazione del campione TEM. Nella fig. 4.57 sono mostrate fotografie rappresentative scattate parallelamente al piano di scorrimento. La fig. 4.57a mostra una regione in cui la connessione a curva è chiaramente dominante, e la fig. 4.57b mostra regioni dove le dislocazioni a vite, incurvate sotto sforzo, sono raggruppate con lo stesso segno come si può vedere dalla similarità della loro incurvatura, e sono coordinate attraverso le pareti del canale.

Sono stati proposti dei modelli per spiegare il limite elastico del plateau (cioè la deformazione della PSB) sulla base dei modelli di dislocazione sopra descritti. Questi modelli hanno molto in comune; tuttavia l'approccio composito impiegato da Mughrabi ha il merito della semplicità e viene descritto come segue:

Si consideri una PSB a saturazione con la tensione-deformazione applicata a zero. Quando lo sforzo è applicato, il cristallo dapprima si deforma elasticamente e poi inizia a cedere, inizialmente nei canali a causa della loro minore densità di dislocazione e della loro ampia distanza di incurvatura Frank-Read, cioè l'ampiezza del canale. Con l'accumulo dello sforzo le pareti inizieranno a cedere, ma a questo punto i canali avranno già sperimentato una deformazione plastica data dalla differenza dei limiti elastici delle pareti e dei canali divisi dal modulo elastico tangenziale. Le larghe deformazioni locali percepite come distanze dal rilevamento di base dello scorrimento, facilmente misurabili alla superficie, implicano che infine la deformazione plastica è continua attraverso la struttura pareti/canali delle PSB, e questo risultato supporta l'assunto che la deformazione totale sia la stessa nelle pareti e nei canali. Ciò significa che le dislocazioni angolari depositate sulle pareti le infiltrano, i dipoli si capovolgono all'interno delle pareti e nuove dislocazioni si incurvano fuori dalle pareti. Sull'assunto della continuità della deformazione totale, Mughrabi esprime lo sforzo applicato τ_a come:

$$\tau_a = f_w \tau_w + f_c \tau_c$$

(4)

dove f_w e f_c sono rispettivamente le frazioni di volume delle pareti e dei canali e τ_w e τ_c i limiti elastici delle pareti e dei canali. In altre parole, si applica la regola dei miscugli.

Vi è una leggera differenza nella deformazione *plastica* delle pareti e dei canali poiché il limite elastico nelle pareti è maggiore, così è più elevata la loro deformazione elastica. Il limite elastico delle pareti è espresso in termini di sforzi locali adiacenti alle pareti dipolari. Mughrabi misurò i limiti elastici nelle pareti e nei canali esaminando le curvature delle dislocazioni fissate in ognuna delle regioni mediante irradiazione dei neutroni ed esame TEM. Egli trovò che $\tau_w = 90$ MPa e la media $\tau_c \approx 15$ MPa, cioè in forte approssimazione con lo sforzo di Frank-Read. Dal momento che le frazioni di volume delle pareti e dei canali sono rispettivamente 20 e 80% nella sezione da lui analizzata, la regola dei miscugli prevede correttamente lo sforzo del plateau come ~ 28 MPa. Le frazioni di volume osservate nelle sezioni $[1\bar{2}1]$ prese perpendicolarmente alle pareti (le strutture "a scala") mostrano generalmente valori in qualche modo più bassi, ad es. 10 e 90%, ma i volumi interessati dagli sforzi elastici si estendono al di là dei volumi effettivamente occupati dalle dislocazioni.

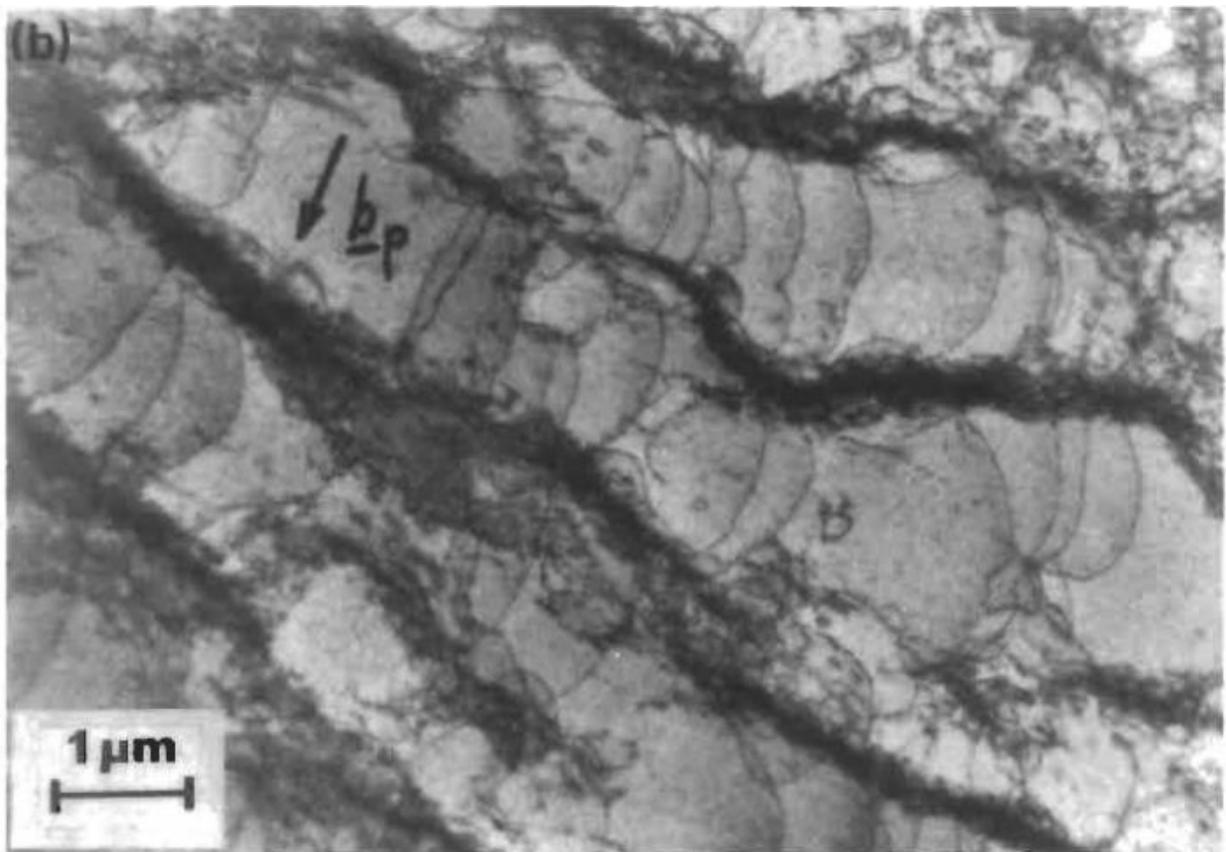
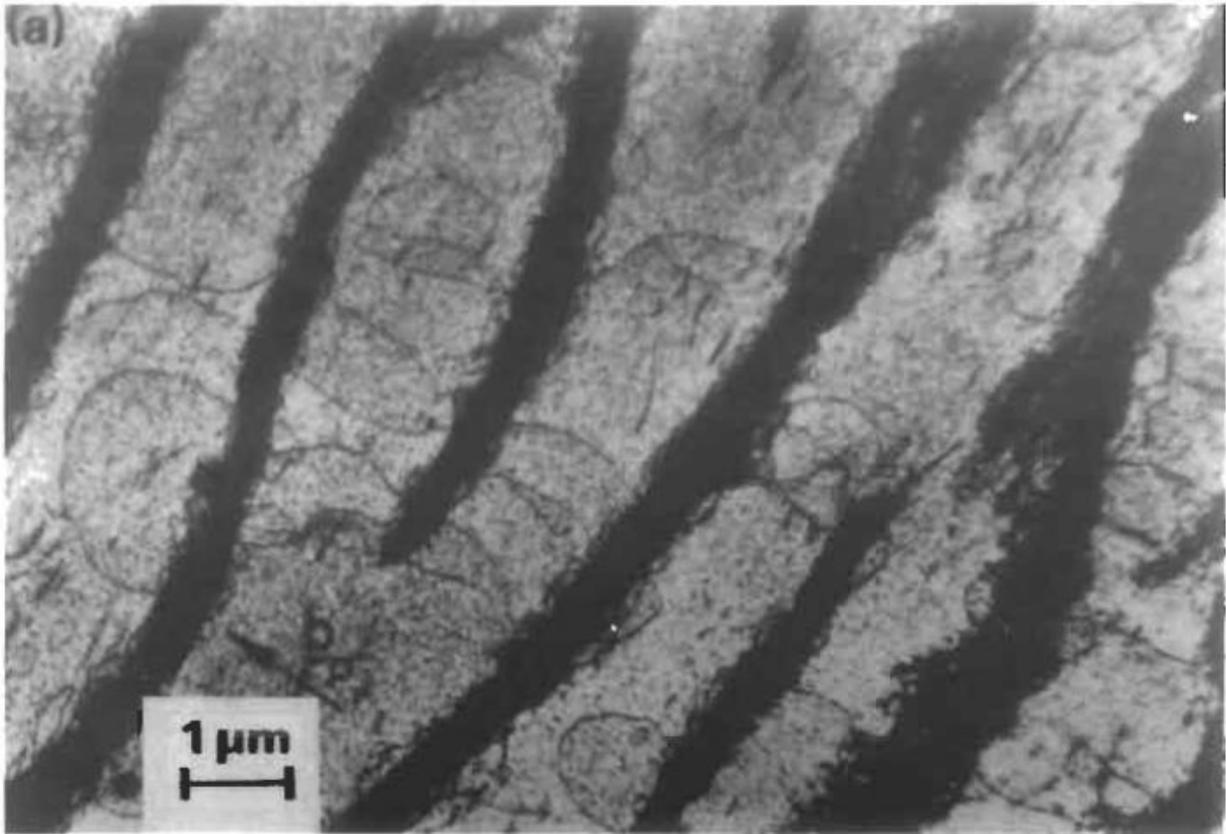


Figura 4.57: sistemazione di dislocazioni in una PSB di un monocristallo di rame a fatica (neutrone irradiato nello stato di sforzo applicato: sezione parallela al piano di scorrimento primario).

Si è già notato che la dissoluzione spontanea dei dipoli angolari mediante emissione di difetto puntuale consentiva alle pareti della PSB di rimanere stabili e produceva anche elevate densità di difetti puntuali. Inoltre, dal momento che molte deformazioni cicliche sono prodotte da dislocazioni a vite, che trascineranno gli intagli ed emetteranno difetti puntuali, ci si aspetta che le concentrazioni di difetto puntuale abbiano un'elevata fatica. Quest'elevata produzione di difetti puntuali è stata verificata tramite misurazioni della resistività elettrica, e si riflette anche in un'ampia dipendenza della temperatura dell'incrudimento da fatica.

Vi sono altre implicazioni per la produzione di difetti puntuali pesanti. Ad esempio, la formazione di protrusioni delle PSB come quelle mostrate nella fig. 4.57 è ritenuta essere connessa con l'aumentata produzione di difetti puntuali nelle PSB. Questo punto è stato discusso e sviluppato in un modello dettagliato, il quale afferma che la produzione di imperfezioni domina la produzione di difetti puntuali, causando in tal modo la protrusione. Tuttavia, vi è un'altra prova per indicare che gli interstiziali possono produrre effetti significativi in altre situazioni. In alcuni approcci sperimentali si è sottoposto ad operazioni cicliche una lega Al - 15% Ag invecchiata così da contenere zone GP a 77 K, ed hanno scoperto che i precipitati γ' avevano nucleato ed erano cresciuti durante una vita a fatica (ad elevata deformazione) durando solo nell'ordine di dieci minuti. Il solo meccanismo che potesse spiegare questa sorprendente cinetica della crescita dei precipitati era l'aumento del difetto puntuale dell'interdiffusività (i precipitati che si formavano erano ricchi d'argento); i meccanismi di diffusione a ciclo breve non erano adeguati senza un aumento della diffusività del volume. Dal momento che è improbabile che le imperfezioni siano mobili ad una temperatura così bassa, gli interstiziali sembrano essere la causa probabile di questo comportamento.

Le strutture delle pareti dipolari delle PSB derivano dalla preponderanza, in esse, di dislocazioni primarie. All'estremità superiore del plateau, dove inizia a verificarsi lo scorrimento multiplo, e specialmente nei policristalli, si osservano strutture di pareti più complesse. Come esempio, si consideri la struttura *a labirinto* particolarmente interessante che è stata osservata di frequente nei policristalli, in particolare per i grani con assi [001] e [011], e occasionalmente nei monocristalli. Un bell'esempio di struttura a labirinto è mostrato nella fig. 4.58. Alcune conclusioni scientifiche hanno interpretato i modelli di pareti composti da queste pareti reciprocamente perpendicolari come pareti dipolari con differenti vettori di Burgers, reciprocamente perpendicolari. Ad esempio era noto dalle osservazioni TEM che erano presenti dislocazioni con due diversi vettori di Burgers. Questa è una variante biparietale delle pareti delle PSB. Secondo il ben noto principio dei LED, i gruppi di dislocazioni angolari di segno uguale possono ridurre la loro energia se si dispongono in una parete inclinata. Una parete di questo tipo può ulteriormente ridurre l'energia del sistema accoppiandosi con un'altra simile, ma con dislocazioni di segno opposto (ad es. una parete dipolare). Ma persino le pareti dipolari hanno sforzi residui che potrebbero essere ridotti da altre dislocazioni, là dove esse terminano. Così, dove termina una parete dipolare, essa attrarrà un'altra parete dipolare orientata a 90° rispetto al piano, come viene schematicamente illustrato nella fig. 4.59. Le possibili intersezioni L e T delle pareti e le configurazioni delle dislocazioni al loro interno sono mostrate in questa figura. Si noti che le dislocazioni sono simili a coppie nell'equilibrio, non solo all'interno di ogni parete, ma da parete a parete lungo le linee diagonali indicate. Si noti anche nella fig. 4.58 che le pareti intersecate hanno terminazioni libere, curve a L ed intersezioni a T, e nessun altro tipo di intersezioni. Nell'intersezione a T vi è repulsione tra le pareti orizzontali opposte (fig. 4.59) della T, il che conduce ad una configurazione obliqua. Sulla base di tali considerazioni, Kuhlmann-Wilsdorf e Charsley sono in grado di capire la frequenza del verificarsi delle varie intersezioni e le altre proprietà della struttura di dislocazione. L'accordo di queste previsioni con le osservazioni sulla morfologia della dislocazione fornisce supporto al modello.

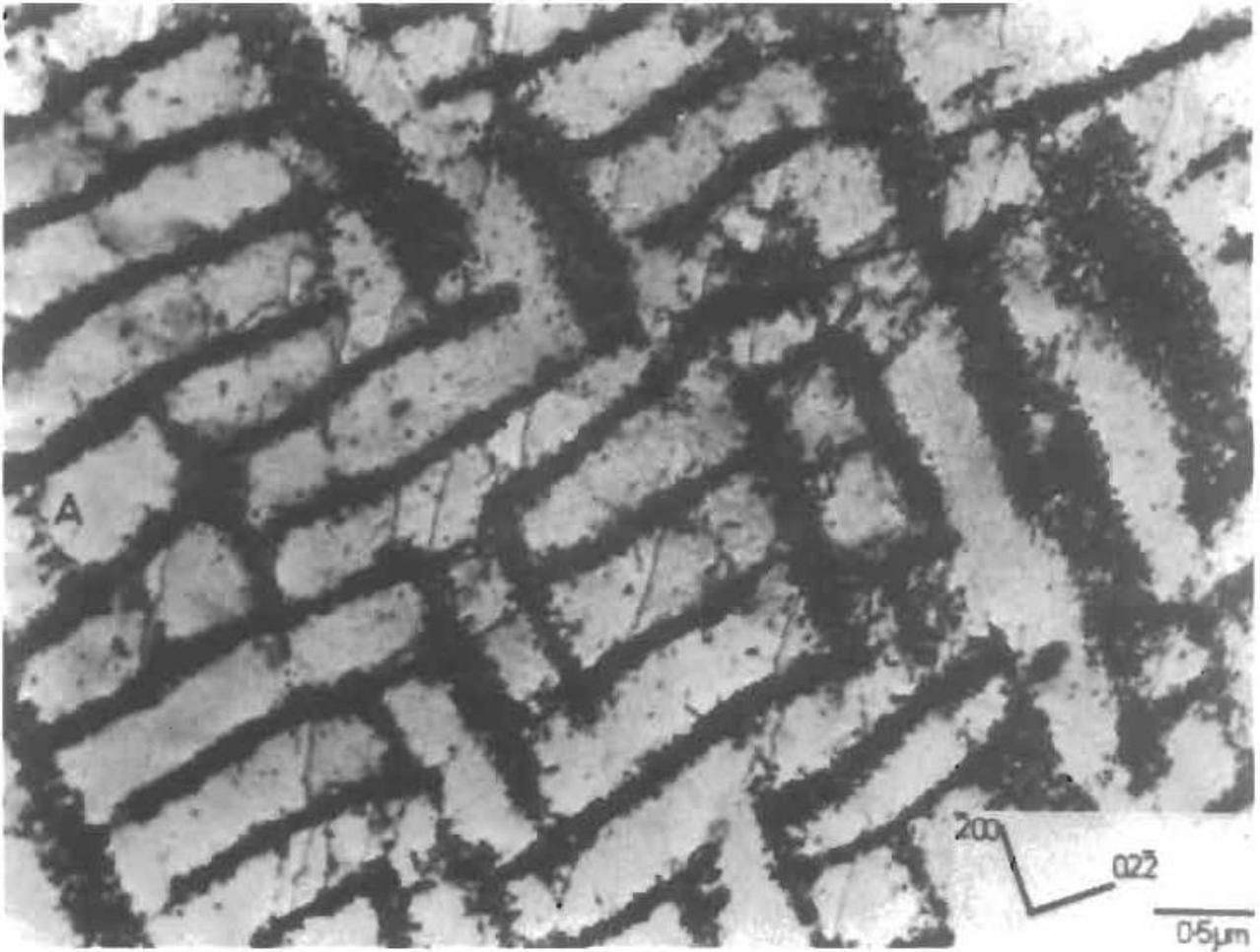


Figura 4.58: struttura a labirinto in lega Cu-Ni commerciale, sottoposta a fatica a saturazione, che mostra una struttura di pareti su piani {100}.

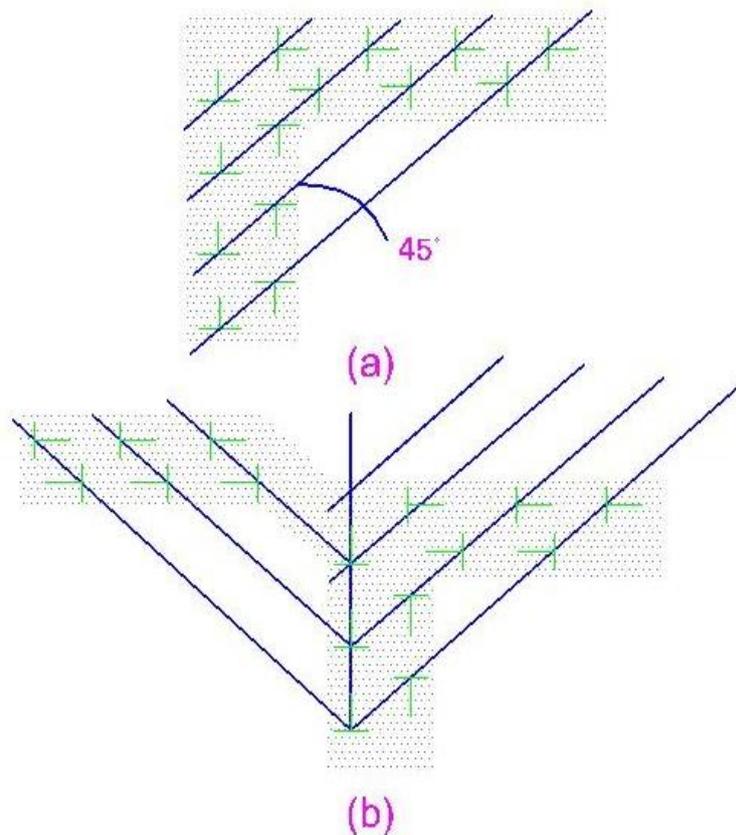


Figura 4.59: possibili configurazioni di pareti dipolari perpendicolari intersecate e la sistemazione delle dislocazioni al loro interno per permettere un equilibrio a coppie: (a) la forma preferita L e (b) la popolare T obliqua.

Incrudimento ciclico in metalli diversi dagli fcc: La deformazione ciclica dei metalli con strutture a cristallo diverse dagli fcc non ha ricevuto altrettanta attenzione quanto quella per gli fcc. Tuttavia, gli studi di base sono stati condotti ed analizzati di tanto in tanto. La maggior parte delle ricerche riguarda i metalli bcc.

I fattori di temperatura, tasso di deformazione e piccole quantità di impurità, specialmente degli interstiziali, rivestono un grande ruolo nella deformazione ciclica dei metalli bcc, ma non sono così importanti nei metalli fcc. Ad esempio la risposta ciclica del rame contenente una notevole percentuale di elementi sostitutivi della lega differisce poco da quella del rame puro. Ai tassi lenti di deformazione, i metalli bcc possono comportarsi in maniera simile ai metalli fcc, ma in altre condizioni il loro comportamento è abbastanza diverso da quello dei metalli fcc. I dettagli riguardanti i metalli bcc, molti dei quali sono stati approfonditi da Mughrabi e dai suoi collaboratori, sono i seguenti: per i monocristalli puri dei metalli bcc sottoposti ad operazioni cicliche a basse temperature e ad elevato tasso di deformazione ($> 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) la curva ciclica tensione-deformazione è tipica di quella del ferro mostrata nella fig. 4.60. Diversamente dal rame, non si verifica un plateau di PSB. Invece per l'estensione della deformazione plastica ciclica ($\Delta \epsilon_{pl} \approx 5 \times 10^{-4}$), l'incrudimento ciclico ed i cambiamenti microstrutturali sono trascurabili. La

sistemazione della dislocazione è dominata da dislocazioni a vite a bassa densità ed è stata spiegata supponendo che solo le dislocazioni angolari si muovono avanti e indietro quando la deformazione è invertita in una modalità di non-incrudimento meccanicamente reversibile. Si ricorderà che lo scorrimento attivato termicamente delle dislocazioni a vite è fortemente intralciato a temperatura ambiente e al di sotto di essa, dando il via ad un comportamento che riflette le caratteristiche tipiche del modo a bassa temperatura della deformazione unidirezionale dei metalli bcc. Ad ampiezze di deformazione maggiori, l'incrudimento ciclico è pronunciato ed è associato alla formazione di celle equiassiali. Le tracce dello scorrimento sono generalmente diffuse e nei monocristalli orientati a scorrimento singolo esse non seguono la traccia del piano primario. Mughrabi ed i suoi collaboratori affermano che, ad elevati tassi di deformazione, la caratteristica componente dello sforzo effettivo dello scorrimento di dislocazione termicamente attivato domina il contributo del componente atermico al limite elastico totale, cioè quello dovuto all'interazione elastica delle dislocazioni.

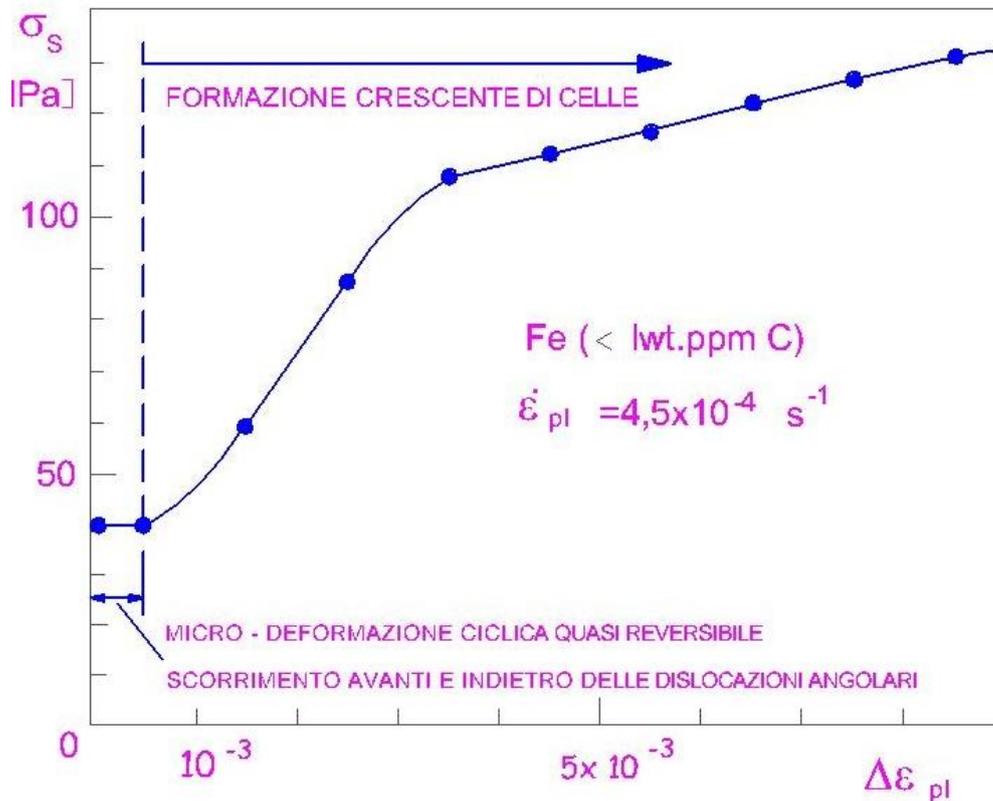


Figura 4.60: curva ciclica di tensione-deformazione di monocristalli puri di α -ferro a 295K.

Una delle osservazioni più interessanti è che i cristalli bcc deformati ciclicamente subiscono cambiamenti di forma e che sono relativi allo scorrimento asimmetrico delle dislocazioni a vite rispetto alla tensione e alla compressione. Essi sono causati da spostamenti in massa in direzioni non vincolate. Sono necessarie deformazioni applicate piuttosto alte per produrre cambiamenti di forma, così da costringere le dislocazioni a vite a scorrere. Tipicamente, per cristalli con orientamenti di scorrimento singoli, ed aventi dislocazioni primarie del vettore di Burgers $a/2 [111]$, lo scorrimento asimmetrico si può sviluppare attraverso lo slittamento dei segmenti delle

dislocazioni a vite su piani di scorrimento che appartengono alla zona $\bar{1}01$ in tensione ed alla zona $\bar{2}11$ in compressione. I cambiamenti di forma che si verificano sono notevoli, essendo facilmente visibili ad occhio nudo. La sezione trasversale di un monocristallo cilindrico sottoposto ad operazioni cicliche in controfase cambierà da circolare ad ellittica, e a causa dei vincoli degli afferraggi, sono applicate al campione coppie aggiuntive che possono dargli una forma ad "S". Cambiamenti di forma più complicati sono stati riportati su cristalli di α -ferro con orientamenti diversi da quelli a scorrimento singolo.

L'asimmetria del piano di scorrimento può essere superata sottoponendo ad operazioni cicliche a temperature più alte, a tassi di deformazione più bassi ($\sim 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) e con impurità interstiziali presenti. Sono state effettuate ricerche condotte in queste condizioni. Per un tasso di deformazione di $2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ed un cristallo di α -ferro contenente 30 wt ppm di carbonio, la curva ciclica tensione-deformazione è mostrata nella fig. 4.61. Diversamente dai campioni testati a tassi di deformazione maggiori, si è osservato un considerevole incrudimento ciclico in una portata di deformazione plastica di

10^{-4} . I cambiamenti di forma erano molto meno pronunciati, ed il contributo del componente atermico del limite elastico, cioè quello dovuto all'interazione elastica delle dislocazioni, dominava il componente di sforzo effettivo in tutte le ampiezze di deformazione. Mughrabi e i suoi collaboratori osservarono linee di scorrimento parallele alla traccia del piano di scorrimento primario, e talvolta queste erano abbastanza intense da essere etichettate come PSB. Inoltre, la loro densità cresceva con l'aumento dell'ampiezza di deformazione. Congruente con la loro comparsa, la pendenza della curva ciclica tensione-deformazione si appiattiva verso un plateau leggermente inclinato. Non si era tuttavia convinti di avere la prova di una deformazione localizzata nelle PSB, ma è quasi certo che la localizzazione della deformazione si verifica a causa della diffusa osservazione, nei primi lavori, di PSB nei metalli bcc policristallini. Così si vede che il comportamento generale è simile per certi aspetti a quello dei cristalli fcc deformati ciclicamente.

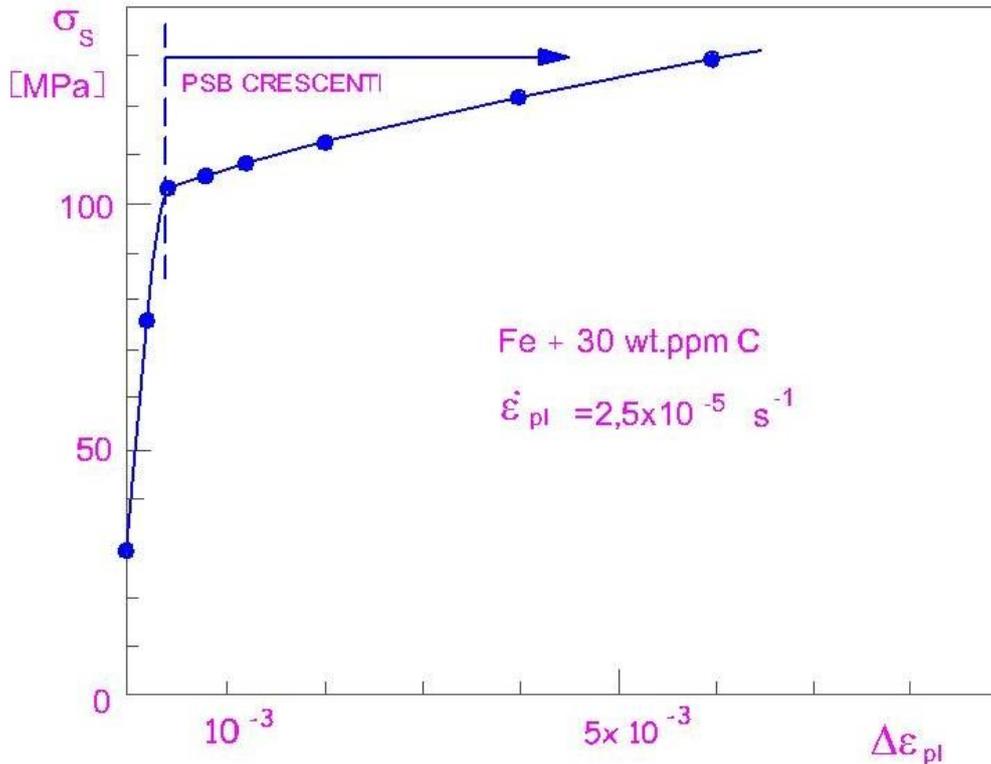


Figura 4.61: curva ciclica tensione- deformazione di monocristalli di α -ferro impuri testati a scalini rispetto all'ampiezza e ad un tasso di deformazione lento.

Sono stati effettuati alcuni studi sulla deformazione ciclica dei monocristalli hcp. Kwadjo e Brown, lavorando con il magnesio, hanno mostrato che le PSB si formano alle ampiezze di deformazione adatte e che le proprietà delle PSB sono abbastanza simili a quelle dei metalli fcc. Tuttavia, ad elevate deformazioni, la geminazione è estensiva ed influenza significativamente l'incrudimento; a questo riguardo, il comportamento dei matalli hcp è dissimile. E' sorprendente che il titanio sia stato trascurato fino a tempi piuttosto recenti, ma attualmente sono riportate ricerche sugli effetti dell'orientamento e sulle strutture di dislocazione di questo importante metallo.

Differenze e similitudini tra deformazione monotona e ciclica: Il comportamento dell'incrudimento monotono e ciclico è stato confrontato di tanto in tanto; sono state notate similitudini e differenze che dipendono dal modo in cui i fenomeni sono osservati. Ad esempio è possibile considerare l'incrudimento ciclico rispetto ai cicli. Un monocristallo di rame sottoposto ad operazioni cicliche a bassa ampiezza di deformazione plastica di scorrimento, diciamo 3×10^{-5} , potrebbe richiedere migliaia di cicli per raggiungere la saturazione, e durante questo tempo aumenterebbe tipicamente il suo limite elastico di circa 19 MPa. Se questo incrudimento è visto in termini di deformazione plastica cumulativa, cioè sommato senza tener conto del segno, esso rappresenta allora un tasso di incrudimento medio G (il modulo elastico tangenziale) diviso per diverse migliaia. Questo tasso di incrudimento medio non è costante – inizialmente è maggiore, simile ai tassi di incrudimento osservati nella deformazione monotona, poi crolla a valori molto bassi man mano che si avvicina alla saturazione. Visto rispetto a tali tassi di incrudimento, l'incrudimento sembrerebbe perciò straordinariamente lieve se confrontato al comportamento monotono.

Con l'aumento dell'ampiezza, il limite elastico cresce considerevolmente. Come ulteriore esempio del tasso di incrudimento, si consideri il comportamento di un monocristallo di rame

sottoposto ad operazioni cicliche ad un'ampiezza di deformazione plastica di scorrimento (γ_p) di 2×10^{-3} . Questo cristallo raggiungerebbe la saturazione in circa 2000 cicli ed aumenterebbe tipicamente il suo limite elastico da 27 a 28 MPa, per un tasso di incrudimento medio di $28 \div$ (numero di cicli per raggiungere la saturazione $\times 4 \gamma_p$)

$\sim G/25.000$, ancora un tasso molto basso. Così, mentre il tasso di incrudimento medio non è fortemente dipendente dall'ampiezza di deformazione per $\gamma_p \sim \text{pochi} \times 10^{-3}$ ed inferiore, il tasso di incrudimento *iniziale* aumenta piuttosto fortemente con l'aumento dell'ampiezza. I cicli di isteresi e i dati sull'incrudimento rapido possono essere trovati in molte pubblicazioni.

Se l'incrudimento da fatica è visto in termini di comportamento di saturazione, sembra reggere una diversa conclusione sui tassi di incrudimento. La saturazione è convenzionalmente definita in termini di CSSC. Si noterà che la deformazione di 3×10^{-5} sopra citata si applica alla regione di deformazione al di sotto del plateau (regime A), mentre l'altra deformazione sopra citata, 2×10^{-3} , corrisponde alla regione intermedia del plateau. Si considerino i tassi di incrudimento in termini di comportamento di saturazione; a bassa deformazione il tasso è semplicemente enorme, cioè $\Delta\tau/\Delta\gamma \dots\dots\dots 20 \text{ MPa}/10^{-4} \sim 4G$. Questo valore sorprendente corrisponde alle strutture di dislocazione che consistono in circuiti di connessione, e così il meccanismo di incrudimento è analogo a quello che si verifica nello Stadio I della deformazione monotona in cui il tasso di incrudimento si nota appena. Questa è una delle più grandi differenze tra le deformazioni monotone e cicliche, ed è associata alle densità di dislocazioni molto più elevate che si applicano nella fatica dopo che la saturazione è raggiunta. Nelle deformazioni al di sopra del plateau, il tasso di deformazione è circa $G/100$.

Ora si consideri il plateau che è abitualmente rappresentato con pendenza zero. Si noti che i risultati dei diversi osservatori sono piuttosto sparpagliati. Si potrebbe creare un caso per una effettiva pendenza negativa del plateau. E' possibile immaginare che un test iniziato a grandi ampiezze possa effettivamente produrre un limite elastico minore di 28 MPa, lo sforzo di plateau, nei tratti superiori del plateau. Tuttavia, la situazione più probabile è che il limite elastico aumenti di circa 1 MPa (che è molto inferiore rispetto alla dispersione delle misurazioni). Il tasso di incrudimento associato a questo incremento dello sforzo è $1/7 \times 10^{-3} \text{ MPa}$ o $G/350$. E' importante notare che questo tasso è all'incirca lo stesso del tasso di incrudimento tipico dello Stadio II, $\sim G/300$, nella deformazione monotona di un monocristallo. Così il tasso più basso dedotto dalla CSSC osservabile nella fatica è uguale al tasso *più alto* osservato nella deformazione monotona. Ancora, la ragione di questo comportamento è che le densità di dislocazione prodotte nella fatica sono molto maggiori di quelle tipicamente osservate nella deformazione monotona (eccetto nei livelli più alti); anche gli incrementi di deformazione nella fatica sono minimi. Il plateau CSSC è dunque visto come un importante episodio di un diminuito tasso di incrudimento tra regioni in cui il tasso è gigantesco; l'enfasi è comunque sul fatto che la conclusione si applica alla saturazione.

Certamente, nei campioni sottoposti ad operazioni cicliche a basse ampiezze di deformazione, i circuiti di connessione molto densi hanno la loro controparte negli intrecci delle dislocazioni angolari primarie e nei dipoli a dislocazione angolare caratteristici della deformazione monotona dello Stadio I. I campioni sottoposti a fatica ad ampiezze di deformazione più elevate esibiscono pareti dipolari, che sono la controparte delle strutture di poligonizzazione che si considera risultino dalla riorganizzazione degli intrecci in una deformazione unidirezionale. La stessa connessione sembra esistere tra i circuiti di connessione e la pareti "a scala" nelle PSB. La grande differenza tra le strutture di poligonizzazione dello Stadio II e le pareti dipolari della PSB è la mancanza di qualsiasi disorientamento relativo nelle pareti della scala mentre le strutture di poligonizzazione contribuiscono all'asterismo. Nel ripetuto movimento avanti e indietro della fatica, il vettore di Burgers netto scompare fino ad una buona approssimazione.

Alle deformazioni cicliche più elevate, purché vi sia un'adeguata mobilità di dislocazione tridimensionale, si formano le celle di fatica. La mobilità tridimensionale si verifica nel materiale a scorrimento ondulado, persino nelle PSB dopo operazioni cicliche molto lunghe e più facilmente nei policristalli. Queste celle di fatica sono l'equivalente delle celle caratteristiche degli Stadi II e III della deformazione monotona.

Deformazione ciclica nei metalli policristallini: La comprensione della deformazione ciclica nei metalli policristallini è rimasta arretrata rispetto a quella dei monocristalli poiché è molto più complicata e, per un dato tipo di comportamento, le deformazioni plastiche sono minori nei policristalli che nei monocristalli. Le richieste sperimentali sono perciò più serie. Le prime opere, dunque, tendevano a focalizzarsi sul comportamento a fatica ad alta deformazione. Studi successivi indicarono la strada migliorando notevolmente la risoluzione della deformazione ed aumentando le vite a fatica per le quali potevano essere effettuati studi di deformazione ciclica. I loro risultati incoraggiarono altri studiosi a condurre test in controllo di deformazione plastica ad ampiezze molto piccole, da 10^{-5} a 10^{-3} . La risoluzione della deformazione nella deformazione ciclica è rimasta solitamente indietro rispetto a quella nella deformazione monotona perché la lunghezza di gauge deve essere tenuta piccola nella fatica per evitare lo l'instabilità a carico di punta durante le inversioni della compressione. L'arrivo dei metodi di test elettroidraulici ha portato miglioramenti significativi negli estensimetri e nell'elettronica necessaria ad eccitarli ed a registrarne i dati. Inoltre, gli studi sulla deformazione policristallina hanno ricevuto un impulso dai risultati sui monocristalli, ed ora esiste un'ampia raccolta di risultati sui policristalli ed una molto migliore conoscenza.

Il suggerimento che la connessione tra la risposta ciclica del materiale mono- e policristallino potrebbe essere più semplice di quella nella deformazione monotona fu espresso per la prima volta quando i meccanismi di incrudimento negli stadi I e II/III furono identificati rispettivamente con la fatica ad alta e bassa deformazione, come sopra notato. Successivamente si estese la connessione osservando che la curva ciclica tensione-deformazione del rame policristallino conteneva un plateau a basse ampiezze di deformazione e che i livelli del plateau nei due tipi di materiale potevano essere correlati al fattore di Taylor. Queste opinioni furono inizialmente difficili da sostenere poiché, man mano che si raccoglievano nuovi risultati ad ampiezze a bassa deformazione, le curve cicliche tensione-deformazione del rame mostravano grandi variazioni.

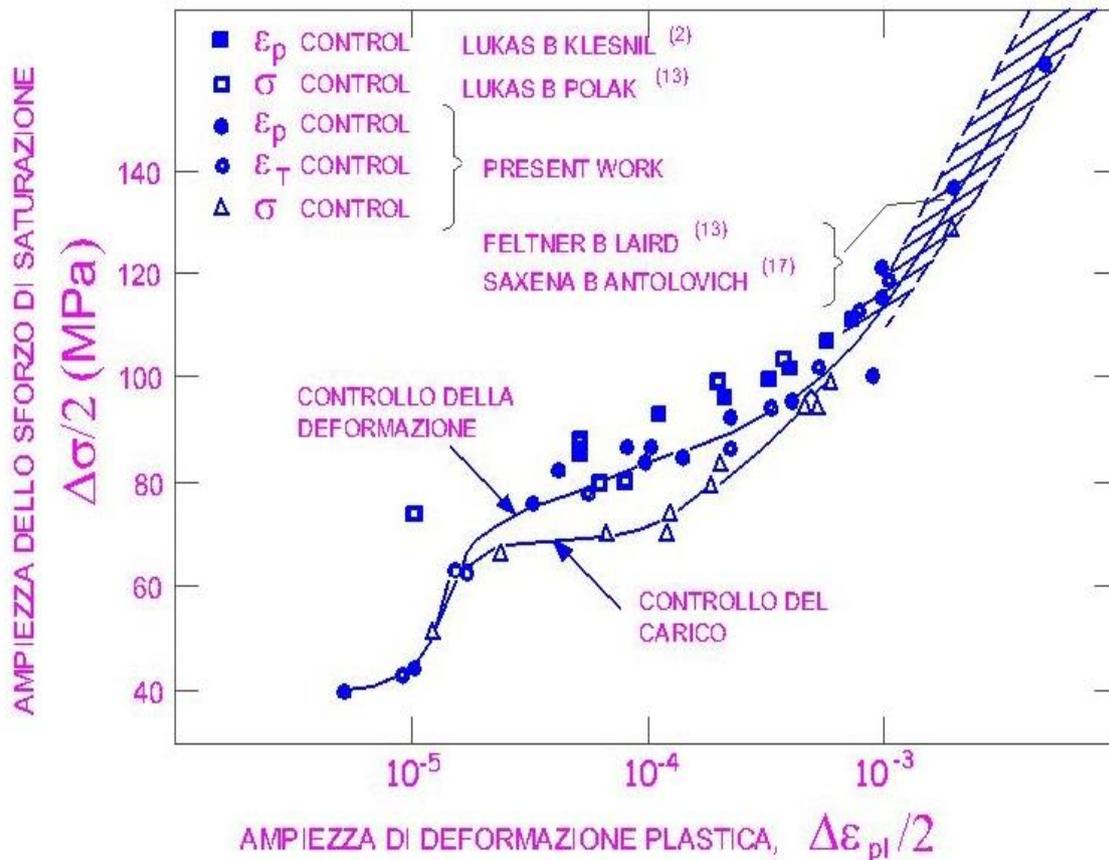


Figura 4.62: curva ciclica tensione-deformazione del rame policristallino.

Un tipo di risultato per la CSSC del rame è mostrato nella fig. 4.63. Vi appare che, per questo rame, a controllo di deformazione non vi è plateau, ma una tendenza al plateau è mostrata nella gamma delle deformazioni dalla curva ciclica tensione-deformazione dei monocristalli di rame. Mughrabi scoprì un simile comportamento e notò anche che la prima PSB ad essere osservata sulla superficie del campione si verificava allo sforzo di plateau diviso per il fattore di Schmid ottimale indicando che, a bassi livelli di deformazione, i grani individuali si comportavano in modo molto simile ai cristalli isolati. Un plateau si verifica a controllo di carico in circostanze nelle quali è consentito alle deformazioni di essere larghe all'inizio del ciclo vitale. Tali larghe deformazioni creano strutture a celle all'interno delle quali vi sono ampie dislocazioni mobili per trasportare la deformazione quando la saturazione è raggiunta. Diversamente, in controllo di deformazione, le strutture di dislocazione sono piuttosto simili a quelle osservate nei monocristalli tranne forse per una densità in qualche modo maggiore di dislocazioni secondarie. In altre parole: si osservano circuiti di connessione a basse deformazioni, si scopre un miscuglio di circuiti di connessione e pareti dipolari a deformazioni intermedie, e si verificano strutture a celle a deformazioni più elevate, $> 5 \times 10^{-4}$. La struttura a scala delle vere PSB è stata ripetutamente osservata nei policristalli, sia in superficie nei materiali fcc, sia nel nucleo, e nei policristalli bcc impuri sia in superficie che nel nucleo.

Con il passare del tempo ed ulteriori ricerche, la risposta ciclica dei policristalli sembra essere persino più complicata. Un plateau convincente nella CSSC del nichel policristallino è stato riportato inducendo un plateau nella CSSC del rame policristallino se al principio trattavano in modo progressivo i loro campioni, producendo in tal modo una distribuzione più uniforme di circuiti di connessione da grano a grano e così aumentando la formazione di PSB quando le tensioni/deformazioni erano abbastanza elevate da richiedere la loro produzione. Al -4% Cu contenente precipitati divisibili che si correlavano bene con quelli dei monocristalli contenenti lo stesso tipo di precipitato ma in questa lega le deformazioni localizzate sono estremamente alte.

La spiegazione per la vasta gamma di risposte policristalline osservate dai vari sperimentatori nei diversi metalli e persino nello stesso metallo diedero origine a sforzi sistematici per studiare gli effetti della dimensione dei grani. Llanes ed i suoi collaboratori scoprirono che la curva CSSC del rame a grani grossi era situata a sforzi *più elevati* (di 20 MPa) rispetto a quella del rame a grani più piccoli. Essi attribuivano tale comportamento al verificarsi di una forte tessitura $\langle 111 \rangle$ - $\langle 100 \rangle$ indotta nel rame dalle alte temperature di ricottura necessarie per ottenere la misura a grani grossi. Questi orientamenti a scorrimento multiplo provocavano un aumentato incrudimento ciclico nei campioni a grani grossi in confronto a quelli dei campioni a grani più piccoli in cui la tessitura non era così pronunciata. Questa interpretazione era sostenuta da esperimenti critici in cui tale tessitura si formava in una lastra di rame abbastanza larga da permettere al campione di essere tagliato in direzioni diverse, così da variare la “tessitura” senza d'altronde variare il metallo. Per la scelta delle direzioni del campione in cui gli orientamenti a scorrimento singolo erano favoriti, gli sforzi diminuirono considerevolmente, e la gerarchia normalmente attesa rispetto al limite elastico dei campioni con misure diverse di grani fu ristabilita.

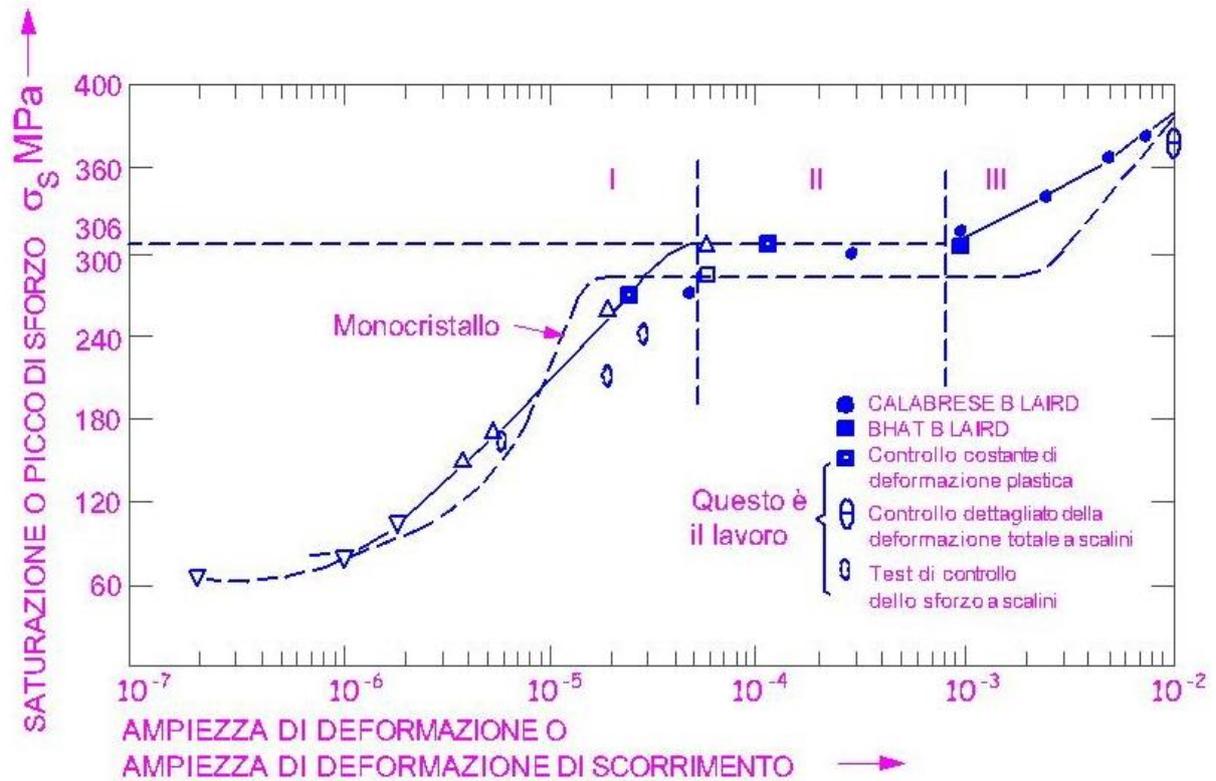


Figura 4.63: curva ciclica tensione-deformazione per lega policristallina Al-4% Cu contenente precipitati divisibili (θ'') confrontata con quella per la stessa lega nella forma monocristallina. Si noti che la scala ordinata dovrebbe essere divisa per tre per applicarsi alla tensione di attrito del monocristallo; l'ascissa si applica ad entrambe le forme del materiale.

Dal momento che i piani di geminazione sembrano stimolare la formazione di PSB e di scorrimento secondario, lo studio dell'interazione dello sforzo nei piani di geminazione come funzione dell'orientamento cristallografico sembrava interessante.

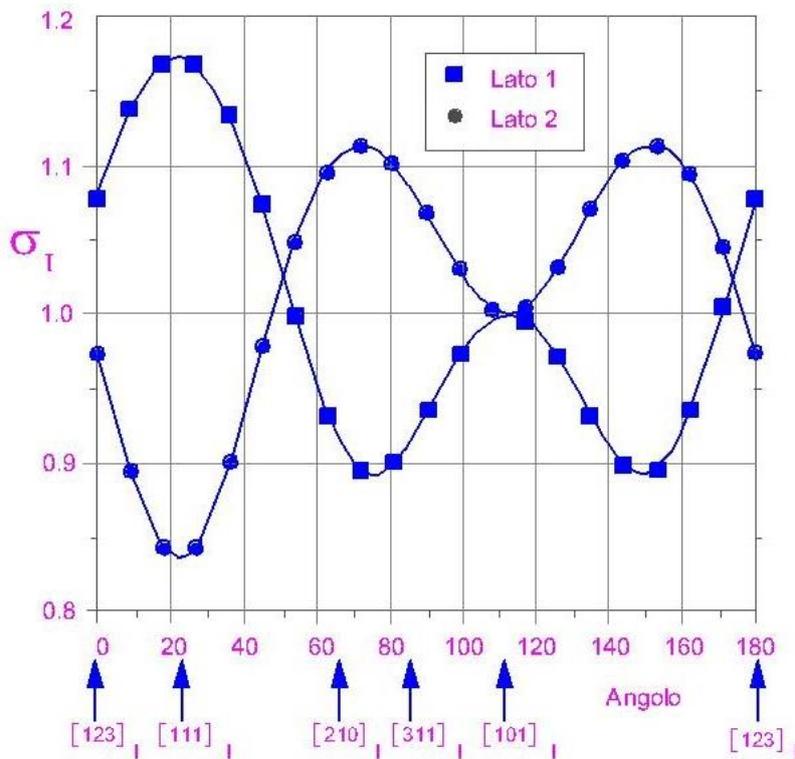
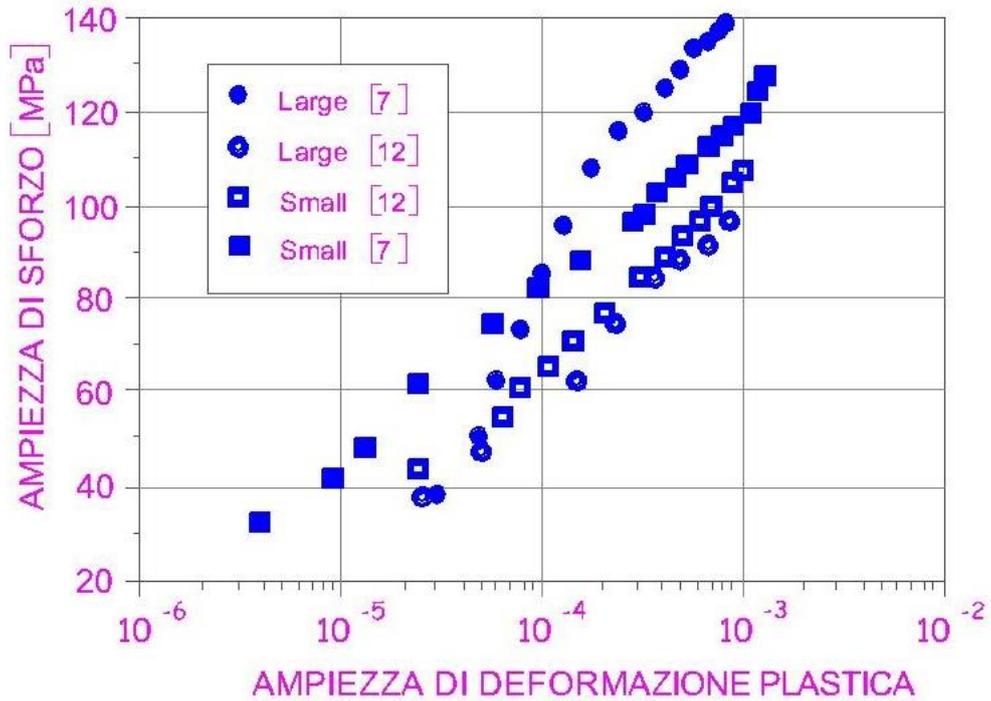


Figura 4.64: curve cicliche tensione-deformazione (ottenute mediante test a scalini) per rame a grani grossi e piccoli, un gruppo (punti pieni) avente una tessitura variamente pronunciata $\langle 111 \rangle$ - $\langle 100 \rangle$ e l'altro, avente una tessitura più casuale (punti aperti).

Peralta e i suoi collaboratori, svilupparono un modello semplice per giustificare l'incremento degli sforzi adiacenti ad un piano di geminazione dovuto ad esigenze di compatibilità nel rame. Uno dei risultati principali che è indicato nella fig. 4.65 e che mostra l'effetto dell'orientamento dei grani sugli sforzi di compatibilità accanto ad un piano di geminazione, indica che gli effetti di concentrazione dello sforzo di un geminato raggiungono il massimo quando l'asse di trazione è parallelo ad una direzione $\langle 111 \rangle$. Cioè, l'effetto del geminato dipende dall'orientamento cristallografico del granulo in cui il geminato è inserito, e perciò è una funzione della tessitura. In questo modo le tessiture $\langle 111 \rangle$ che producono un aumentato incrudimento ciclico nei policristalli sono rinforzate nel loro effetto dalla presenza nei metalli di geminati con bassa e media energia da difetto di impilamento. In un esempio tratto dall'opera si cita un bicristallo contenente una giunzione ruotata intorno alla direzione $[\bar{1}49]$, un bordo che ci si potrebbe aspettare (diciamo) in un policristallo FCC contenente una tessitura correlata agli orientamenti a scorrimento singolo, ed un altro bicristallo con una giunzione inclinata asimmetrica $[110]$, consona ad un tipo di tessitura a scorrimento multiplo. La cristallografia di questi confini è mostrata nella fig. 4.66. I loro risultati mostravano che gli sforzi in quest'ultima potevano essere circa quattro volte più alti di quelli del primo caso. Gli sforzi aggiuntivi trovati nei bordi di grano possono in parte essere responsabili di: 1) la presenza di strutture di dislocazione "più avanzate" adiacenti ad essi, intendendo che le strutture a celle si verificheranno in regioni di interfaccia tra grani se le pareti dipolari sono la struttura operante al centro dei grani; e 2) l'osservazione di un aumentato scorrimento incrociato nei metalli policristallini con bassa energia di difetto di impilamento.

Dato che gli sforzi locali possono essere molto importanti nella fatica, prevalentemente nei valori bassi della deformazione plastica (fatica a lunga durata), la correlazione fra tessitura, misura dei grani e interfaccia tra grani/disorientamento nei policristalli (studiata da molti autori da un punto di vista geometrico) deve essere pienamente presa in considerazione se si vuole sviluppare un modello ragionevole del comportamento policristallino.

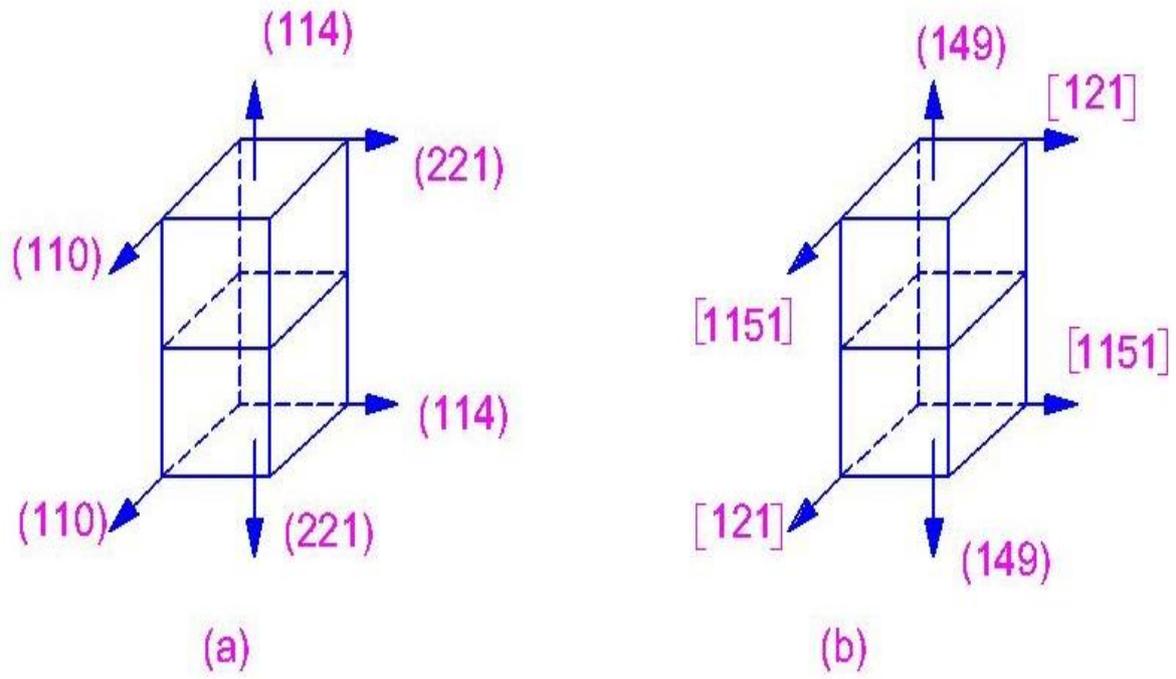


Figura 4.65 disorientamenti dei bicristalli, "larghi": (a) $[110]$ giunzione inclinata asimmetrica, e (b) $[\bar{1}49]$ giunzione ruotata.

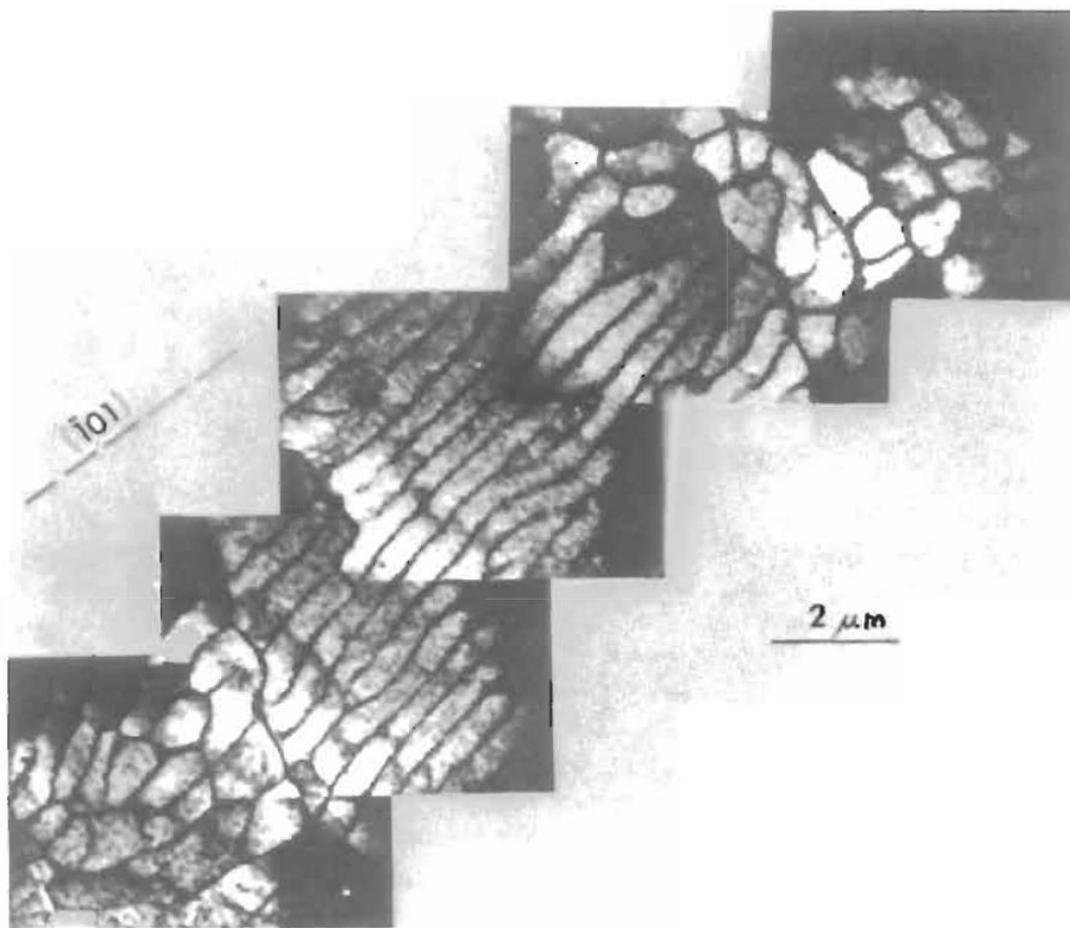


Figura 4.66: struttura di dislocazione del rame testata in un "test di sforzo graduale", cioè: alternando brevi cicli di saturazione tra un elevato sforzo (2×10^{-3}) e uno sforzo progressivamente minore. Campioni rimossi per l'analisi TEM dopo il ciclo finale a un grado di deformazione della plastica di 5×10^{-5} ". Pareti dipolari del sistema primario nel centro del grano – l'alternare il ciclo ad alta ampiezza ha sottolineato le strutture cellulari vicino i bordi di grano.

Dato che le tensioni locali possono essere molto importanti per l' fatica, soprattutto per valori bassi di deformazione della plastica (fatica a lungo termine), la correlazione tra la struttura, la dimensione dei grani e il tipo di bordo di grano/ un diverso orientamento dei policristalli (studiato da diversi autori da un punto di vista "geometrico"), deve essere pienamente preso in considerazione, se bisogna sviluppare un ragionevole modello di comportamento policristallino.

Un altro fattore che potrebbe giocare un ruolo significativo nella deformazione policristallina è l'anisotropia elastica del metallo. Si è dimostrato, utilizzando metodi basati su elementi finiti, che la compatibilità delle tensioni che appaiono ai bordi di grano di un dato disorientamento dipende dalla anisotropia. Peralta e i suoi collaboratori hanno tentato di stimare le tensioni intorno ai bordi di bicristalli per diversi FCC-metalli in funzione della loro fattore di anisotropia (AF), definito come segue:

$$A.F. = \frac{s_{44}}{2(s_{11} - s_{12})}$$

Fattori di anisotropia e energie di difetto di impilamento per campioni di metalli FCC e leghe di rame di modalità di scivolamento ondulato e planare, rispettivamente.

Material	A.F.	S.F.E. [mJ/M ²]
Al	1.2231	250.0
Ni	2.4077	150.0
Au	2.8523	50.00
Ag	3.0207	20.00
Cu	3.2726	42.00
Cu-5 at% Al	3.3891	24.00
Cu-10 at% Al	3.5118	12.00
Cu-23 at% Zn	3.7925	15.00

dove S_{ij} sono le componenti del tensore della cedevolezza. I valori di A.F. per i metalli FCC tipici e leghe sono indicati nella tabella 1. Va osservato da questi valori e i valori associati di energia di difetto di impilamento che la anisotropia dei metalli e la modalità di scivolamento sono legate, perché c'è una tendenza per i metalli, con un elevato AF ad avere un basso S.F.E. Questo è interessante perché, come osservato in precedenza, è stato osservato che scivolamenti incrociati sono più frequenti in prossimità delle regioni di confine con metalli policristallini con bassa energia di difetto di impilaggio.

Per indagare il ruolo dell'anisotropia nella risposta alla deformazione ciclica sotto tensione del policristallino, Peralta et al. ha scelto il massimo sforzo nel piano parallelo al confine come parametro per caratterizzare la forza delle interazioni elastiche. I risultati espressi come funzione di AF e per la coppia di torsione e inclinazione limite iniziali, sono riportati nella fig. 4.67. La massima tensione aumenta alle due interfacce con il grado di A.F., come previsto, ma il comportamento è diverso per i due tipi di limite.

La tensione per il limite di torsione è bassa e aumenta uniformemente con l'AF, mentre la tensione per il limite di inclinazione è maggiore e mostra oscillazioni. Il limite di torsione è associato ad un alto indice di direzione, e in tal modo i contributi delle proprietà delle principali direzioni diventano medi. Il limite dell'inclinazione è associato ad un basso indice di asse e questo può rendere le tensioni più sensibili alle variazioni di rigidezza rispetto all'orientamento.

Questi risultati mostrano che le interazioni tra grani adiacenti non dipendono solo dalla struttura e dalla cristallografia del confine, ma anche dalle proprietà elastiche di base del materiale.

È stato osservato in precedenza che gli altopiani più convincenti di policristalli osservati nel CSSCs sono stati trovati per l'alluminio (lega) e il nichel. È una tentazione concludere che le minori interazioni elastiche nelle strutture policristalline di questi metalli (0,06 per l'Al e 0,28 mentre 0,42 per Ni nel Cu) favoriscono la presenza di altipiani nei loro CSSCs, mentre l'elevata anisotropia del rame lavora contro la localizzazione della deformazione.

Tenuto conto di tutte le complesse interazioni che influenzano la risposta ciclica dei policristalli, non è sorprendente che la nostra comprensione del comportamento è piuttosto modesta; in particolare, un buon modello per estrapolare il comportamento ciclico dei policristalli da quello di un unico cristallo sembra essere ancora fuori dalla portata. Alcuni dei modelli utilizzati per il comportamento uniforme sono stati applicati all'affaticamento con un certo grado di successo soprattutto per la conversione dei dati SN dei policristalli FCC e la CSSC di puro ferro. Il principio fondamentale alla base di questi modelli è l'idea di trovare un fattore di conversione tra la tensione di taglio τ e la deformazione di taglio γ dei singoli grani e la tensione σ e la deformazione assiale della plastica ϵ del policristallo, secondo le seguenti formule:

$$\tau = \frac{\sigma}{M} \text{ e } \gamma = \epsilon M$$

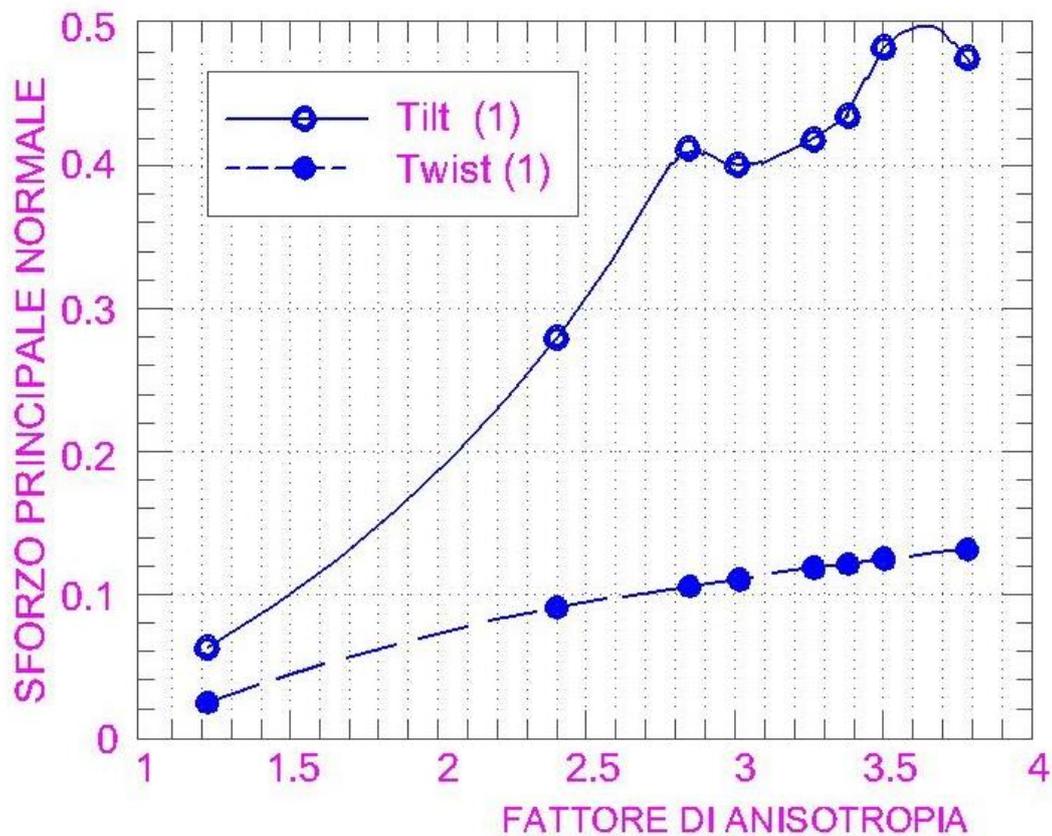


Figura 4.67: tensione massima principale "nel piano" per i due confini, per i vari metalli FCC e leghe in soluzione solida elencati nella tabella 1 e qui rappresentata attraverso i valori specifici delle loro AF.

Il fattore di conversione \bar{m} è compreso tra 2,24 (Sachs) e 3,06 (Taylor) per i policristalli con grani orientati in modo casuale. Secondo il modello di Taylor la deformazione in ogni grano si presume essere la stessa ed equivalente a quella macroscopica, e si suppone che ogni grano si deformi dall'attivazione dei 5 sistemi di scivolamento che minimizzano il prodotto della tensione di taglio su ogni sistema e la corrispondente tensione di taglio. Come conseguenza della anisotropia dei grani, sia plastica che elastica, le ipotesi di Taylor violano l'equilibrio e le stime ottenute utilizzandola rappresentano un limite superiore del comportamento reale. Sachs, d'altra parte, ha assunto che i grani si deformano in un unico scivolamento, e che essi agiscono come entità singole sottoposte a una tensione assiale.

Queste condizioni violano la compatibilità, e quindi il fattore Sachs dà un limite inferiore del comportamento policristallino. Data le ipotesi implicite nei due modelli, è evidente che il modello di Taylor dovrebbe applicarsi meglio alle situazioni in cui è coinvolto uno scivolamento multiplo, e Sachs, a quelle in cui è dominante lo scivolamento singolo. L' fatica ad alto ciclo è una tipica situazione in cui le deformazioni plastiche sono basse e i policristalli si deformano a causa di processi di scivolamento singoli per un significativo range di deformazioni plastiche, quindi Sachs dovrebbe applicarsi in questo caso. Tuttavia, le evidenze sperimentali sembrano indicare che il modello Taylor offre una approssimazione migliore per il comportamento dei policristalli. È

sorprendente, tuttavia, che molti studiosi dell' fatica applicano questi modelli senza tener conto di alcune delle ipotesi di base su cui si fondano. Per esempio, l'uso di un fattore Taylor di 3,06 è valido solo quando il policristallo è completamente casuale. Quando il campione ha una struttura cristallografica, il fattore Taylor medio cambia, e può cambiare di una notevole quantità a seconda della natura e nitidezza della struttura indotta. E' necessario inoltre ricordare che il modello Taylor rappresenta un limite superiore per il comportamento previsto. Pertanto, le caratteristiche che sembrano essere correlate esattamente con il fattore casuale Taylor dovrebbero essere controllate per tenere conto degli effetti della struttura e di altre variabili microstrutturali. Il modello Taylor non è in grado, per sua stessa natura, di tenere conto di una delle caratteristiche fondamentali dell' fatica : la localizzazione della deformazione in PSBs e *Persistent Lüders Bands* (PLBs) che si sviluppano nei metalli a scivolamento planare. Oltre a questo, l'evoluzione della deformazione plastica prevista dal modello Taylor implica lo sviluppo di una struttura di deformazione, che non è il caso dell' fatica, dal momento che il movimento avanti e indietro delle dislocazioni è molto efficace per eliminare ogni vettore di Burger residuo, vale a dire, il diverso orientamento dovuto alle strutture di dislocazione come le celle di fatica è minimo rispetto a quella delle analoghe strutture sviluppate durante deformazione uniforme.

Deformazione ciclica nelle leghe : Come osservato nelle sezioni precedenti, una vasta gamma di fenomeni nell' fatica nei metalli FCC è ormai compresa, almeno qualitativamente. Studi del comportamento delle leghe sostitutive che coinvolgono i cristalli singoli sono stati rari, ma delle relazioni dei tentativi sostenuti per capire queste leghe sono ora disponibili. Per le leghe sostitutive a bassa concentrazione, il comportamento è stato trovato invece simile a quello dei metalli puri, anche per quei dettagli come il valore della tensione nel piano nella curva ciclica tensione-deformazione (CSSC), e la natura delle strutture di dislocazione. Quando la concentrazione di soluto è significativamente maggiore, in modo che la lega si comporta con una modalità di scivolamento planare, la struttura di dislocazione della lega è notevolmente diversa da quella del metallo ondulato. La tipica struttura a scala e i circuiti chiusi, che sono prodotti nella deformazione ciclica dei metalli puri non sono mai stati osservati nello scivolamento planare dei metalli a temperatura ambiente.

Una delle controversie riguardanti il comportamento della deformazione ciclica delle leghe a scivolamento planare è stato se esista o meno localizzazione della deformazione. Alcuni ricercatori utilizzando lo stesso metodo interferometrico come usato in precedenza sul rame, osservò la localizzazione della deformazione,

contrariamente alle precedenti relazioni ; essi hanno anche osservato l'esistenza di un piano nella risposta ciclica tensione-deformazione. Tuttavia, la lega Cu-16 % su Al utilizzata da loro indurisce molto saldamente, presenta fenomeni di scoppio, e mostra un comportamento di deformazione-invecchiamento ad un grado avanzato. È possibile che la saturazione non sia stata raggiunta. I metodi interferometrici comportano interruzioni di test e richiedono molto tempo perché la preparazione tecnica dei campioni è esigente. I fenomeni di deformazione-invecchiamento che si sono verificati nel corso di tali ritardi avrebbero potuto e, probabilmente, hanno pregiudicato il successivo comportamento della deformazione quando si sono fatti tentativi per misurare la deformazione localizzata. Le interazioni di tutti questi complessi fenomeni sono state da allora capite attraverso più ampie indagini e un quadro abbastanza chiaro del comportamento è emerso.

In una tipica lega a scivolamento planare, come Cu-16% su Al, studiato da Hong e i suoi collaboratori, la tensione di attrito che agisce sulle dislocazioni perché il contenuto della lega è molto elevato e l'applicazione di una tensione di circa 20 MPa è semplicemente necessaria per produrre cedimento. Lo scivolamento è limitato a bande e persiste in esse per poco tempo, mentre il metallo indurisce gradualmente. Questo indurimento fa sì che la deformazione localizzata si esaurisca, e le nuove bande di scivolamento sembrano altrove, in genere accompagnate da uno scoppio di tensione.

Queste esplosioni possono essere facilmente osservate nella forma di cicli di isteresi e in rilevamenti di ciclo di carico per cui il modello è ciclato sotto controllo di deformazione. La tipica risposta ciclica tensione-deformazione durante l'indurimento, mentre si verifica il comportamento di strappo, è mostrato in fig. 4.68. Si noti che, a bassa ampiezza, il tasso di indurimento è estremamente piccolo e gli strappi sono pochi e distanti tra loro. Lo scivolamento è localizzato in bande attive per un lungo periodo di tempo. Mentre l'ampiezza aumenta, le esplosioni diventano più numerose e il tasso di indurimento aumenta.

Alla massima ampiezza, gli strappi sono così numerosi che non sono più distinguibili. In tal modo lo scivolamento gradualmente filtra attraverso tutta la base di misura fino a quando l'intera cristallo diventa occupato da bande. Questa persistenza temporanea dello scivolamento ha dato luogo al termine "Persistent Lüders Bands" (PLBs) per descrivere le regioni di scivolamento momentaneamente attive. Le bande che in precedenza erano attive e sono ora a riposo possono essere riattivate, se gli altri volumi del campione sono stati sottoposti a scivolamento, persistenza temporanea, indurimento progressivo, e successiva quiescenza.

La comparsa di cicli di isteresi tensione-deformazione durante l'indurimento è mostrata in fig. 4.68. Le forme oscillano tra arrotondate e appuntite, queste ultime si verificano quando i PLBs sono regolati, e le prime dopo che si è verificato uno strappo. Questo comportamento è collegato con gli effetti del soluto e la sua segregazione.

Nei settori appena deformati, le dislocazioni possono essere riposte durante i momenti di quiete di un ciclo. Una volta che si separano, la loro tensione di attrito ridotta consente loro di proseguire con limitata resistenza alle tensioni precedenti fin quando il limite del ciclo di deformazione induce loro a fermarsi. Dopo l'indurimento e dopo che l'accumulo di dislocazione si è sviluppato in una banda attiva, la precedenti tensioni possono riaffermare i loro valori e ritorna la forma circolare appuntita. È interessante constatare che, nei singoli cristalli della lega Cu-16% su Al, non si osserva comportamento di saturazione e precedenti richiami a una curva ciclica tensione-deformazione, contenente un piano, devono essere attribuiti ad un'eccessiva convinzione da parte degli studiosi che l'indurimento sia stato esaurito.

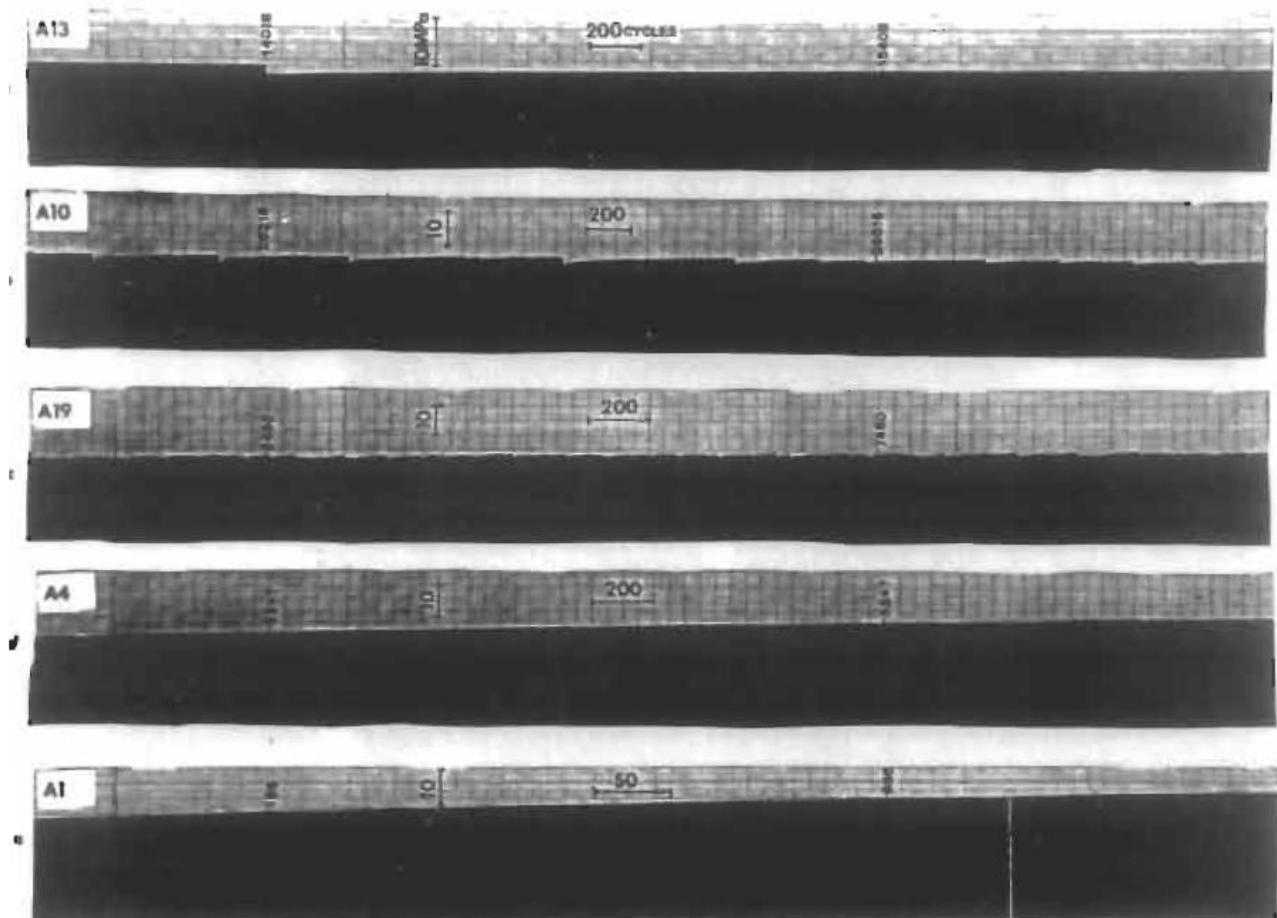


Figura 4.68: risposta tensione-deformazione dei singoli cristalli di Cu-16% su Al, ciclata sotto controllo della deformazione in varie ampiezze di taglio della deformazione, percepita nelle registrazioni effettive del ciclo di carico. Il grafico si muove così lentamente (si noti la scala delle ascisse, cicli indicati) che la penna traccia una banda solida di inchiostro. Quando si verificano gli strappi, appare un gradino nella banda registrata.

(a) $\gamma_t = 1.47 \times 10^{-3}$ (b) 3.2×10^{-3} (c) 4.94×10^{-3} (d) 8.8×10^{-3} (e) 2.15×10^{-2} .

Il numero del campione è indicato nell'angolo in alto a sinistra di ogni registrazione.

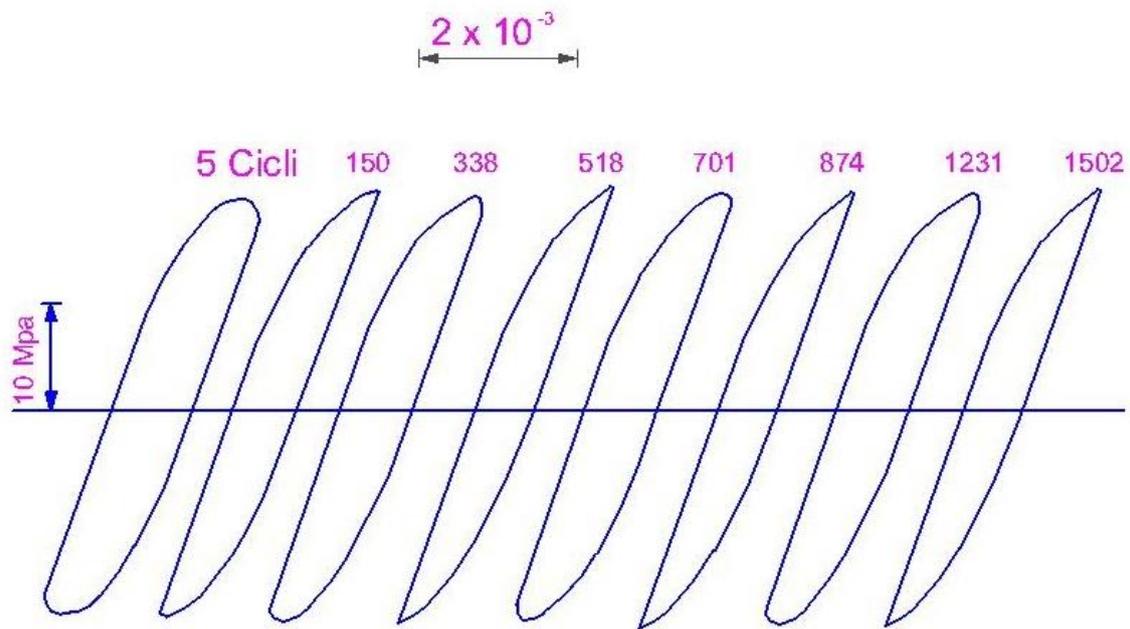


Figura 4.69: fluttuazioni periodiche nella forma dei cicli di isteresi con cicli nei cristalli singoli della lega di Cu-16% su Al. La forma circolare appuntita si forma tra e prima gli strappi, i circuiti tondeggianti appena dopo gli strappi.

Il comportamento di indurimento è quindi presentato sotto forma di curve cicliche di indurimento - vedi fig. 4.70. A basse ampiezze, le prove vengono interrotte senza raggiungere la saturazione o la rottura. Ad ampiezze più alte, neanche l'indurimento sembrava fermarsi mai, ma si formavano e si sviluppavano invece delle cricche (le "cadute" finali nelle curve erano causate dalla propagazione della cricca). Si noti in fig. 4.70 che il flusso iniziale di tensione, che rappresenta il contributo di attrito del soluto, è stato sottratto in modo che effettivamente le sollecitazioni sono molto superiori (salvo a basse ampiezze) rispetto a quelle osservate nel rame. Di conseguenza le cricche si propagano molto rapidamente non appena si formano.

Le strutture di dislocazione associate a questo comportamento di indurimento sono mostrati nelle figg. 4.71 e 4.72. Depositi (zattere) di dipoli e multipoli si formano dalle dislocazioni sia perfette che parziali. Questi depositi (zattere) sono organizzati in bande bidimensionali ben definite a basse tensioni (fig. 4.72 bis) con dislocazioni ben abbinata. Man mano che procede l'indurimento, i volumi venutisi a formare si riempiono progressivamente e la densità di dislocazione aumenta progressivamente (Figure 4.72 ter e quater). Lo scivolamento primaria è di gran lunga dominante e le dislocazioni residue osservati dal TEM (senza irradiazione di neutroni) sono quasi tutte dislocazioni d'angolo. Tuttavia, lo scivolamento secondario è attivo in un primo momento nel ciclo e diventa progressivamente maggiore man mano che l'indurimento procede. Nelle successive fasi dell'indurimento, la tensione posteriore comincia ad aumentare improvvisamente, presumibilmente perché la formazione Lomer-Cottrell di blocco accelera e vi è una crescente prova della formazione di piccoli circuiti circolari prismatici probabilmente associata con i difetti di punto prodotti da scivolamento intersecante. Le strutture formate in queste leghe a scivolamento planare di bassa quantità di energia di difetto di impilamento a larghi, irregolari reticoli di Taylor, in cui vi sono ampie variazioni nella misura della tensione localizzato, sia nello spazio che nel tempo.

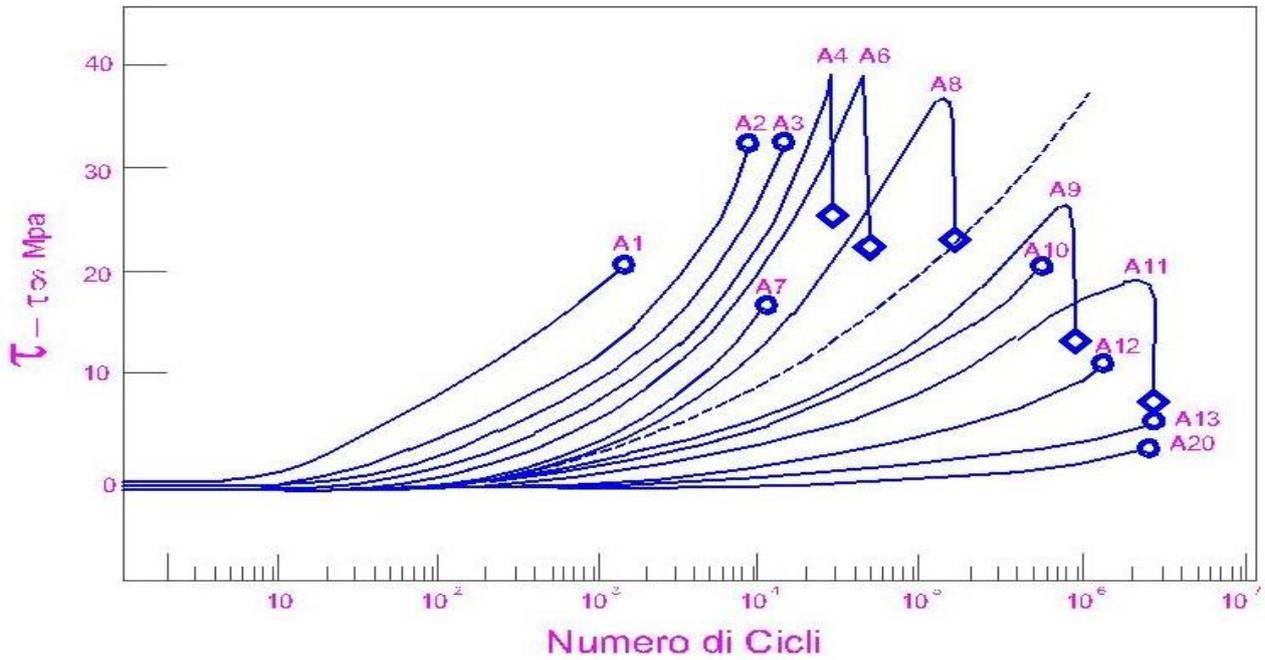


Figura 4.70: comportamento di indurimento ciclico dei singoli cristalli di Cu-16% Al, orientati per scivolamenti singoli, ciclato sotto controllo della tensione in varie ampiezze di tensione. In questo caso, τ è la deformazione di taglio e $\tau_0 = 19 \text{ MPa}$ è la deformazione critica di taglio trovata. Le trame vengono allisciate dagli effetti degli strappi di tensione per rappresentare il comportamento medio dell'indurimento.

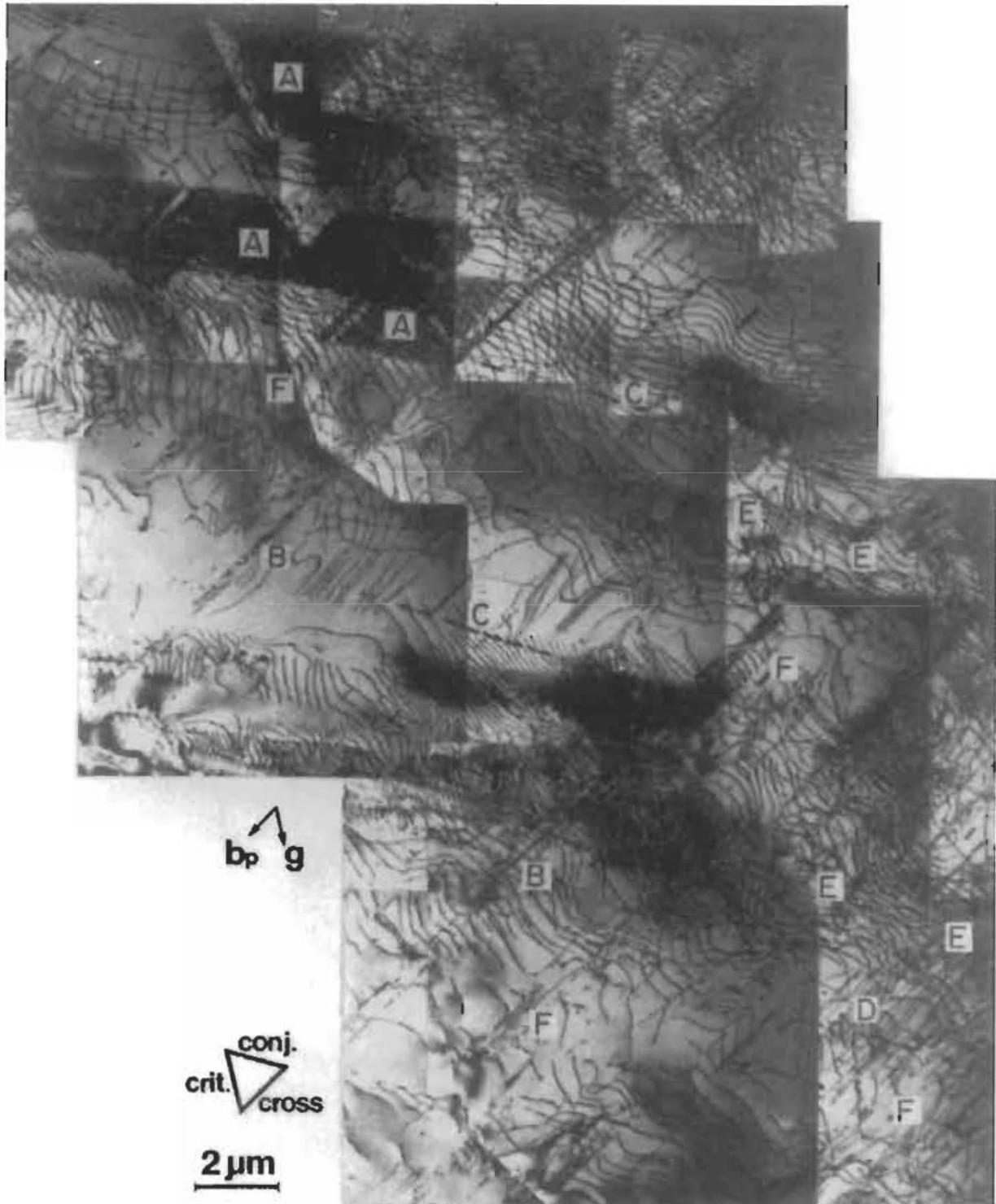


Figura 4.71: struttura delle dislocazioni osservata nello scivolamento planare primario dopo l' fatica di un singolo cristallo Cu-16 su % Al sotto la tensione di 34 MPa con un' ampiezza totale di deformazione di taglio di 3.2×10^{-3} . Depositi (zattere) di multipoli di angolo primario ben appaiati sono presenti insieme alle tracce di scivolamento sui piani di scivolamento incrociati e coniugati.

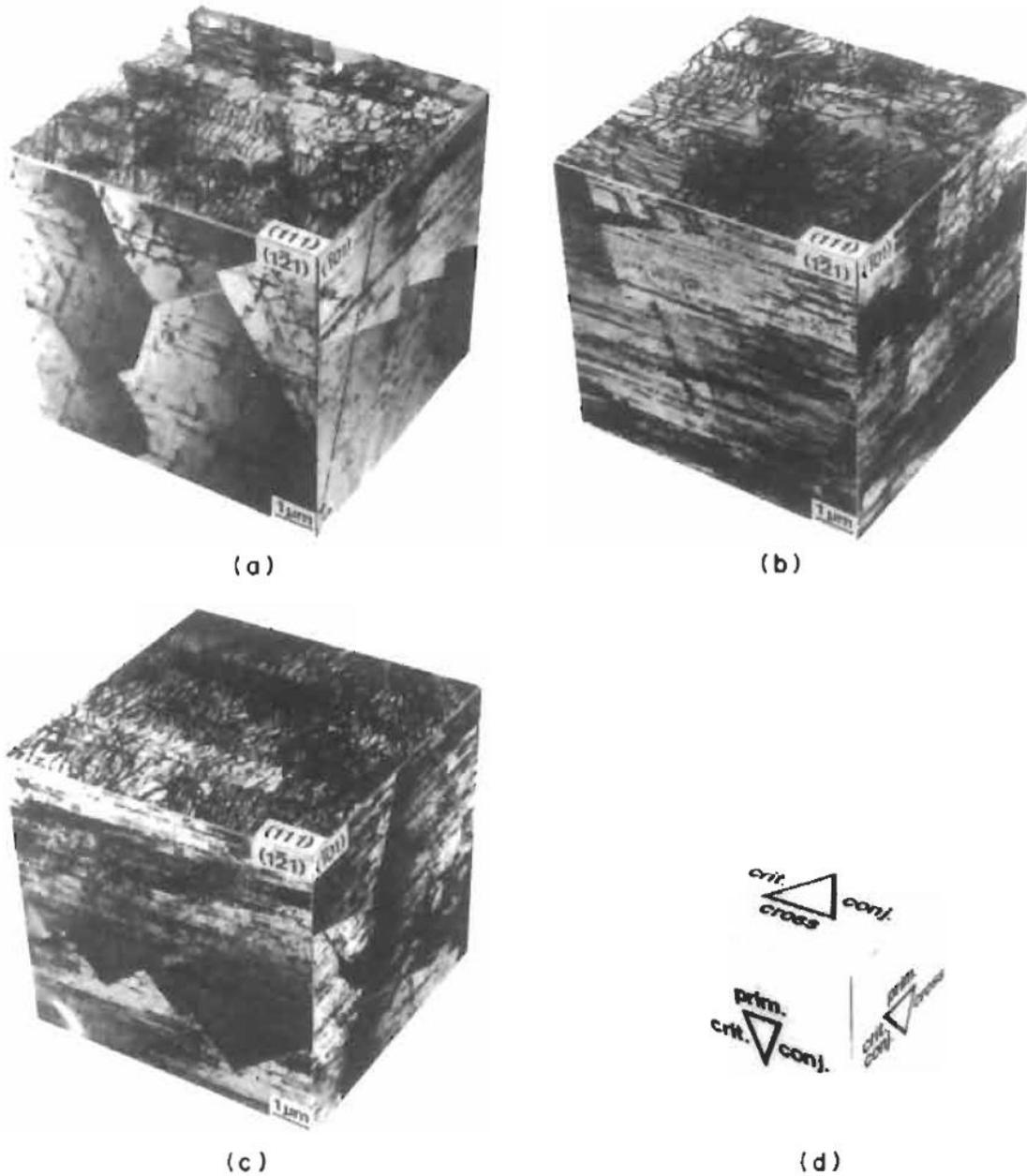


Figura 4.72: rappresentazioni tridimensionali delle strutture di dislocazione in uno scivolamento planare, di un singolo cristallo di Cu-16 % su Al ciclicamente indurito a: (a) 28 MPa, (b) 34 MPa e (c) 41 MPa. I piani di sezione TEM sono indicati e in (d) sono indicate le tracce dei piani {111}.

A causa del carattere di scivolamento planare della lega e della difficoltà dello scivolamento incrociato, l'agglomerato di dislocazione che si verifica nei metalli ondulati non può avvenire. Il reticolo di Taylor quindi si estende nelle tre dimensioni. Dal momento che le strutture di dislocazione sono costituite da reticoli di Taylor, la tensione di flusso può essere spiegata con la tensione passante delle dislocazioni di spigolo segnate in maniera opposta nei multipoli:

$$\tau_p = \frac{Gb}{8\pi(1-\nu)d}$$

in cui G è il modulo del taglio, ν è il rapporto di Poisson e d è la distanza tra i piani di scivolamento.

L'indurimento è accompagnato dalla progressiva riduzione in d , come mostrato in fig. 4.72. Nei metalli a scivolamento ondulato la tensione di attrito e la tensione posteriore (di ritorno) sono accoppiati attraverso il comportamento dei connessioni circolari. Nel Cu-16% su Al, la tensione di attrito, dominata dagli effetti del soluto, rimane abbastanza costante e l'indurimento è realizzato principalmente da un aumento della tensione posteriore, che è prevista in strutture multipolari. La questione relativa al motivo per cui la tensione di attrito non aumenta con il ciclo, nonostante i multipoli è risolta supponendo che la geometria dei dipoli nei multipoli può essere modellata come mostrato in fig. 4.73. Cioè, i dipoli sono attorcigliati, nel senso che l'orientamento relativo delle dislocazioni viene cambiato a un certo punto dell'inter-multipolo. La tensione di scivolamento (e quindi la tensione di attrito) sarebbe notevolmente ridotta per un dipolo con la configurazione attorcigliata, e la compressione-decompressione di dipolo sembra un termine più appropriato per descrivere il moto del dipolo. Inoltre, comprimerlo sarebbe molto più facile che capovolgere tutto il dipolo.

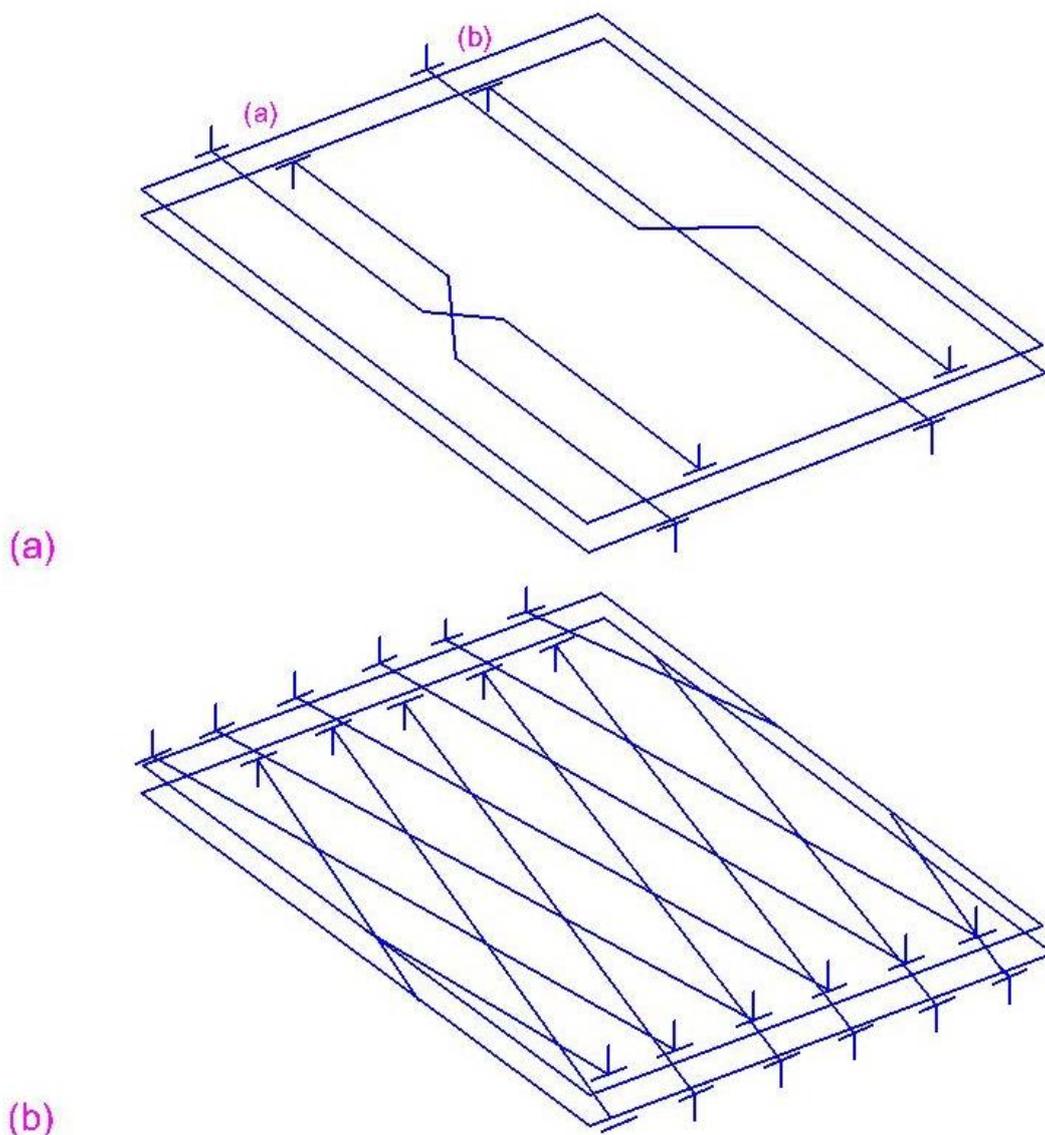


Figura 4.73: rappresentazioni schematiche delle strutture di dislocazione osservate nei multipoli delle leghe a scivolamento planare: (a) dipoli attorcigliati, (b) multipoli a griglia incrociata. Questi tipi di strutture si trovano su sezioni a piano primario.

Con l'applicazione della tensione che è inferiore a quella necessaria per separare il dipolo, il punto di cross-over tende a spostarsi avanti e indietro a seconda del segno della tensione applicata.

Il rame non può comportarsi in questo modo. Se i partner dipolari in una connessione circolare di rame puro sono attorcigliati come in fig. 4.73, si potrebbero verificare facilmente degli scivolamenti incrociati nel punto di cross-over a causa dell'alta energia di difetto di impilamento e della piccola spaziatura tra i partner. Pertanto, il dipolo si suddividerebbe e gli attorcigliamenti non sarebbero stabili.

Nel rame, quindi, la parità tra la tensione posteriore e la tensione di attrito vale per la deformazione del reticolo di Taylor.

Un altro tipo di struttura osservato nella lega a scivolamento planare è il tipo di multipolo a griglia incrociata mostrato in fig. 4.73b. Sebbene questo tipo di multipolo sia meno stabile del multipolo normale (non attorcigliato), ha il vantaggio di accogliere facilmente grandi tensioni cicliche, e sono più frequentemente osservati nelle aree pesantemente deformate. Nelle zone meno pesantemente deformate, un multipolo si potrebbe scomporre con l'applicazione di una tensione abbastanza grande per superare la somma di tensione d'attrito dovuta al soluto e la tensione di attrito per compressione-decompressione. In quanto tale, esso non dovrebbe contribuire molto al processo di indurimento, a meno che non siano vincolati da ostacoli come i blocchi Lomer-Cottrell o altre strutture di dislocazione. In tali circostanze si potrebbe contribuire al processo di indurimento con la loro interazione elastica (la tensione posteriore), che non è interessata dalla geometria a griglia incrociata.

Cristalli singoli di acciaio inossidabile AISI 316L, anche nella struttura FCC, e anche nelle sue modalità di scivolamento planare benchè abbiano un'energia di difetto di impilamento maggiore della lega Cu-16% su Al (20 ergs/cm^2 contro $< 5 \text{ ergs/cm}^2$), si comportano piuttosto allo stesso modo nella loro risposta ciclica, salvo che l'acciaio inossidabile riesca a saturare il suo indurimento, e, con ciclo prolungato, trasforma la sua struttura di dislocazione gradualmente da vettori nel piano in connessioni cenciose circolari molto simili a quelle osservate nel rame. Tale trasformazione si verifica più rapidamente nei policristalli.

Nella prima fase del lavoro, si è studiato il comportamento di affaticamento dell'ottone 70-30 policristallino in funzione della dimensione di grano, presentando i loro risultati in termini di durata dell' fatica, che hanno limitato le informazioni sul comportamento ciclico di indurimento e saturazione che potrebbe essere estratto da loro. Essi hanno scoperto che la durata dell' fatica dell'ottone dipendeva dalla grandezza del grano entro un certo intervallo, al di sotto del quale i cicli al cedimento erano insensibili alla grandezza del grano. Ciò è stato interpretato come un risultato della planarità dello scivolamento e come l'effetto che la maggiore lunghezza di scivolamento dei grossi grani ha sulla concentrazione di tensione ai bordi di grano. Tale interpretazione implica degli "impacchettamenti" che non sono favoriti nella deformazione ciclica in cui l'appaiamento di dislocazione limita i campi di tensione a lungo raggio. Inoltre, si è trovato delle strutture di dislocazione di tipo ondulate nelle vicinanze delle regioni di confine dell'acciaio inossidabile. Si è studiato la lega Cu-16% su Al policristallina, e la lega Cu-Zn.

Si è studiato 316L acciaio inossidabile policristallino, ma tutti questi studi, ad eccezione dell'ultimo, si sono limitati a una dimensione del grano e anche se a volte è stato citato la struttura nella loro analisi, non è stata adeguatamente caratterizzata per trarre conclusioni adeguate sulla sua efficacia in questo tipo di materiale.

Le opere a disposizione mostrano ancora un'altra contraddizione nei risultati relativi alla localizzazione della deformazione, in quanto i primi studiosi non hanno trovato un piano nei loro campioni policristallini, anche se loro hanno usato una rampa di carico, mentre il secondo gruppo ha trovato un piano per le due dimensioni di grano che hanno utilizzato, anche senza precedenti trattamenti meccanici. Inoltre, la gamma di tensione del piano che hanno trovato sembrava dipendere dalla dimensione di grano. I tipici CSSCs ottenuti da questi gruppi di studiosi sono mostrati in fig. 4.74. Un effetto della struttura potrebbe essere, in linea di principio, responsabile dell'assenza del piano nelle curve riportate in alcuni studi.

Questi risultati indicano tuttavia che la saturazione si verifica nei policristalli, che l'indurimento avviene più rapidamente rispetto ai cristalli singoli (anche se in modo non uniforme e, a causa degli strappi di deformazione), probabilmente a causa di effetti di scivolamento multiplo provocato dai grani adiacenti, e che si verifica anche localizzazione della deformazione. Così PLBs alla fine si trasforma in PSBs. Altre ricerche sono state concentrate per determinare gli effetti e le interazioni della struttura e la grandezza del grano nelle leghe a scivolamento planare è sicuramente necessaria. È probabile che una simile sinergia tra le variabili che saranno presenti in questi materiali, e forse ad un grado maggiore che nei metalli a scivolamento ondulato.

Un tipo di lega contenente un'alta concentrazione di soluto che mostra un comportamento particolarmente interessante è costituito da leghe ordinate, che sono caratterizzate da asimmetria tensione-compressione, tensioni molto elevate, localizzazione di scivolamento estremo e un elevato grado di scivolamento planare. Il loro comportamento ciclico di indurimento è complesso e, a causa dell'asimmetria tensione-compressione, il comportamento del cristallo singolo è molto più dipendente dall'orientamento rispetto a qualsiasi altro metallo, ad eccezione dell'hcp. Inoltre, a causa del loro insolito comportamento di scivolamento incrociato localizzato, che tende a immobilizzare le dislocazioni a vite, le loro strutture di dislocazione di fondo sono più omogenee e più dominato da dislocazioni a vite che come è di solito osservato. I PSBs sono estremamente complessi e difficili da esaminare dai TEM in quanto la densità di dislocazione è molto alta.

Le leghe invecchiate contenenti piccoli precipitati che sono così densi e ravvicinati che essi devono essere tagliati da dislocazioni mobili, sono molto sensibili alla deformazione localizzata nei PSBs, anche se i PSBs sono strutturalmente diversi da quelli dei metalli puri.

Il comportamento tipico di indurimento per questa classe di lega è mostrato in fig. 4.74. L'indurimento rapido è notevole, la tensione di flusso raggiunge un picco, e si affievolisce e poi si stabilizza. Dal momento che non si verifica la saturazione, non vi è alcuna definizione generalmente accettata di tensione di flusso per la curva ciclica tensione-deformazione. Alcuni studiosi hanno scelto di definire la curva ciclica tensione-deformazione in termini di tensione di picco. Dal momento che il picco indica l'insorgenza della localizzazione della deformazione e la prima comparsa dei PSBs, non è sorprendente che un piano sia osservato nella curva ciclica tensione-deformazione. Tuttavia, per questo sistema, l'inizio del piano si verifica a $1,8 \times 10^{-5}$, e la fine dell'alta tensione si verifica a $\sim 2 \times 10^{-3}$. Entrambe queste tensioni sono molto più basse da quelle dei metalli puri, in quanto le deformazioni localizzate nei PSBs sono maggiori.

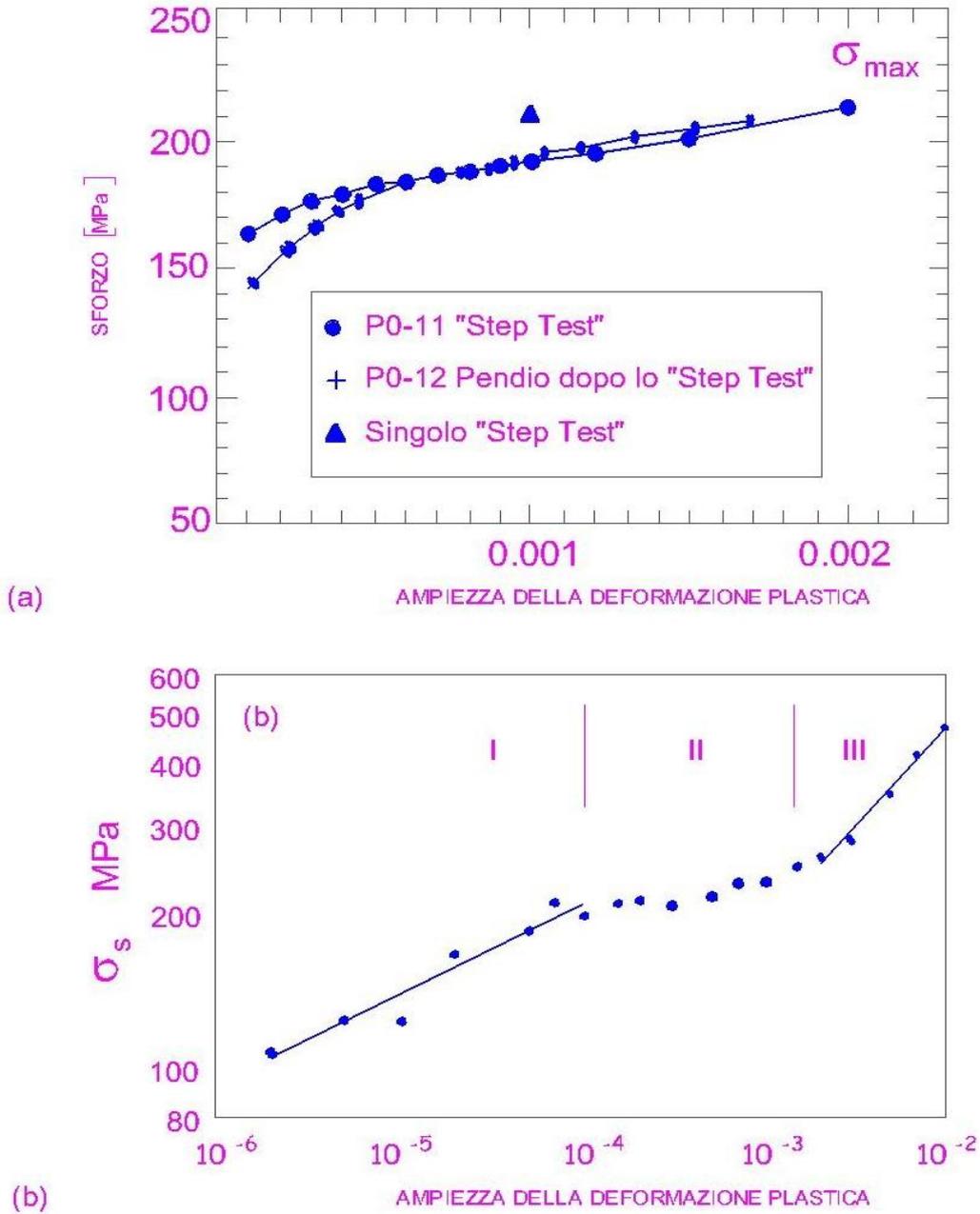


Figura 4.74: curve cicliche di tensione-deformazione di acciaio inossidabile 316L policristallino.

Durante il rapido indurimento, si è osservato che lo scivolamento era fine e omogeneo. Per tensioni inferiori a quelle del piano, si è verificato il comportamento di saturazione e non è stato osservato un affievolimento, ma è rimasto lo scivolamento omogeneo per centinaia di migliaia di cicli e un limite di fatica è stato definito dalla fascia più bassa del piano. Come di consueto, si sono verificati PSBs per tensioni corrispondenti al piano. Tecniche interferometriche sono state utilizzate per misurare l'ampiezza di deviazione di scivolamento dei PSBs e quindi di misurare la tensione localizzata. È stato trovato essere molto grande, che varia da 0,3 a 0,6. Man mano che si verificava l'affievolimento, la deformazione diventava più localizzata. Inizialmente, la maggior parte delle deviazioni dei PSB sono state alte circa 30 nm essendo alcuni gruppi di micro-PSBs strettamente

agglomerati e mostrando una altezza combinata di ~ 300 nm. Con ciclo continuo gli estremi delle deviazioni di PSB non è cambiavano, ma la distribuzione delle deviazioni diventava più uniforme e progrediva verso valori più alti. Le osservazioni TEM indicavano che i PSBs erano piuttosto strette, tipicamente $0,25 \mu\text{m}$ di spessore, e densamente occupati da dislocazioni e precipitati. L'affievolimento si verificava solo dopo che i PSBs si formavano e fu attribuito al degrado del precipitati da un meccanismo disordinato. Il "disordine" può avvenire mediante una serie di meccanismi. Poiché i precipitati tagliabili θ'' nella lega Al-Cu sono ordinati, l'oscuramento dei cristalli a causa di ripetuti eventi di taglio potrebbe eliminare la componente dell'indurimento d'ordine, in linea con la cinetica dell'affievolimento. Inoltre, l'irruvidimento dell'interfaccia precipitato-matrice potrebbe ridurre il contributo di indurimento chimico all'intera tensione di flusso (scorrimento-dilatazione). Inoltre, è probabile che alcuni dei precipitati siano tritati fino al punto di scioglimento e, localmente, il materiale torni alla condizione di soluzione.

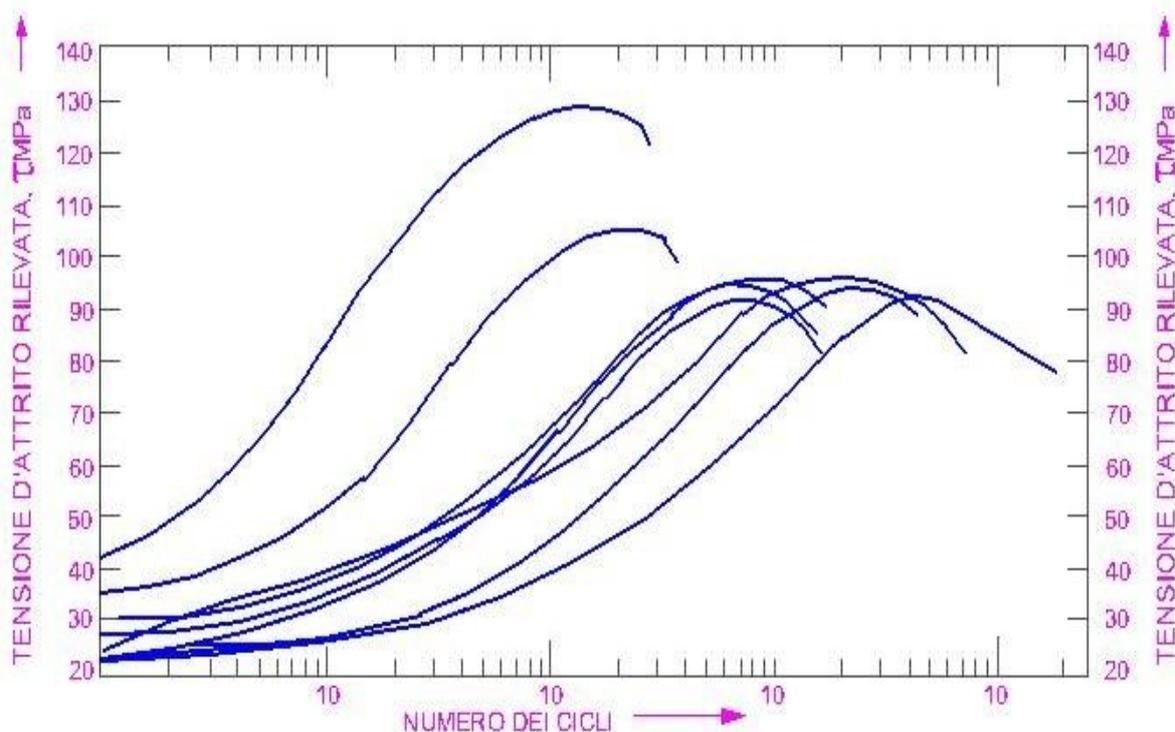


Figura 4.75: curve cicliche di indurimento dei singoli cristalli della lega Al-Cu contenenti precipitati tagliati θ'' ciclata sotto costante controllo della tensione plastica tangenziale, indicata.

Misure per campioni di vari orientamenti a scivolamento singolo.

Si verifica prima l'indurimento, seguito dall'affievolimento, e non è fortemente dipendente dall'orientamento.

È interessante che le frazioni di volume di PSBs sono sempre molto basso nella lega di Al-Cu entro il piano. A deformazioni superiori a quelle del piano, la deformazione continua ad essere localizzata in PSBs, ma esse si sviluppano su più di un sistema di scivolamento. Sono state osservate anche bande intense di attorcigliamento. Il PSBs costituiscono davvero i micro-PSBs, e come quelli dei metalli puri, questi sono limitati in lunghezza - tipicamente $400 \mu\text{m}$. Tuttavia, i PSBs passano proprio attraverso il cristallo come una stringa brevi segmenti che si sovrappongono.

Le dislocazioni nelle PSBs hanno densità circa pari alle dislocazioni di bordo e di vite. Nella lega Al-Cu esse tendono ad essere un po' più dense all'interfaccia tra la PSB e la matrice perché i PSBs

hanno un orientamento leggermente diverso rispetto alla matrice. Vi è una lieve tendenza all'aggregazione delle dislocazioni, osservata talvolta, ma più spesso essi sono disposti in modo uniforme. Apparentemente le deformazioni altamente localizzate possono essere arrangiate con il movimento di molte delle dislocazioni e con un equilibrio tra la loro moltiplicazione e annientamento.

A causa dei grandi valori delle deformazioni nelle PSBs, le durate dei singoli cristalli di Al-Cu sono due ordini di grandezza inferiori a quelle dei singoli cristalli di rame. Inoltre, la pendenza del grafico Coffin-Manson è maggiore nella lega Al-Cu che nel rame puro per la stessa ragione. Sebbene i grandi aspetti della deformazione ciclica sono simili in diverse leghe contenenti precipitati tagliabili, i dettagli sono spesso molto dissimili. Ad esempio, Gerold, Wilhelm e i loro collaboratori hanno effettuato un elegante studio sulla lega Al-Zn-Mg contenente precipitati tagliabili, η' , e trovato molti aspetti della risposta meccanica analoghi a quelli sopra descritti.

Tuttavia, nella PSBs di Al-Zn-Mg, i precipitati si dissolvono e lasciano il libero canale super saturato di elementi della lega, che spiegano il addolcimento che si verifica sul ciclo esteso. Anche all'interno di un unico sistema della lega, una grande varietà di comportamento può essere osservato. Ad esempio, nella lega Al-Ag con alta concentrazione di soluto e di attività, Al-15% Ag, una struttura contenente inizialmente zone GP, che uno si aspetterebbe che venga tagliata e sciolta, non si comporta in tal modo. Invece la lega è stata sottoposta a deformazione-indotta ciclica con la formazione di precipitati più stabili, γ' e γ , che causano un maggiore rafforzamento anziché addolcimento. Pertanto, le prove condotte a deformazioni più basse (quindi a durata più lunga, hanno fornito ulteriori opportunità per la nucleazione e crescita del precipitato) hanno prodotto più indurimento rispetto alle deformazioni più alte e una riduzione nella localizzazione della deformazione. Questo problema ha fatto sì che la curva ciclica tensione-deformazione avesse un'andata negativa su parte della sua gamma. D'altra parte si è trovato che le PSBs formate e le zone GP sono state disciolte in zone in associazioni con addolcimento ciclico. Un buon esempio delle PSBs contenenti particelle sciolte viene visualizzato nella fig. 4.76.

Quando i precipitati sono grandi, il comportamento indurimento ciclico è completamente diverso. Un tipico esempio di questo tipo di lega è una lega Cu % Al contenente precipitati θ' . Simili precipitati costituiti da lastre su famiglie di piani {001}, di circa 1 μm di diametro e le tre famiglie di lastre servono a dividere il materiale in piccoli volumi cubici ragionevolmente separati da particelle a dislocazione-impermeabile. In tal caso, la deformazione ciclica è omogenea, le linee di scivolamento sono difficilmente visibili, l'indurimento è rapido, la saturazione è estremamente stabile e non si verifica addolcimento. Dal momento che le PSBs non sono possibili, la curva ciclica tensione-deformazione non contiene un piano – le tipiche CSSCs per monocristalli contenenti θ' precipitati sono mostrati in fig. 4.77a.

Le CSSCs mostrate sono state ottenute da un test incrementale a stadi a partire da una bassa ampiezza e ascendendo con piccoli passi al controllo della deformazione plastica (s-test), ed è interessante che l'orientamento del cristallo con scivolamento multiplo ha tensioni più basse rispetto a quello con singolo scivolamento.

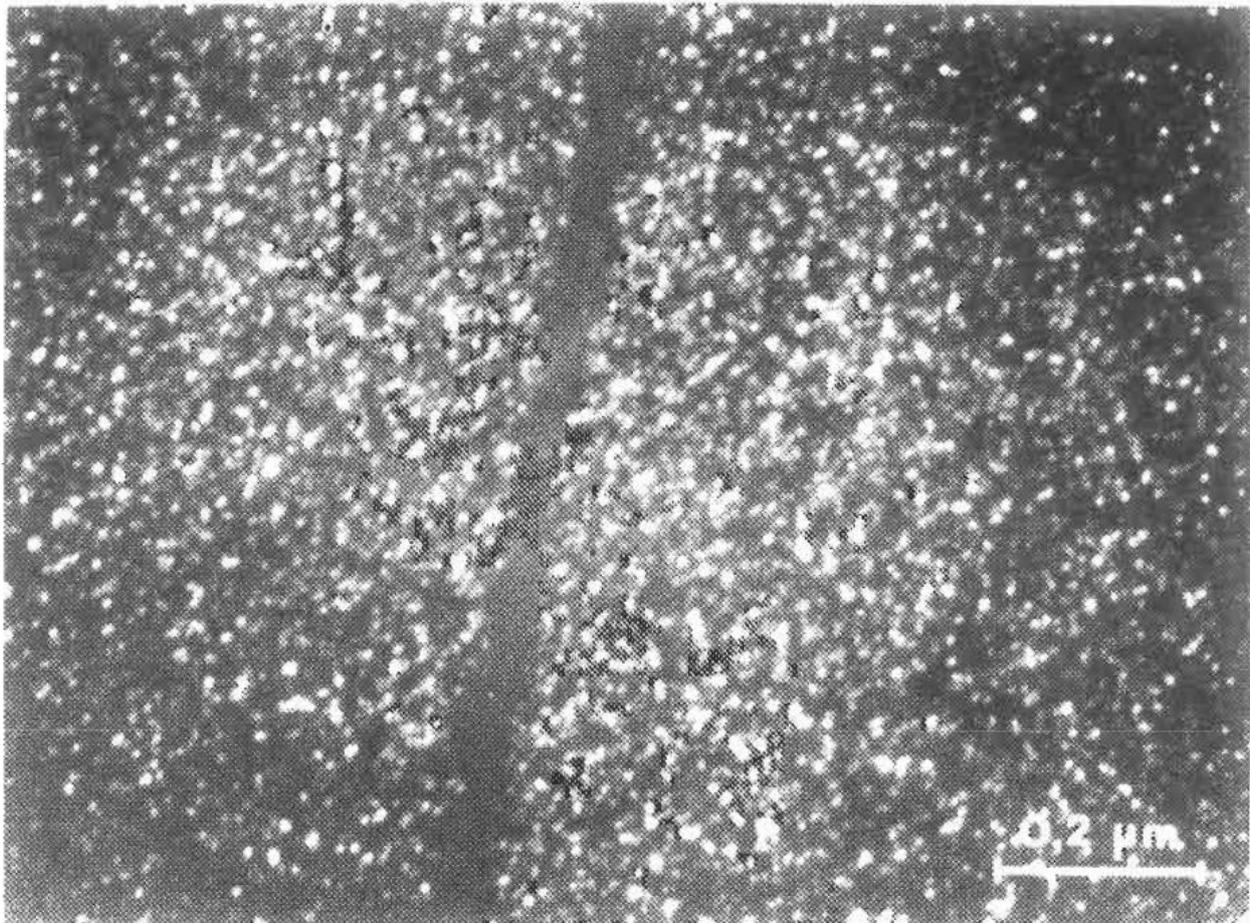


Figura 4.76: PSB stretta nel singolo cristallo della lega Al-Zn-Mg, ciclata con 5200 cicli ad un intervallo di deformazione plastica di 2.5×10^{-3} , che mostra dissoluzione di precipitati rilevati dal contrasto con il campo nero.

Si noti che le orientazioni del cristallo sono mostrate nella proiezione stereografica inserita. Questo comportamento non è stato un caso fortuito derivante dal passaggio del metodo di prova, come può essere visto dalle curve di indurimento ciclico mostrate in fig.4.77 con tests ad ampiezza costante (c-test). Il cristallo a scivolamento indurisce in misura maggiore nella prima applicazione della deformazione, consueto del comportamento della deformazione monotona ma poi come i cicli si accumulano indurisce meno. I comportamenti dell'indurimento ciclico e della deformazione dei metalli contenenti precipitati (alquanto) impenetrabili sono stati interpretati in una varietà di modi, nei primi tempi di lavoro in termini di dislocazioni geometricamente necessarie. L'idea qui è che le dislocazioni sono confinate nella struttura tra le particelle che resistono alla deformazione e non possono essere tagliate dalle dislocazioni (in verità la situazione è più complessa; ad alte deformazioni le particelle vengono tagliate come può essere visto dagli APDB distanziati in particelle θ' ordinate. Di conseguenza, le dislocazioni nella matrice sono disposte alle interfacce delle particelle per assecondare le curvature introdotte dalla deformazione incompatibile delle due fasi. L'aumento nella tensione di dilatazione è associato all'aumento della densità di dislocazione. Nei cristalli orientati a scivolamento singolo, le dislocazioni saranno dominate da dislocazioni primarie, ed esse possono fornire forti tensioni posteriori attraverso arrangiamenti a parete inclinata alle interfacce θ' . Un principio della teoria LED è che lo scivolamento multiplo consente un

accoppiamento più completo di dislocazioni oppostamente segnate, nonché la riduzione di energia tra gli arrangiamenti di dislocazione dei diversi vettori Burgers. Questo approccio può spiegare la riduzione della tensione di dilatazione dei cristalli a scivolamento multiplo, rispetto a quella dei cristalli a singolo scivolamento.

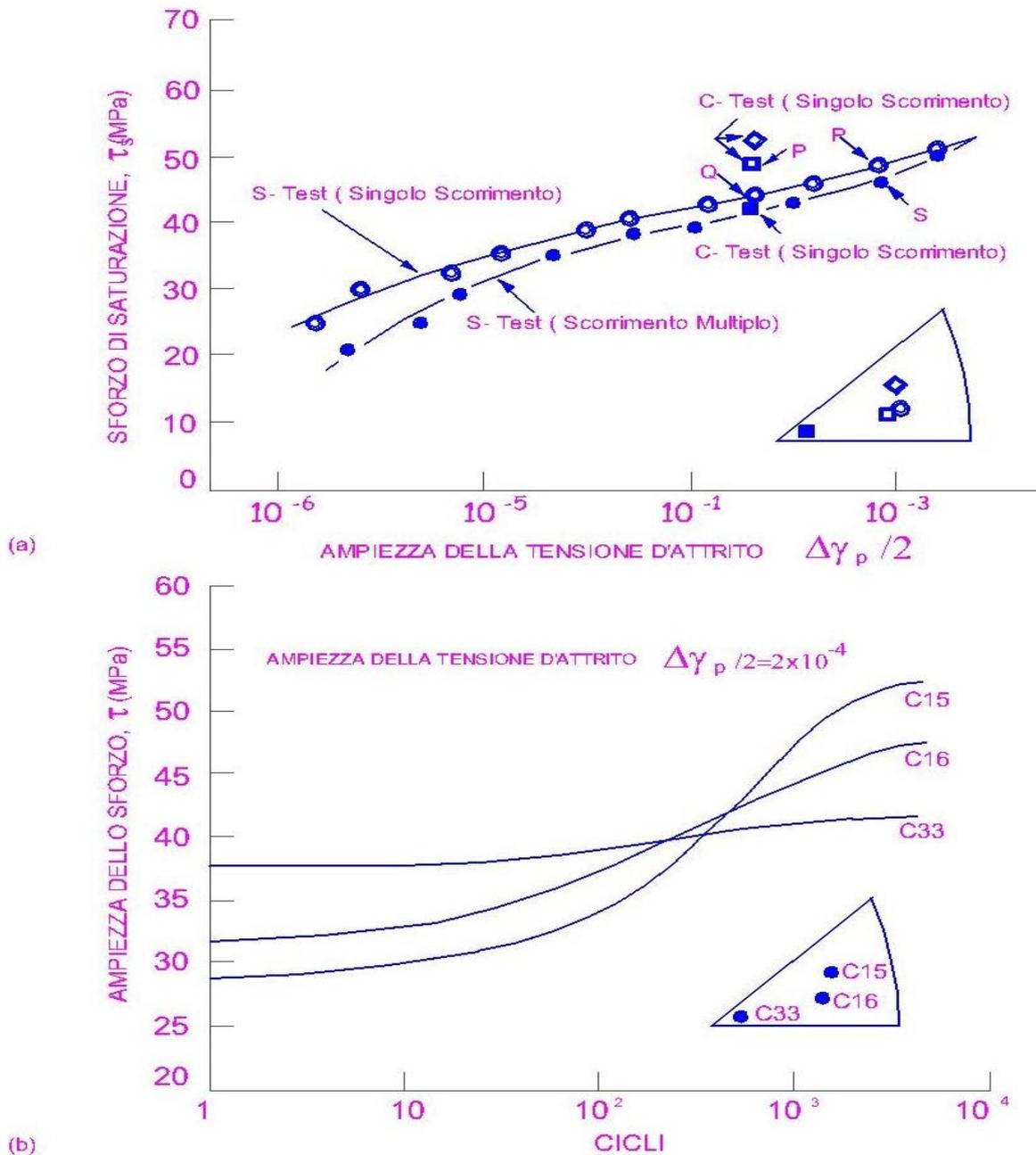


Figura 4.77: (a) curve cicliche di tensione deformazione per cristalli a singolo e multiplo scivolamento per la lega Al-4% Cu invecchiata per contenere precipitati θ' . Le CSSCs ottenute da una prova ascendente a stadi e l'orientazione dei cristalli indicati nel riquadro. Sono mostrate le tensioni di saturazione per campioni testati con ampiezza costante. (b) curve cicliche di indurimento per tre singoli cristalli Al-4% Cu contenenti precipitati θ' degli orientamenti sono indicate nel triangolo standard del riquadro, e tutte ciclano alla stessa ampiezza costante di deformazione. Ogni curva è codificata con il numero di serie del cristallo per indicare gli orientamenti del campione.

Un approccio alternativo alla comprensione del comportamento della dislocazione è quello delle dinamiche non-lineari, un approccio per affrontare le popolazioni della dislocazione nel suo insieme, in condizioni lontane dall'equilibrio, che corrispondono a quelle di tensione ciclica. Diversi studi hanno dimostrato che in volumi relativamente piccoli di matrice accessibile alle dislocazioni tra precipitati impermeabili, l'auto-organizzazione delle dislocazioni opera per provvedere al loro arrangiamento all'estremità dei loro spazi di scivolata, cioè, alle interfacce della particella, a condizione che le particelle siano lontane circa 1 μm . Se le particelle resistenti al taglio sono disposte più densamente (e quindi con riduzione delle separazioni), in modo da limitare ulteriormente il volume di scorrimento, quindi la popolazione di dislocazione disponibile può portare la deformazione applicata senza una tendenza a riorganizzare o raggruppare. Questo comportamento si applica, ad esempio, al nichel T-D (torio disperso) in cui una popolazione di dislocazione viene ereditata dalla trasformazione e le particelle di torio sono sia più dense che resistenti al taglio. Questa analisi spiega le osservazioni di Bhat e Laird, che trovarono le strutture di dislocazione di partenza nel nichel T-D estremamente stabili per deformazione ciclica sia a temperature ambiente che elevate.

Leghe commerciali sulla base di semplici sistemi di trattamento di cui sopra, e di altri sistemi FCC, mostrano molte differenze nel dettaglio, a seconda della specificità delle loro microstrutture. Per esempio, le leghe di alluminio commerciali in genere contengono tre livelli di precipitati: costitutivi di particelle, il più grande; dispersoidi, di dimensioni intermedie; e zone G-P, il più piccolo e il più responsabile della durezza superiore delle leghe. Il comportamento dell' fatica è determinato da un compromesso tra gli effetti dei diversi componenti microstrutturali: i costitutivi di particelle e dispersoidi agiscono per omogeneizzare la deformazione durante la deformazione ciclica, mentre le zone G-P incoraggiano la formazione PSB, la localizzazione dello scivolamento e la dissoluzione di zona. La complessità del comportamento non sono ancora ben comprese, ma le particelle più grandi sembrano essere efficaci nel limitare il addolcimento ciclico. Le leghe commerciali sulla base composti intermetallici ordinati, tendono a mostrare diversi tipi di comportamento. Ad esempio, a differenza delle leghe di alluminio commerciali che mostrano un rapido indurimento, il Waspaloy non mostra un rapido indurimento associato ad uno scivolamento fine generale, ma tutta la deformazione plastica è localizzata nei PSBs dall'inizio del ciclo. La cinetica dei processi di indurimento e addolcimento che regola la deformazione ciclica è stata osservata essere la stessa in ogni banda di scivolamento, indipendentemente dalla deformazione plastica perché, al fine di ospitare le deformazioni più alte, il numero di bande di scivolamento è aumentato linearmente con la deformazione applicata. A questo proposito, il comportamento è simile a quella di PSBs nei singoli cristalli di puro metallo. Tuttavia, dal momento che contiene precipitati tagliabili, il Waspaloy mostra un indurimento ad un picco e poi un addolcimento, un comportamento simile a quello osservato nel modello di lega Al-Cu, ma non è stato trovato nessun piano nella curva ciclica tensione-deformazione.

Modello di dislocazione nella deformazione ciclica: Un riferimento alla trattazione di deformazione ciclica dalle dinamiche non lineari nella sezione precedente richiama i commenti sull'applicazione di tali tecniche per l' fatica. Oltre a Kubin, molti di coloro che possiedono la necessaria erudizione matematica per applicare il metodo non hanno familiarità con la fisica dei problemi di fatica, distribuiti attraverso una vasta letteratura, e dissipano energia su problemi di lieve entità. Anche quando è stato trattato l'effetto Portevin-Le Châtelier, considerando diversi sistemi sperimentali: Cu-Mn, Al-Mg, Cu-Zn e Au-Cu, e ottennero una buona descrizione dei dati sperimentali, sulla base di un modello fisico ben giustificato, la matematica, è stata semplificata al massimo. Il modello non soddisfa l'importante requisito di stabilità di seghettature di tensione non lineari per quanto riguarda le piccole perturbazioni nelle condizioni iniziali. Ci vorrà del tempo per correggere il metodo. Finora, l'approccio reazione più diffusione allo schema di dislocazione nella deformazione ciclica è stato sperimentato da Walgraef e Aifantis, ed è stato completato da simulazioni numeriche delle soluzioni del modello di equazioni. La serie di equazioni non-lineari proposte non è in diretta

connessione con il comportamento della dislocazione, ma deve essere interpretato liberamente per quanto riguarda il comportamento della popolazione globale. Per l'indagine dello schema di fatica, vengono considerate due popolazioni di dislocazioni: le densità di dislocazione mobile e immobile. Queste ultime, che potrebbero essere solo temporaneamente immobili, si suppongono essere quelle nei collegamenti circolari, nelle pareti dipolari o in altre strutture tipiche di fatica. Mobilità delle notevoli differenze fra i valori vengono attribuite a queste due popolazioni e le equazioni contengono separatori di dislocazione e condizioni di mobilitazione dipendenti dalla deformazione che regolano le soluzioni del sistema. Attraverso una scelta appropriata delle mobilità di dislocazione (per prova ed errore), molte descrizioni realistiche della formazione di parete PSB sono state riportate da diversi esperimenti, con diverse condizioni iniziali, hanno dimostrato ancora altre proprietà delle pareti PSB e gli effetti dei limiti dimensionali, rilevati nella precedente sezione. Secondo il parere del presente scrittore, il metodo offre molte promesse. È ideale per manipolare le instabilità, come gli strappi Neumann, come quelli comunemente incontrati nell'fatica. Si è recentemente applicato il metodo agli strappi di Loren-Laird nello scorrimento ciclico, e alle valanghe di tensione di Hong-Yan-Laird che compaiono all'interno di un unico ciclo. Il suo modello riproduce con successo le segheature di tensione in termini dei meccanismi di dislocazione sottostanti e quindi stabilisce un legame fondamentale tra i micro e macro meccanismi di deformazione ciclica.

Apertura della cricca di fatica nei metalli duttili: L'apertura di cricche di fatica è definita dalla volontà dello sperimentatore, e dalla precisione e risoluzione della tecnica utilizzata per la loro ricerca. Un ingegnere meccanico può considerarli come un inevitabile sviluppo del processo di produzione costituito da difetti che si limitano a crescere durante il successivo servizio, o a comparire al livello di ~ 1 mm, sulla base della performance di valutazione non distruttiva. Uno scienziato dei materiali li definisce in termini di un meccanismo di fallimento associato con una funzionalità microstrutturale, come ad esempio un PSB, un bordo di grano, inclusione non metallica o di altri tipi di concentratore di tensione o localizzatore di deformazione. Anche nei campioni levigati, è ampiamente accettato che le cricche di fatica si aprono in una fase precoce della vita di fatica, prima nei metalli puri poi nei metalli commerciali; tuttavia, il primissimo punto del rilevamento della cricca sembra dipendere fortemente dalla capacità del ricercatore. Come osservato nella premessa, in cui sono state delineate le filosofie di progettazione, l'accento sull'apertura nella cricca di fatica varia notevolmente. La nostra comprensione, in termini quantitativi, dell'apertura della cricca di fatica rimane povera in parte perché le tecniche investigative e le idee sono limitate. La presente sezione si occupa di modelli per l'apertura della cricca di fatica e della loro dipendenza dalla struttura di dislocazione (e quindi dall'ampiezza di deformazione) e dalla microstruttura, sul presupposto che il campione non contiene un concentratore di tensione macroscopica, e i meccanismi di apertura derivano puramente da processi di deformazione del metallo. Nelle strutture attuali la speranza è di mantenere le tensioni di fatica a livelli bassi, in generale, e questo di solito provoca il verificarsi dell'fatica (se lo provoca) a concentratori di tensione. In linea di principio, non vi è alcuna ragione per cui l'apertura di una cricca a una concentrazione di tensione dovrebbe essere diversa da quella su un campione levigato ciclato ad una tensione equivalente a quella nella concentrazione di tensione.

Apertura di cricca di fatica e rugosità superficiale: i fenomeni: Perché le cricche di fatica si nucleino insieme, la tensione o la deformazione applicata ai campioni soggetti ad fatica deve essere al di sopra del limite di fatica, o deve esserne stata superiore in un momento qualsiasi della sua vita. Quando queste condizioni sono soddisfatte, le PSBs si forma e si intensificano. Delle cricche si formano in definitiva in superficie sia nei PSBs che in altre regioni, come il geminato o il bordo di grano, su cui il PSBs incide. Di solito, le cricche sono associate con la deformazione localizzata e la

sua interazione con la microstruttura. In assenza di un difetto sotto la superficie che può fornire un luogo per l'apertura della cricca, la superficie libera è il sito preferito per l'apertura della cricca. Delle cricche si apriranno nelle PSBs o in altre regioni di deformazione localizzata (per esempio un geminato stretto che ha un fattore Schmid più favorevole rispetto al suo grano ospite, e diventa in sostanza di per sé un PSB), fintanto che le condizioni di tensione soddisfano le condizioni per la deformazione localizzata, cioè, che coincide con la regione di piano della curva ciclica tensione-deformazione per i singoli cristalli, o la deformazione equivalente per i policristalli. Se la tensione o deformazione è sufficientemente elevata per omogeneizzare la deformazione, in questo caso la struttura di dislocazione sarà formata da cellule, sia a livello locale vicino ai bordi di grano o più in generale in tutta la struttura, quindi le cricche si aprono invece nei bordi di grano. Queste osservazioni in particolare si riferiscono ai metalli di carattere di scivolamento ondulato. Nella singola fase le leghe a modalità di scivolamento planare, i PSBs (o i loro equivalenti planari, PLBs), sono i siti preferiti della nucleazione della cricca sia a basse che ad alte ampiezze. I meccanismi di apertura della cricca sono stati ripetutamente rivisti. I fenomeni associati con l'apertura della cricca nel PSBs sono i seguenti:

- 1) il PSBs si aprono, localizzano la deformazione al loro interno e iniziano a sporgere. Questo succede all'inizio della vita. Una protrusione è una superficie sollevata, diversi micrometri in altezza, che di solito occupa la larghezza di un micro-PSB, e distinta da un'estrusione, che è più stretta, più appuntita e merita un trattamento più dettagliato. Spesso, un ampio PSB e la sua protrusione associata può contenere diverse intrusioni ed estrusioni, ma generalmente queste caratteristiche si verificano un po' più tardi nella vita. Un esempio di un macro-PSB in questa condizione è mostrato in fig. 4.78. Si noti che al cristallo erano stati dati 120000 cicli quando la fotografia SEM è stata registrata, una grande parte della vita.
- 2) Dopo essere trascorso il 5-10 % della vita, numerose piccole cricche (fessure) possono essere trovate all'interno del PSB, e le cricche possono essere considerate aperte. Una manifestazione tipica di questo comportamento è mostrata in Fig. 4.79, che comprende una fotografia SEM di un singolo cristallo preparato con la tecnica "angolo appuntito".

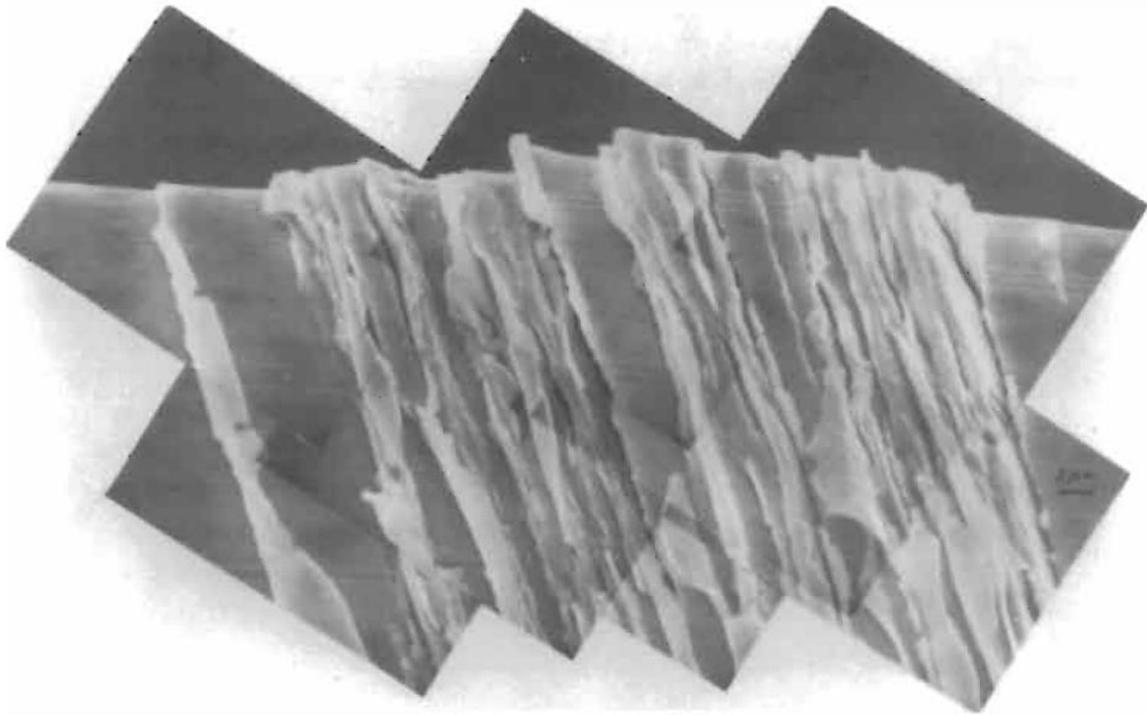


Figura 4.78: macro-PSB in un singolo cristallo di rame, orientato a singolo scivolamento, affaticato a temperatura ambiente per 120.000 cicli a una ampiezza di deformazione plastica di taglio di 2×10^{-3} . La macro-PSB consiste di molte micro-PSBs, separate da regioni della struttura a matrice (circuiti chiusi). Numerose sono le estrusioni e intrusioni sovrapposte su una protrusione intera.

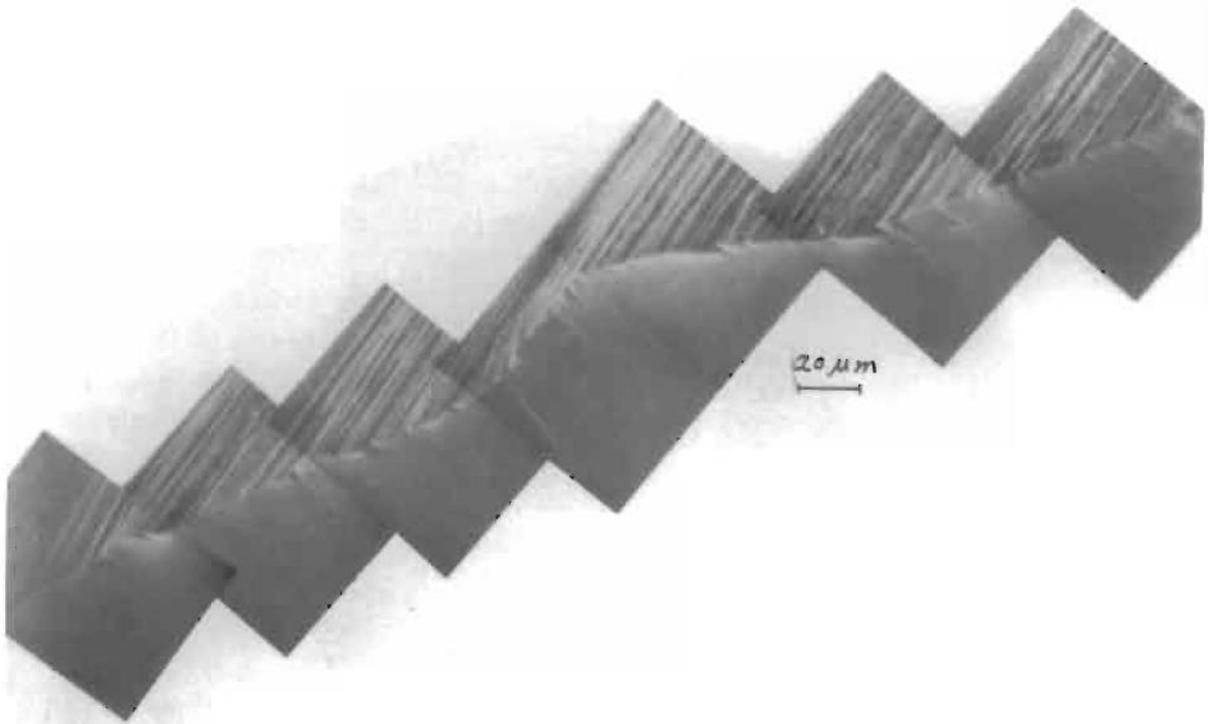


Figura 4.79: numerose cricche durante la prima fase visibili in una sezione "angolo appuntito". Un singolo cristallo di rame ciclato ad un'ampiezza di deformazione di taglio di 2×10^{-3} per 30000 cicli.

Questa tecnica è impiegata su campioni a sezione quadrata, in cui le fessure tendono ad aprirsi preferibilmente lungo gli angoli della sezione del misuratore. Poiché le estrusioni si piegano sulla superficie, nascondono le cricche e non è possibile osservare quanto siano profonde le cricche. Le cricche possono essere rivelate e la loro profondità misurata rimuovendo accuratamente uno strato sottile dal lato superiore del campione, e lucidando la superficie senza alterare le cricche, una difficile arte che rivela le cricche in una sezione di 90° . Nelle prime fasi del lavoro, una *sezione rastremata* potrebbe essere impiegata per "ingrandire" le cricche geometricamente, ma data l'alta risoluzione del SEM, le sezioni rastremate sembrano obsolete, ad eccezione forse per scopi speciali.

3) La morfologia delle estrusioni è mostrata in fig. 4.80. Alcuni ricercatori, le vedono come sottili lingue di metallo, schematicamente indicate in fig. 4.90a.

Altri le riportano come aventi una sezione triangolare a croce (larghezza della base $\approx 1-2 \mu\text{m}$, altezza $2-3 \mu\text{m}$), senza dubbio, una grande varietà di forme e dimensioni è stata osservata. Le estrusioni crescono a grande velocità, $1-10 \text{ nm/ciclo}$, mentre la velocità di crescita del tipo di protrusioni mostrato in fig. 4.90c è di un ordine di grandezza più basso. L'intera protrusione visibile nella macro-PSB mostrata in fig. 4.80 è collegata, almeno in parte, con il taglio delle micro-PSBs e con lo "scorrimento" della matrice tra le lastre. La cinetica di tale comportamento è piuttosto "stocastica", e l'altezza dell'intera protrusione tende a scalare con la larghezza del PSB.

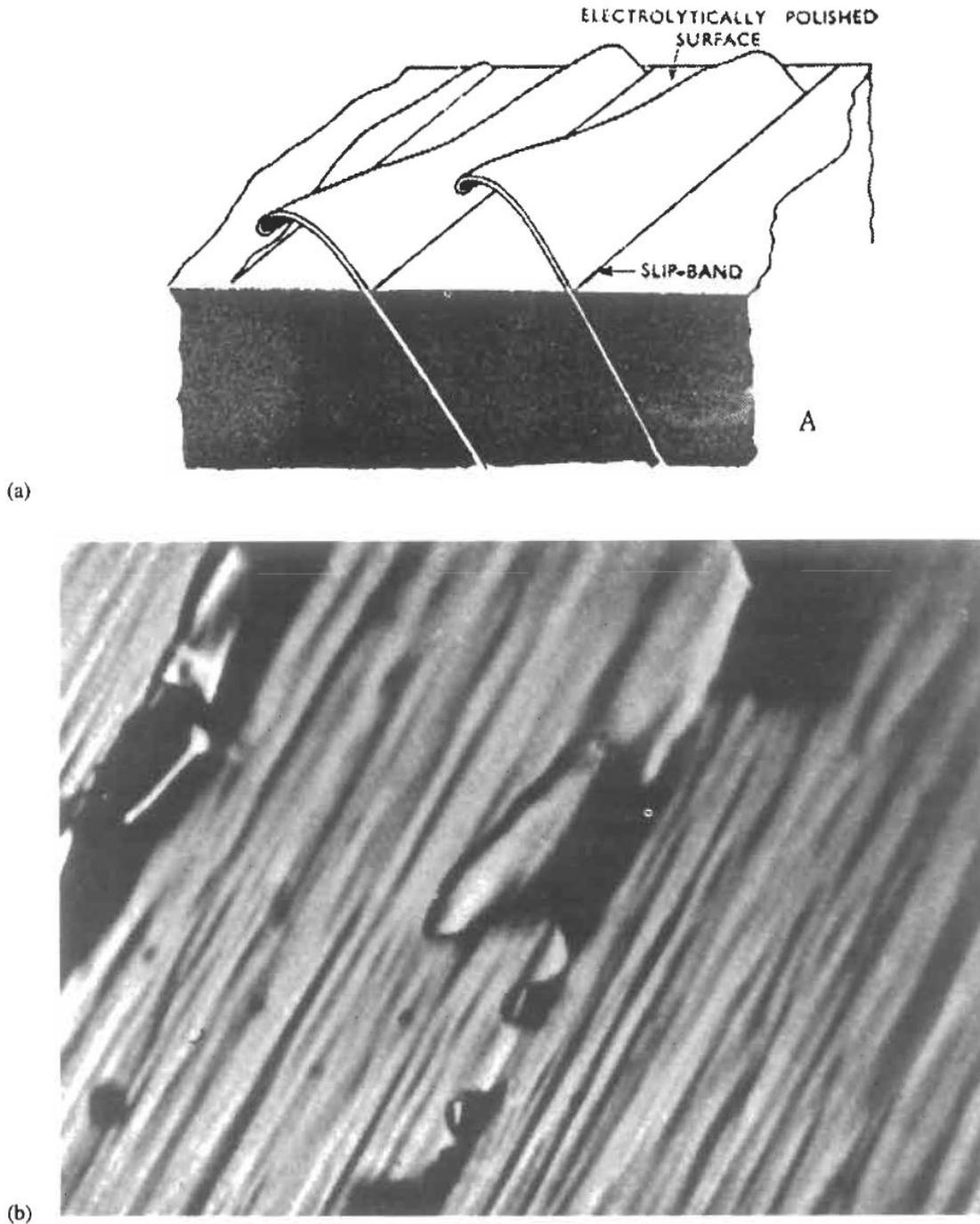


Figura 4.80: (a) rappresentazione schematica di una banda di scivolamento, o micro-PSB, estrusione. (b) estrusioni effettive in PSB in una lega invecchiata Al-Cu affaticata a bassa tensione. L'ingrandimento può essere misurato dall'altezza dell'estrusione più grande, circa $10\ \mu\text{m}$.

4) la deformazione localizzata all'interno di gruppi di PSBs è macroscopicamente reversibile, nel senso che la deformazione locale ad un massimo di trazione è identica a quella a massima compressione, almeno entro l'intervallo di tempo di vari cicli o addirittura centinaia di cicli. E' chiaro che non può essere reversibile tutto il tempo, o la sporgenza e l'invasione e non si sarebbero verificate. Inoltre, la deformazione locale all'interno di una micro-PSB sembra aumentare linearmente con la deformazione globale durante una tipica escursione di deformazione, e si inverte con il ciclo della deformazione, ancora per la maggior parte del tempo. Le prove mostrate indicano che le micro-PSBs non si deformano del tutto reversibilmente tutto il tempo. C'è un'interazione e ri-

divisione di deformazione tra le micro-PSBs. Alla migliore distribuzione di scivolamento all'interno di una PSB, la deformazione è sicuramente non strettamente reversibile.

Questa prova di irruvidimento indica che la lamelle definite dallo scivolamento atomico all'interno dei PSBs si sottopone a scivolamento vincolato nella direzione del vettore primario di Burgers, e producono una topologia incavo-punta della micro-irreversibilità dello scivolamento.

5) Come si è osservato nel capitolo precedente, l'interferometria ottica che indica che si sviluppa una deformazione locale superiore alla media su (o vicino) l'interfaccia della matrice PSB. Questa "doppia" localizzazione di scivolamento aumenta la cinetica di apertura delle cricche sull'interfaccia della matrice PSB. Conteggi di nuclei di cricca indicano che le cricche situate sulle interfacce della matrice PSB superano tutti le altre di circa 6:1. Questo risultato vale per i cristalli di rame in cui è stato utilizzato il metodo a rampa di carico di iniziare la prova, e che i risultati potrebbero essere distorti dal metodo di prova. Comunque, anche nei cristalli ciclanti ad ampiezza costante, le cricche si verificano spesso sulle interfacce della matrice PSB. Un tipico esempio di tale comportamento può essere visto nella sezione ad "angolo appuntito". Nota la protrusione contenente le cricche minori, una cricca principale sulla parte dell'angolo acuto del PSB e una cricca minore sulla parte dell'angolo ottuso. Queste cricche sono parallele al piano di scivolamento primario e, come tali, appartengono a una classe di brevi cricche denominate cricche di I Fase perché si propagano a 45° dall'asse trazione e sono fortemente influenzate dalla tensione tangente, come fa da decenni Gough.

6) Il comportamento dell'apertura della cricca di fatica nei metalli a scivolamento planare, che costituiscono i PLBs invece dei PSBs, è diverso da quello nei metalli a scivolamento ondulato. Poiché la deformazione localizzata non persiste, ma si muove attorno alla sezione del misuratore, la durata dell'fatica aumenta, almeno nella lega Cu-16% Al, rispetto a quella in rame. In associazione con

l'uniforme distribuzione dello scivolamento, una collina molto uniforme e morfologia superficiale a valle si sviluppa nei cristalli di Cu-Al a ciclo continuo. Questa morfologia, che è mostrato in fig. 4.81, è legata al comportamento dello strappo di deformazione, perché si sviluppa quando gli strappi sono attivi. La collina e la morfologia a valle è vista in fig. 4.81 a lato, in un campione a sezione quadrata in modo che il profilo può essere osservato direttamente. Il cristallo è stato orientato con il principale vettore di Burgers parallelo al lato di fronte al fotografo nella fig. 4.81, e le forme della morfologia sulla faccia in cui i gradini di scivolamento emergono. La lunghezza d'onda della morfologia aumenta con l'ampiezza della deformazione perché gli strappi di deformazione sono maggiori nelle prime fasi di vita.

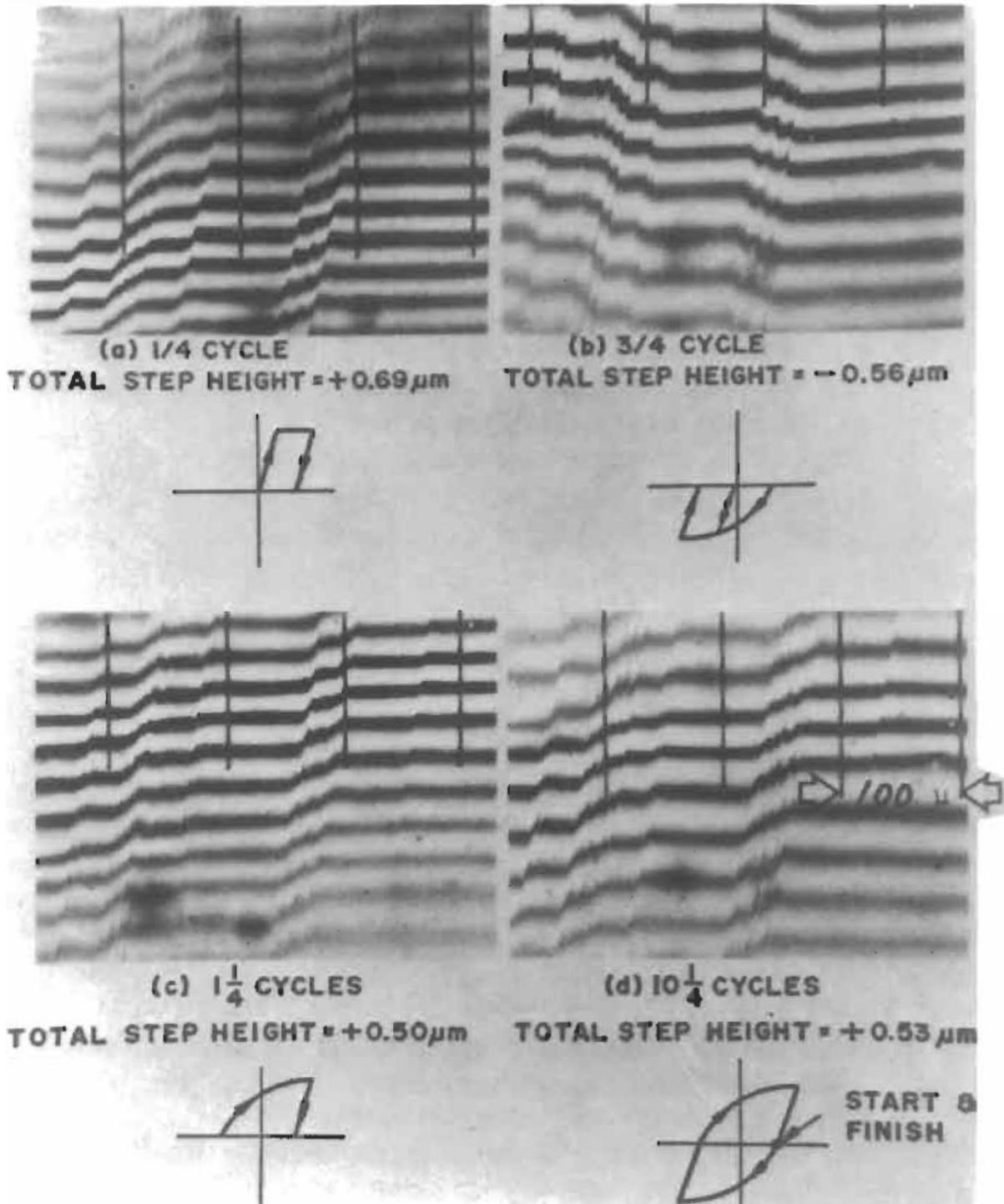


Figura 4.81: comportamento della deformazione delle micro-PSB rilevate da interferogrammi, in un singolo cristallo di rame ciclato ad un'ampiezza di deformazione di taglio plastica di 0.0025 x 2750 cicli, levigati, e soggetti ad incrementi di deformazione, mostrati nei segmenti schematici di cicli di isteresi. Si noti dai difetti che la deformazione è costantemente reversibile dalla trazione alla compressione e il ciclo per ciclo attraverso un'intera micro-PSB, ma l'irruvidimento si verifica dallo scivolamento atomico all'interno di una PSB.

Quando gli strappi vengono meno, come essi fanno più tardi nella loro vita, la morfologia si stabilizza (confronta (a) e (b) di fig.4.81). Lo sviluppo delle protrusioni osservate nel rame non si verifica nei singoli cristalli della lega Cu 16% Al ma le estrusioni sono viste nei policristalli. Nelle

fasi finali della vita, numerose cricche si aprono nelle valli della morfologia della superficie e si propagano rapidamente perché l'ampiezza della tensione è grande per conto dell'indurimento ciclico prolungato e pronunciato.

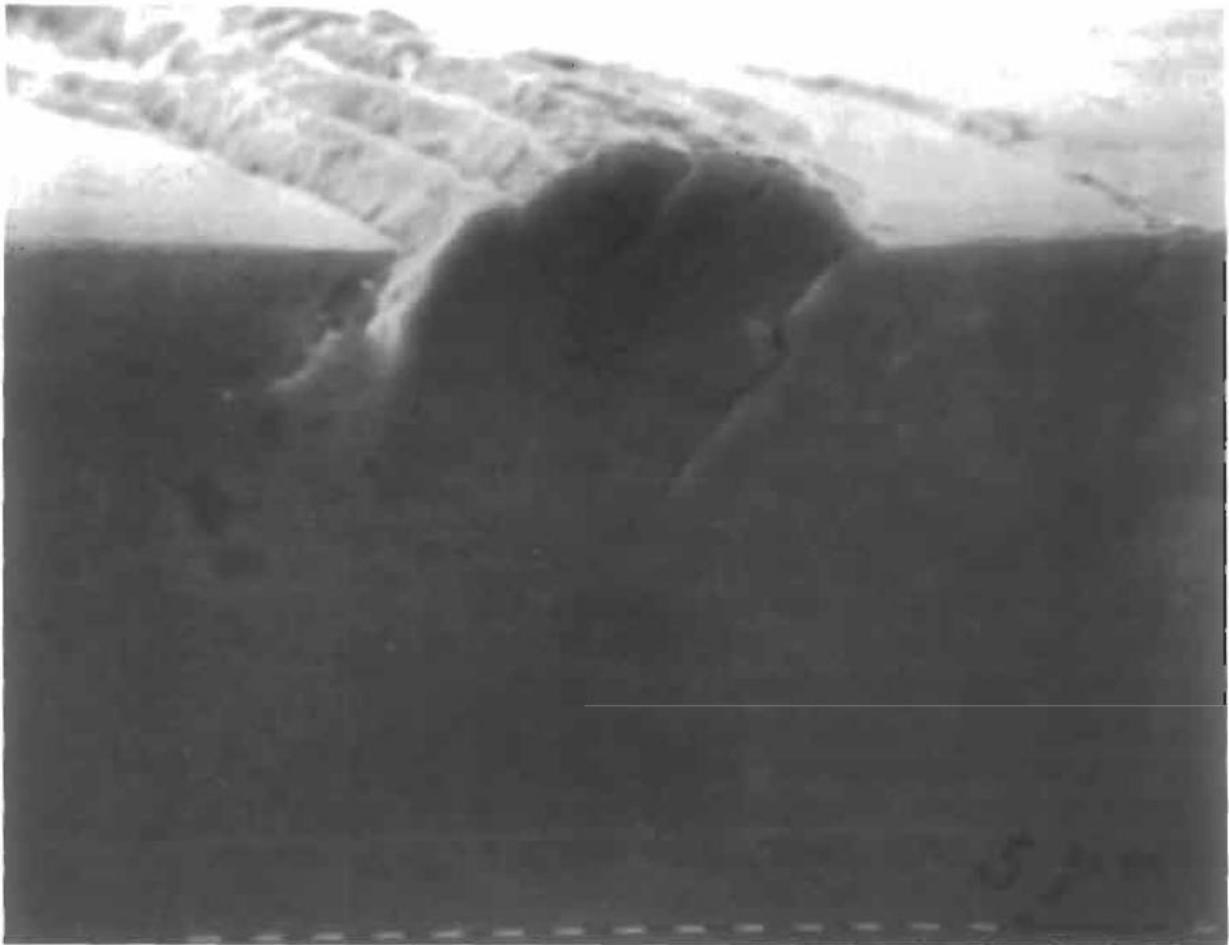


Figura 4.82: apertura della cricca di fatica nella PSB per un singolo cristallo di rame affaticato per 60000 cicli a un'ampiezza di deformazione di taglio plastica di 2×10^{-3} a temperatura ambiente che mostra un'apertura preferenziale sull'interfaccia della matrice PSB.

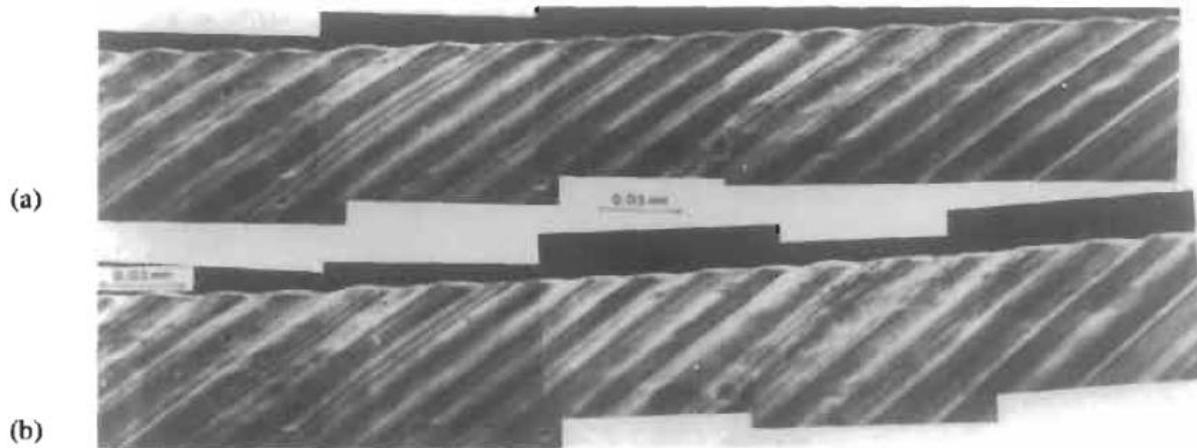


Figura 4.83: morfologia della superficie di collina uniforme e valle osservata sui singoli cristalli Cu-Al orientati a singolo scivolamento, affaticata a temperatura ambiente. Cristalli ciclato ad un'ampiezza (media) di deformazione plastica di taglio di $4,9 \times 10^{-3}$ per (a) 16.500 cicli; (b) 37.200 cicli. Nessun cambiamento significativo avviene tra (a) e (b).

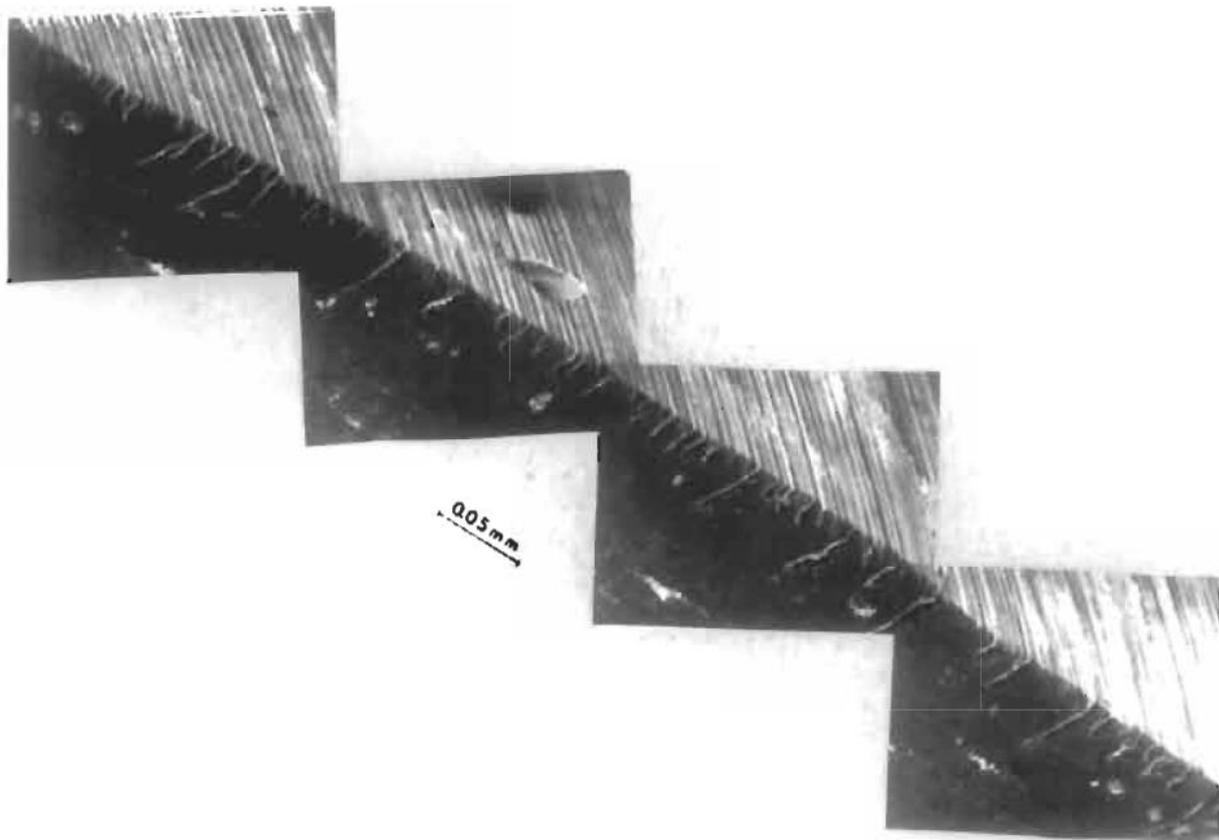


Figura 4.84: veduta tipica di cricche durante la I fase in un singolo cristallo della lega Cu-16% Al, preparato con una tecnica di angolo appuntito, ciclato per 500 K cicli ad un'ampiezza di deformazione plastica di taglio di ampiezza $1,4 \times 10^{-3}$.

Apertura della cricca di fatica in bande di scivolamento persistente – i meccanismi: L'origine delle cricche di fatica nei metalli e nelle leghe di elevata purezza è spesso razionalizzata da meccanismi espressi di seguito. La premessa di base del meccanismo è che un ciclo ripetuto del materiale conduce a differenti quantità di scivolamento netto su diversi piani atomici. L'irreversibilità degli spostamenti di taglio lungo le bande di scivolamento, quindi i risultati nell'irruvidimento

della superficie del materiale e lo sviluppo progressivo del irruvidimento della morfologia dentellata. Le valli nella morfologia funzionano come micro-intagli e l'effetto della concentrazione di tensione alla radice delle valli promuove un ulteriore scivolamento. Questo processo rischia di essere più intenso in tensione che in compressione perché i micro-intagli possono chiudersi in compressione e defocalizzare la concentrazione della tensione, ulteriore irreversibilità dello scivolamento di rafforzamento.

I meccanismi di apertura della cricca dall'irreversibilità dello scivolamento, in quanto si riferiscono alla variazioni di deformazione localizzata da un PSB ad un altro sono stati largamente esplorati. Con ri-levigatura, con la ri-deformazione e le osservazioni interferometriche su un lato di un singolo cristallo affaticato, e con le osservazioni di fratturazione negli stessi PSBs sul lato opposto (non levigato) del cristallo, questi autori hanno documentato le proprietà dei PSBs in cui la cricca si nuclea. Come osservato nel capitolo precedente, per i singoli cristalli di rame soggetti ad una deformazione applicata nel piano della curva ciclica tensione-deformazione, ci sarà una certa distribuzione di deformazioni localizzate nei PSBs, e non una costante deformazione equivalente a quella dell'estremità superiore del piano. La cricca si nuclea nella "banda fatale", che contiene la più alta deformazione localizzata. È stato riscontrato che la lunghezza dello scostamento dello scivolamento in una banda fatale (nb, vale a dire, n vettori di Burgers) e l'ampiezza della deformazione di taglio plastica applicata, γ_p , sono collegati come $\gamma_p = C(nb)^{0.78}$, dove C è una costante. L'orientamento del cristallo si trova a pregiudicare solo l'altezza del gradino, la frazione del volume dei PSBs solo leggermente e gli scostamenti dello scivolamento per niente all'interno di determinate dispersioni. È la grandezza dello scostamento di scivolamento che controlla il comportamento della nucleazione della cricca se la tensione ciclica è monoassiale, e quindi non vi è alcun effetto di orientamento sui cicli per nucleare una cricca, assumendo naturalmente la vasta gamma di orientamento all'interno del triangolo standard su cui lo scivolamento rimane singolo. Gli orientamenti del multi-scivolamento non sono stati esplorati in questo contesto.

Ci sono molti modelli concorrenti per l'apertura della cricca. Quando il tipo sottile di estrusione è stato segnalato per la prima volta nel 1950, ha causato grande emozione nel contesto dell'apertura della cricca. Fu presto scoperto che esiste in tutti i tipi di materiali duttili compreso il cloruro d'argento e in tutti i tipi di metalli e nelle caratteristiche microstrutturali, compresi i bordi geminati e i bordi di grano. Molti illustri studiosi hanno offerto geniali spiegazioni per la formazione di coppie di estrusione-intrusione in termini del comportamento della dislocazione. Si scopre che la sottile estrusione è stata una sorta di diversivo. Il più convincente argomento è che le estrusioni vengono dopo l'apertura e non prima.

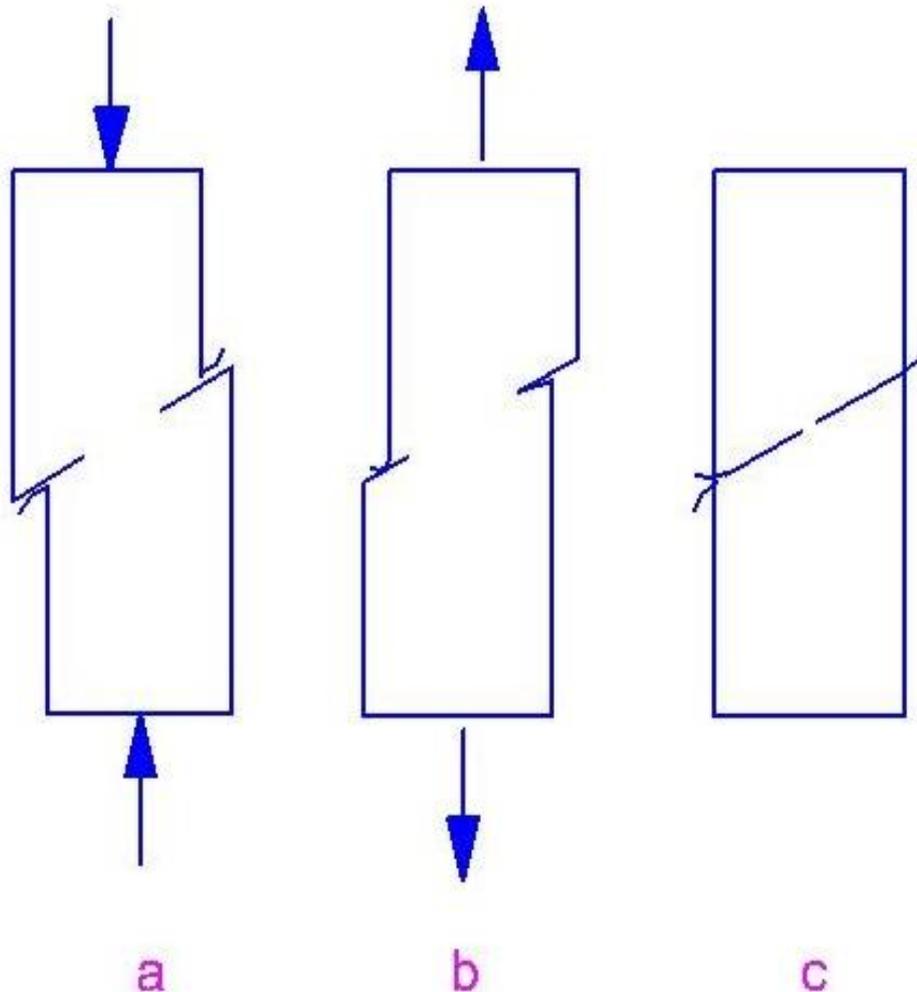


Figura 4.85: meccanismo di formazione dell'estrusione: l'estrusione è formata da un processo di sfregamento-strappo alla foce di una preesistente piccola cricca.

Il loro meccanismo per la formazione delle intrusioni nella presenza di una piccola cricca è mostrato schematicamente per un singolo cristallo nella fig. 4.85. Si consideri che un campione contiene una piccola cricca della fase I. Durante la parte di compressione del ciclo, fig. 4.85a l'estrusione è prodotta da un processo di sfregamento-strappo sulla parte della cricca che sottende un angolo ottuso con la superficie del campione. Lo sfregamento della superficie di frattura inoltre tende a spingere le estrusioni a distanza dalla cricca. Durante la trazione da parte del ciclo (o, eventualmente, da parte del carico che aumenta), si può formare un' estrusione sull'altra faccia,

se vi è una chiusura locale sufficiente per produrre lo sfregamento della superficie di frattura necessaria (fig. 4.85b). L'effetto netto è che più numerose e più grandi estrusioni sono formate sulle facce della cricca che sottendono uno angolo ottuso con la superficie. Questo meccanismo sembra spiegare tutti i fatti delle estrusioni , per esempio, la rapidità della loro formazione, la loro capacità di formare le cricche insieme al bordo di grano, la loro formazione a giunti saldati orientate a 45°

dall'asse della tensione, e la loro formazione sotto una vasta gamma di condizioni di prova. Nel contesto dell'inizio della cricca, dobbiamo seppellire l'estrusione con onore.

Un altro gruppo di meccanismi è costituito da modelli di vacanza-dipolo. Non vi è alcuna evidenza nota allo scrittore in cui i difetti di punto contribuiscono direttamente all'apertura della cricca a basse temperature, tra cui la temperatura ambiente. Ciò sembra ragionevole, tuttavia, supponiamo che i gruppi di vacanza prodotti da deformazione ciclica sono responsabili del rigonfiamento del materiale che produce sporgenze, e che possono quindi contribuire alla rugosità. Modelli micromeccanici sono stati proposti per descrivere la formazione di intrusione e estrusione a causa di scivolata su piani paralleli, ma con una selezione più sistematica dello scivolamento in trazione e compressione rispetto a quella che si applica al caso di modelli di scivolamento. Nei sistemi bcc, dove lo scivolamento in trazione e compressione può verificarsi su diversi tipi di piano di scivolamento, è possibile che questo tipo di modello, opportunamente modificato, può funzionare.

Altri modelli che sono stati proposti, che dipendono da qualche genere di immagazzinamento di energia elastica per aprire le cricche. Questi modelli violano i principi di deformazione ciclica LED o SODS. I processi di fatica sono ben noti per ridurre il livello di energia elastica, non aumentarla. Nei metalli commerciali, molte delle considerazioni descritte sopra si applicano al comportamento di apertura della cricca. Ad esempio, nelle leghe in alluminio, contenenti precipitati stagliabili, i PSBs potrebbero sicuramente verificarsi e comportarsi allo stesso modo in linea di principio, ai PSBs in puro rame. Se la microstruttura è tale che la deformazione è omogeneizzata, ad esempio, quando i precipitati sono grandi e impenetrabili, quindi molto probabilmente l'apertura dei bordi di grano si verificherà. Nei metalli duri contenenti inclusioni non metalliche, le cricche si aprono in corrispondenza delle inclusioni sia a causa di un effetto di concentrazione o una proprietà dell'inclusione o dalla sua interfaccia con la matrice, sia perché una di esse potrebbe criccarsi.

Apertura di cricche ai bordi di grano: Ad ampiezze di tensione superiori a quelle necessarie per produrre PSBs, le pareti dipolari di dislocazione o strutture cellulari più complesse sono nell'insieme un modello generale e la deformazione è sostanzialmente omogenea. Solo nei materiali a scivolamento planare la deformazione è sufficientemente limitata alle bande per dare luogo alla criccatura della banda di scivolamento, come osservato in precedenza. Più spesso, si sviluppano degli intagli ai bordi di grano e delle cricche si formano in essi. I meccanismi di questa criccatura sono stati esplorati da osservazioni interferometriche di morfologia della criccatura ai bordi di grano insieme con l'impegno di studiare la natura dei bordi che agiscono come siti di nucleazione. Nella fig. 4.86, frange di interferenza della luce bianca mostrano lo sviluppo di un confine di bordo di grano. All'inizio della vita un piccolo gradino si forma in tensione, ma si annulla a causa di un impulso di compressione. Con il ciclo continuato, l'ampiezza del gradino al bordo aumenta e resiste alla completa cancellazione in compressione. Finalmente un gradino di $1,5 \mu\text{m}$ di altezza, con un raggio di inizio netto, si sviluppa e la cricca cresce lungo il confine di grano nel materiale di questo gradino. Un gradino può avere una concentrazione di tensione alta quasi come quella di una cricca. Tuttavia, una cricca dovrebbe aver bisogno di iniziare la fase di espansione dal gradino per essere considerata aperta. Solo una parte relativamente piccola frazione di bordi di grano è stata osservata essere sensibile a questo meccanismo di difetto. I bordi "vulnerabili" sono stati identificati come quelli che separano i grani altamente disorientati, i cui sistemi dominanti di scivolamento, sono diretti su grandi distanze all'intersezione dei bordi con la superficie, come schematicamente indicato in fig. 4.87. Il meccanismo graduale mediante il quale si sviluppa il gradino è stato attribuito allo scivolamento incrociato derivante dalla presenza di un gradiente di tensione indotta al bordo. Il meccanismo del gradino del bordo di grano di nucleazione della cricca e i relativi requisiti cristallografici non sono specifici per i metalli puri, e quindi il meccanismo può essere generale, oggetto sicuramente a modifiche nei materiali complessi commerciali. Lo scivolamento asimmetrico delle dislocazioni a vite in tensione e compressione può portare a molteplici cambiamenti di forma nei singoli cristalli bcc nell' fatica come descritto sopra. Tali cambiamenti

agiranno per aggravare la formazione dei gradini di bordo e della cricatura. E' stato dimostrato sui campioni α -ferro policristallini affaticati che i grani vicini alla superficie sono soggetti a cambiamenti di forma simili a quelli nei singoli cristalli e causano ruvidità della superficie che porta alla nucleazione della cricca.

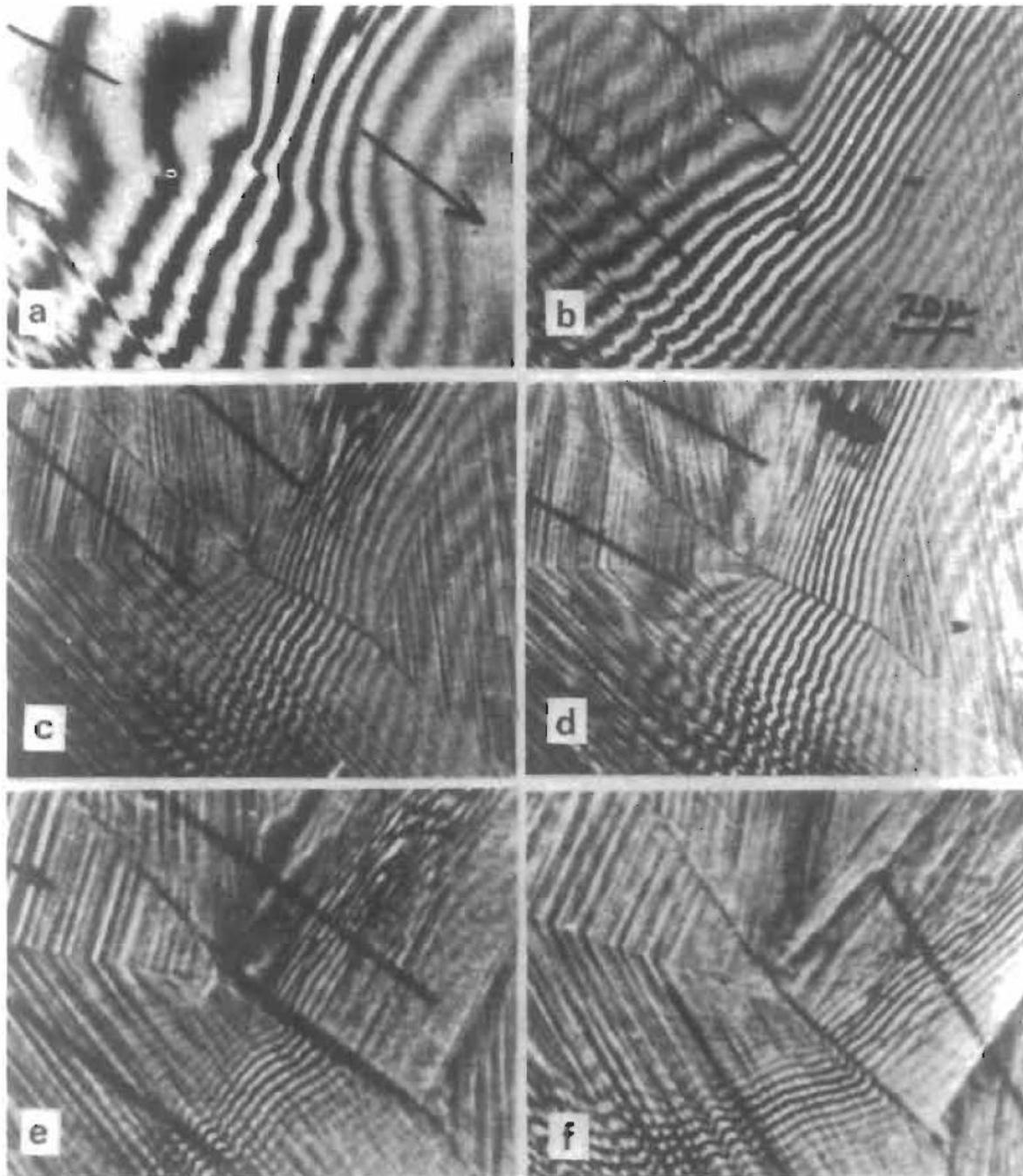


Figura 4.86: interferogrammi a luce bianca tutti provenienti dalla stessa zona del campione policristallino, che mostrano la crescita del gradino nel bordo di grano nel rame, ciclato ad una deformazione plastica di $\pm 0,0076$. Frange spostate da sinistra a destra indicano le depressioni: (a) 10 cicli, tensione, un piccolo gradino di $0,1 \mu\text{m}$ viene osservato, (b) 10 cicli di compressione, questo gradino viene annullato. (c) 30 cicli, tensione, altezza del gradino $\sim 0,4 \mu\text{m}$; (d) 30 cicli di compressione, gradino in parte annullato, $0,15 \mu\text{m}$. (e) 60 cicli, tensione, altezza del gradino $\sim 0,9 \mu\text{m}$; (f) 60 cicli di compressione, gradino parzialmente annullato.

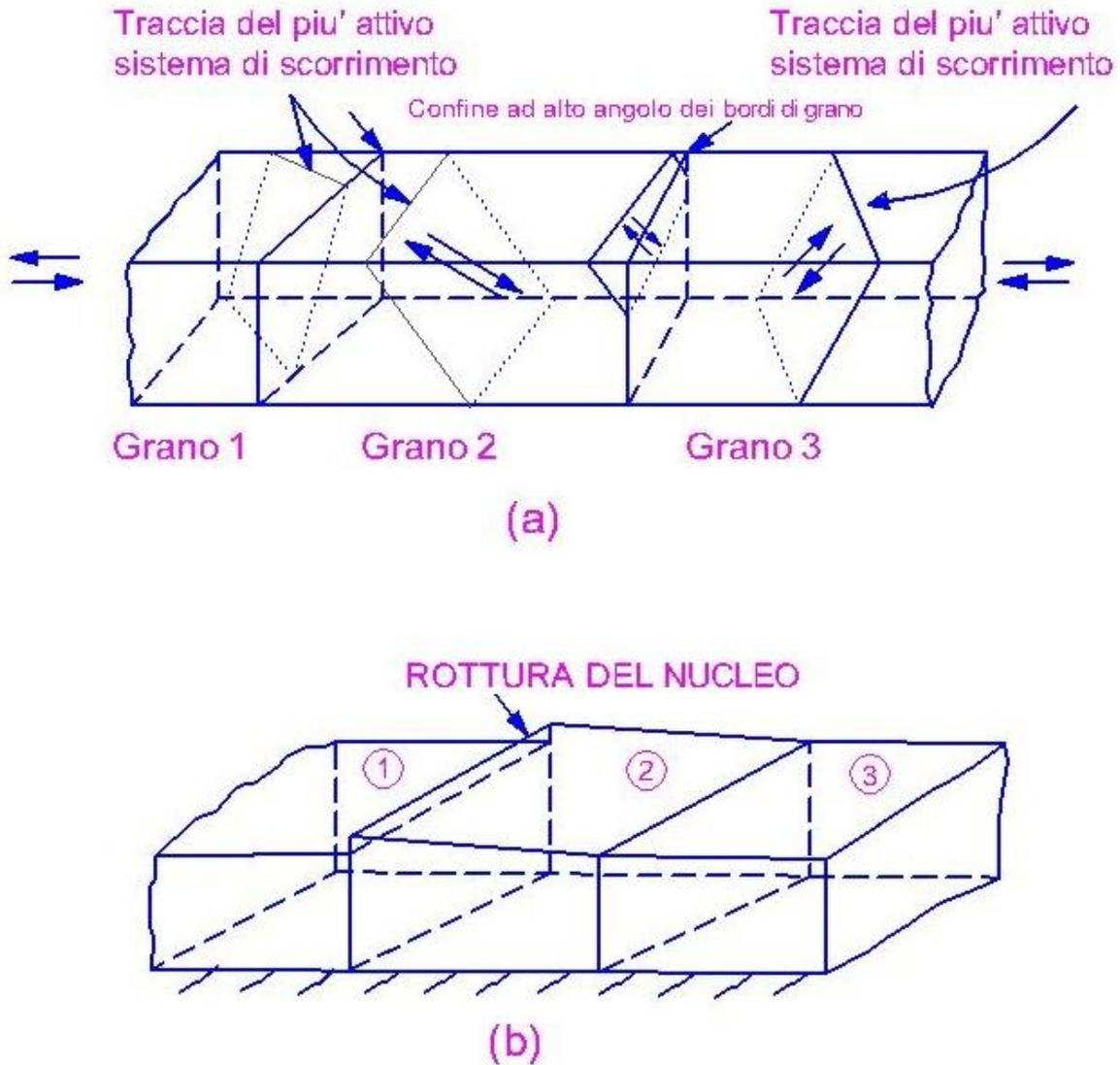


Figura 4.87: rappresentazione schematica del processo di nucleazione della cricca nell' fatica ad alta deformazione. (a) I sistemi di scivolamento attivo nei grani 1 o 2, o in entrambi, sono orientati al loro bordo. (b) Dopo il ciclo, un gradino si forma al bordo tra i grani 1 e 2, ma non 2 e 3.

Gli effetti ambientali sull'apertura di cricche: E' ben noto che le vite dell' fatica a bassa tensione possono essere prolungate di un ordine di grandezza affaticandole sotto vuoto o in ambiente inerte. L'aumento della vita dell' fatica, che si verifica a basse temperature proviene in parte dall'aumento di concentrazione associata con il cambiamento di temperatura e, in parte, dall'immersione in azoto liquido o elio utilizzato per ottenere la bassa temperatura, che conferisce una certa protezione ambientale. La formazione di PSBs, l'irruvidimento superficiale e l'apertura della cricca di fatica può verificarsi a basse temperature sotto ai 4.2K, e molte delle caratteristiche usuali, come intrusioni-estrusioni, si verificano anche a basse temperature. L'assenza di ossigeno e vapore acqueo sembra essere il fattore importante, e l'effetto del vapore acqueo varia con il metallo, probabilmente in funzione della sua sensibilità per l'idrogeno derivante dalla interazione tra il vapore acqueo, idrogeno e ossigeno.

Tuttavia, se le reazioni elettrochimiche sono controllate per essere benigne per gli ambienti acquosi, ad esempio, una polarizzazione catodica per il rame in un acido debole, o in una soluzione neutra, allora la soluzione acquosa ambiente non è più nocivo della comune aria del laboratorio. A tensioni veramente alte, ambienti gassosi aggressivi hanno scarso effetto sulla vita dell' fatica o sull'apertura e propagazione della cricca, perché gli eventi della deformazione associata sono troppo gravi per essere influenzato molto da fattori ambientali. Un ambiente liquido veramente aggressivo avrà un effetto, anche a breve vita.

Man mano che la vita si allunga con la riduzione della tensione o deformazione applicata, l'effetto dell'ambiente nel prolungare la vita diventa più marcato, ma questo probabilmente comporta un effetto più marcato sulla cinetica di propagazione che sull'apertura della cricca. Quando le vite sono fortemente prolungate nell' fatica a lungo tempo per mezzo di esperimenti sotto vuoto, l'effetto dell'ambiente sull'apertura della cricca non è generalmente chiaro. Vi è sicuramente un grande effetto nel ritardare la cinetica di crescita di brevi cricche della fase I, e i primi studiosi attribuirono il prolungamento della vita al ritardo della propagazione della cricca. Poiché è difficile comunque distinguere lo sviluppo dell'apertura della cricca dalla rugosità e la propagazione delle piccole cricche che crescono dalle fessure, determinare il ruolo dell'ambiente nell'apertura sarà difficile. Alcuni studiosi hanno fatto un confronto molto attento della morfologia PSB, utilizzando l'interferometria e le osservazioni SEM, nei singoli cristalli di rame ciclato in aria e sotto vuoto, e non potrebbero trovare differenze significative nelle loro prime fasi di vita.

Il ruolo dell'ambiente nell'apertura deve essere collegato con il comportamento dell'irruvidimento di superficie. La deformazione localizzata nei PSBs produce gradini di scivolamento, e la loro misura può essere diminuita dallo scivolamento invertito durante il carico di compressione. Indipendentemente dall'ambiente, l'irruvidimento della superficie durante l' fatica avviene principalmente con un meccanismo di scivolamento casuale. Se è presente un ambiente aggressivo, un adsorbimento delle specie aggressive (o la formazione di uno strato di ossido) sul gradino di scivolamento appena formato rende lo scivolamento invertito più difficile sullo stesso piano di scivolamento sul carico di inversione. Pertanto, la presenza di un ambiente aggressivo prevede un meccanismo di un maggiore irruvidimento della superficie nonché del trasporto delle specie aggressive nei volumi vicini alla superficie dei PSBs, facilitando in tal modo l'apertura della cricca. Questo meccanismo è illustrato schematicamente in fig. 4.88.

In realtà, ci sono effetti più sottili dell'ambiente sul comportamento dei PSB. Se la cricatura di fase I nei PSBs è ritardata da prove sotto vuoto, i PSBs hanno la possibilità di accumulare molta più deformazione nel tempo rispetto all' fatica nella normale aria. Mughrabi ha dimostrato che tali PSBs si sottopongono a indurimento secondario, nel senso che la loro tensione di dilatazione aumenta di pochi MPa, e le loro pareti dipolari diventano cellule di dislocazione.

Si è inoltre dimostrato con la tecnica interferometrica che questi cambiamenti sono associati con i cambiamenti nel grado di deformazione localizzata: "vecchi" PSBs sopportano soltanto 3×10^{-3} invece della deformazione maggiore che essi sopportavano nella loro giovinezza. Se una prova viene condotta sotto controllo della deformazione, questa modifica richiede la creazione di nuovi PSBs per tenere la differenza. Al fine di sviluppare più danni di fatica, i nuovi PSBs devono maturare, avviare nuove cricche e quindi propagarle. Questa percolazione graduale di deformazione localizzata causa un aumento della vita, e fornisce un altro motivo per cui periodiche rimozioni di strati superficiali durante la vita producono vite prolungate: essi danno ai PSBs la possibilità di maturare.

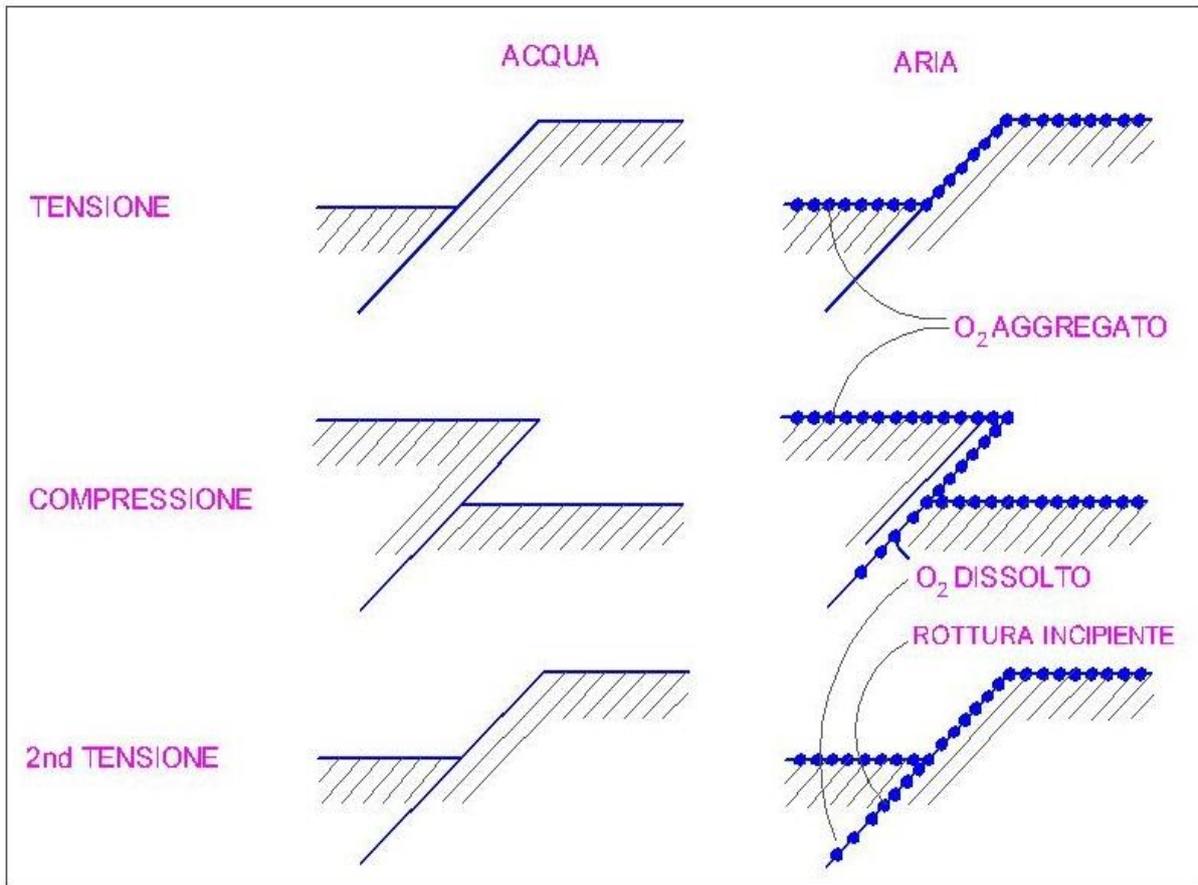


Figura 4.88: interazione di una specie aggressiva con gradini di scivolamento appena formati nell' fatica, che rendono lo scivolamento inverso più difficile, intrappolando le specie nel materiale e accelerando l'apertura della cricca e la crescita di Fase I.

