Fenomeni di danneggiamento dei materiali metallici dovuti all'esercizio (*Failure Analysis*)

Marco Boniardi Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano

Andrea Casaroli Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano

> Chiara Tagliabue Forgiatura A. Vienna, Rho (MI)

1. Premessa

Qualsiasi componente meccanico, elemento di macchina o parte di impianto può, durante l'impiego operativo, andare soggetto a svariati inconvenienti di natura metallurgica. Di conseguenza particolare attenzione deve essere dedicata alla studio di questi fenomeni, poiché solo attraverso la loro conoscenza è possibile prevenire il disservizio in esercizio.

I più importanti fenomeni di danneggiamento e/o degrado dei materiali metallici dovuti all'esercizio sono i seguenti:

- Cedimenti statici (sovraccarichi, cedimenti di schianto, fenomeni di fragilità ed infragilimento);
- 2) Rotture per fatica;
- 3) Degrado per corrosione e ossidazione a caldo;
- 4) Danneggiamenti per usura;
- 5) Scorrimento viscoso (creep) e danneggiamenti alle alte temperature.

I fenomeni di danneggiamento precedentemente elencati sono spesso tra loro interdipendenti. Si pensi, ad esempio, al caso delle rotture per fatica con innesco di cricca a partire da danneggiamenti per usura (*fretting fatigue*) o ai fenomeni di degrado per corrosione sotto tensione indotti dalle sollecitazioni meccaniche applicate al componente (*stress corrosion cracking*).

Nishida, nel 1992, classificando 242 casi di cedimento in esercizio di componenti meccanici, elementi di macchina e parti di impianto, ha evidenziato una distribuzione percentuale delle fenomenologie precedentemente descritte come riportato in tabella IV.1. Con "altri fenomeni" sono stati indicati i fenomeni di degrado per scorrimento viscoso (*creep*) e i danneggiamenti ad alta temperatura che rivestono un'incidenza abbastanza marginale, almeno percentualmente, sulle problematiche d'esercizio.

Si nota immediatamente come per tre casi su quattro il cedimento in esercizio sia riconducibile alle rotture per fatica.

, , , , , , , , , , , , , , , , , , , ,	
Cedimento/rottura per:	%
Sovraccarico, schianto, fragilità	13
Fatica ad alto e basso numero di cicli	75
Corrosione	8
Usura	3
Altri fenomeni	1

TABELLA IV.1 - Suddivisione schematica in % delle fenomenologie di cedimento di componenti meccanici, organi di macchina, parti di impianto.

(tratto da Nishida S., Failure Analysis in Engineering Applications, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1992).

2. Cedimenti statici

2.1 Introduzione ai cedimenti statici

Una prima classificazione dei cedimenti di natura meccanica, ossia indotti prevalentemente dalle sollecitazioni meccaniche applicate al componente, deve necessariamente porre una distinzione tra cedimenti statici o per effetto di sollecitazioni statiche e rotture per fatica ossia quelle rotture indotte da sollecitazioni dinamiche.

Nel primo caso il fenomeno di cedimento avviene quando al componente è applicata una sollecitazione meccanica costante o quasi costante nel tempo (sia per effetto di carichi esterni che a causa di tensioni residue o auto-tensioni); nel secondo caso la sollecitazione applicata è variabile nel tempo, avendo un andamento di tipo ciclico/oscillatorio con regime sinusoidale o casuale (*random*). In questo paragrafo verranno trattati i cedimenti statici mentre nel successivo verrà dato ampio spazio ai cedimenti per fatica.

Un fenomeno di cedimento statico può essere indotto da condizioni di carico superiori al limite di resistenza a trazione del materiale (carico unitario di snervamento, R_{s^3} o carico unitario di rottura, R_m): in tal caso si parla di rotture per sovraccarico.

Il componente soggetto alle rotture per sovraccarico evidenzia, ad occhio nudo, ampie zone di deformazione plastica in prossimità del piano di frattura, a causa del superamento del limite di snervamento locale del materiale. In questo caso si parla di cedimento macroscopicamente duttile, ossia di un cedimento che, attraverso l'osservazione ad occhio nudo (osservazione macroscopica), mostra deformazioni permanenti e distorsioni dei componenti coinvolti.

Un tipico fenomeno di cedimento duttile per sovraccarico è lo scoppio che è un

collasso di tipo statico e/o quasi statico: l'incremento di pressione che porta al cedimento si sviluppa infatti in modo lento e progressivo.

Quando un sistema in pressione, un tubo o una bombola ad esempio, subiscono una sollecitazione maggiore del limite di resistenza del materiale (vuoi per effetto di una pressione elevata, vuoi per una scarsa resistenza del materiale, vuoi per un ridotto spessore di parete), si osserva il collasso meccanico del componente (scoppio), sempre preceduto da ampie zone di deformazione plastica del mantello (Fig. IV.1).

Ben differente è la situazione che si verifica durante i fenomeni esplosivi.

Un'esplosione è l'effetto della combustione rapida e violenta di una miscela tra l'aria (o un gas ricco di ossigeno) e un qualsiasi combustibile gassoso, liquido o solido: un caso tipico è dato dalle miscele aria-metano. Il rapido incremento della temperatura per effetto della reazione di combustione, produce come conseguenza un incremento della pressione assai repentino: ciò porta inevitabilmente al collasso dell'involucro in cui avviene la combustione, come si verifica, ad esempio, all'interno di un edificio, in una bombola o in un tubo (esplosione in volume confinato).

Poiché nelle esplosioni l'incremento di pressione avviene in tempi ridottissimi (da qualche millesimo a qualche centesimo di secondo), anche la velocità deformazione del materiale sarà altrettanto rapida: l'effetto conseguente è quello di dar origine ad un cedimento di tipo fragile, caratterizzato dalla frammentazione dell'involucro, con parziale deformazione plastica dei lembi delle fratture (Fig. IV.2).

Il cedimento fragile e la frammentazione sono tipici non soltanto dei fenomeni esplosivi ma anche di molte altre situazioni d'esercizio in cui i materiali metal-



Fig. IV.1 - Aspetto tipico di una frattura macroscopicamente duttile in una bombola per effetto di una prova idraulica di scoppio (fonte: Marco Boniardi - Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano, Milano).

Fig. IV.2 - Esplosione di una bombola in acciaio contenente acetilene; si osservi la frammentazione dell'involucro (tratto da Mirzej M., *Engineering Failure Analysis*, Vol. 15, 2008).



lici giungono a rottura senza che si siano sviluppati fenomeni di deformazione plastica più o meno accentuati.

In generale comunque una rottura si definisce macroscopicamente fragile se si manifesta con assenza di deformazione plastica dei lembi della frattura. Come già segnalato in precedenza, un altro tratto caratteristico e rappresentativo delle rotture fragili è la frammentazione del componente coinvolto, come si rileva anche su componenti infragiliti a causa delle basse temperature d'esercizio.

2.2 Fenomeni di fragilità e meccanismi di infragilimento

La possibilità che un materiale e/o un componente subisca una rottura fragile alle normali condizioni d'esercizio (o, come si è soliti dire, manifesti un cedimento di schianto) dipende da molteplici condizioni.

In alcuni casi i fattori che inducono fragilità sono da ricondurre alla presenza di un materiale intrinsecamente fragile, altre volte dipendono da condizioni esterne al materiale (temperatura d'esercizio, velocità di applicazione del carico, ecc.), in altri casi ancora si tratta di veri e propri fenomeni di degrado, talvolta addirittura irreversibili. Un primo aspetto da considerare è legato al materiale metallico che viene utilizzato. Alcuni materiali, per loro natura, hanno comportamento duttile (acciai dolci, acciai speciali, acciai inossidabili, leghe d'alluminio, leghe di rame, leghe di nichel, ecc.) ossia giungono a rottura dopo deformazione plastica più o meno estesa; altri materiali, invece, hanno comportamento fragile cioè, normalmente, non manifestano deformazione plastica prima della rottura. Per convincersi di ciò è sufficiente confrontare il diagramma della prova di trazione di un acciaio dolce al carbonio e di una ghisa grigia (Fig. IV.3) o l'aspetto della frattura di due provini, realizzati entrambi in acciaio C40, uno allo stato temprato e rinvenuto a 600°C (Fig. IV.4b), l'altro allo stato temprato (Fig. IV.4a).

Nel primo caso, dopo lo snervamento, si osserva un campo di grandi deformazioni molto esteso prima di giungere a rottura, segnale questo che la massa metallica ha subito una notevole plasticizzazione; nel secondo caso, dopo snervamento, la curva sforzi-deformazioni è caratterizzata da un campo di deformazioni permanenti di limitatissima entità.

Se poi si considerano le specificità delle caratteristiche di ogni singolo materiale, sia esso un acciaio o una lega non ferrosa, vi sono ulteriori elementi che debbono essere attentamente valutati quali, ad esempio, la presenza di determinati elementi di lega o la produzione dei semilavorati secondo determinati processi di fabbricazione: tutti questi parametri hanno grande influenza sul comportamento duttile-fragile del materiale nello stato finale di utilizzo in esercizio.

Sarebbe tuttavia fuorviante ritenere che i fenomeni di fragilità possano essere evitati limitandosi all'impiego di materiali a comportamento duttile. La temperatura d'esercizio di un componente è un altro importantissimo parametro



Fig. IV.3 - Curve σ-ε misurate in prova di trazione per un acciaio dolce al carbonio tipo S275 e per una ghisa grigia tipo GJL200 (fonte: Andrea Casaroli - Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano, Milano).

Fig. IV.4 - Aspetto della frattura di un acciaio tipo C40, (a) provino di trazione allo stato temprato e (b) provino di trazione allo stato temprato e rinvenuto a 600°C (fonte: Laboratorio Omeco, Monza - Monza/ Brianza).



per stabilire il comportamento tenace o fragile del materiale con cui è stato realizzato.

Si veda a questo proposito il grafico di figura IV.5 che mostra l'andamento della resilienza in funzione della temperatura di prova per un acciaio da costruzione di uso generale: è evidente come, al di sotto di una data temperatura (detta temperatura di transizione), si ha una drastica riduzione della resilienza dell'acciaio. È noto infatti come gli acciai a reticolo cubico a corpo centrato, ossia la quasi totalità degli acciai impiegati nelle costruzioni ingegneristiche, possano subire cedimenti fragili se sottoposti a temperature molto inferiori alla temperatura ambiente. L'aspetto più grave dei fenomeni di fragilità descritti è legato al loro manifestarsi, senza il benché minimo preavviso di sorta, anche alle normali sollecitazioni di progetto del componente.

Analoghe situazioni di criticità, con cedimento di schianto dei pezzi, si possono osservare in presenza di intagli geometrici a limitatissimo raggio di fondo, discontinuità meccaniche o metallurgiche (rigature di macchina utensile,



Fig. IV.5 - Andamento schematico della resilienza in funzione della temperatura di prova per: (1) acciaio 25CrMo4 temprato e rinvenuto a 650°C, (2) acciaio dolce tipo S275 non incrudito, (3) acciaio dolce tipo S275 incrudito.

inclusioni, fiocchi da idrogeno, ecc.) o cricche: in prossimità di tali difetti si sviluppano condizioni di equitriassialità delle tensioni applicate che, annullando l'azione degli sforzi di taglio, provocano la frattura fragile del componente (Fig IV.6). Tutto ciò nonostante il componente sia stato realizzato, ad esempio, con un comune acciaio da costruzione, ossia un materiale con comportamento tipicamente duttile.

Da ultimo citiamo il caso dei fenomeni di infragilimento.

In questo caso si tratta di vere e proprie "malattie" dei materiali metallici, indotte dall'azione di un errato processo di fabbricazione, di inadeguati trat-

Fig. IV.6 - Stato di sforzo di equitriassialità in prossimità dell'apice di un intaglio o di una cricca in un generico componente meccanico.



tamenti termici o di fattori ambientali esterni che provocano la frattura fragile del componente.

I meccanismi che inducono infragilimento nei materiali metallici sono svariati e sono differenti a seconda della tipologia di lega considerata; a questo proposito, per una disamina completa delle varie problematiche, si rimanda alla letteratura tecnica specifica. Quale esempio tipico, nel seguito, si riportano le principali tipologie di infragilimento rilevabili su acciai da costruzione (acciai da costruzione di uso generale e acciai speciali da costruzione):

- Invecchiamento e fragilità al blu
- Fragilità da rinvenimento
- Infragilimento da idrogeno
- Grafitizzazione
- Irraggiamento neutronico
- Infragilimento da metalli liquidi

2.3 Fratture duttili e fratture fragili

I termini duttile e fragile normalmente si utilizzano per indicare la plasticità della frattura, riferendosi al grado di allungamento a rottura (duttilità) e alla presenza di strizione dei lembi della frattura. Risulta molto difficile, però, stabilire il grado di duttilità necessario per far rientrare la frattura di un materiale nella classe "duttile" o "fragile".

Questi stessi termini vengono anche utilizzati per distinguere tra frattura duttile e frattura fragile sia a livello macroscopico che a livello microscopico. Questo dà luogo a non pochi problemi di interpretazione, in quanto esistono meccanismi di formazione di cricca che comportano la presenza di deformazione plastica a livello microscopico (quindi possono essere definite fratture duttili), ma è anche possibile che le medesime fratture si manifestino senza deformazioni plastiche macroscopiche (quindi si potrebbe parlare di fratture fragili). Per evitare di incorrere in possibili ambiguità, nel seguito si parlerà di fratture duttili e fratture fragili per riferirsi agli aspetti macroscopici delle fratture, utilizzando altre descrizioni per le caratteristiche microscopiche. Le principali caratteristiche macroscopiche dei due tipi di frattura sono:

Frattura macroscopicamente duttile:

- elevata deformazione plastica prima della rottura;
- bordi di taglio dei lembi della frattura (a 45° rispetto alla direzione di massima sollecitazione);
- superficie di frattura fibrosa o con tessitura setosa a seconda del materiale;
- sezione strizionata nella zona di rottura;
- crescita lenta della cricca e/o della frattura stessa.

Frattura macroscopicamente fragile:

- deformazioni plastiche piccole o non visibili;
- frammentazione e presenza di cricche secondarie;
- superficie di frattura generalmente piana e perpendicolare alla superficie del componente (a 90° rispetto alla direzione di massima sollecitazione;
- frattura granulare o cristallina, altamente riflettente la luce (in alcuni casi sono osservabili le faccette dei grani);
- possibile presenza di linee a lisca di pesce (chevron pattern);
- crescita rapida della cricca, spesso accompagnata da emissione acustica.

Anche se una distinzione netta tra frattura duttile e fragile non è possibile, a livello pratico questo non rappresenta un problema: l'osservazione del piano di frattura (a 45° o a 90° rispetto alla direzione di massima sollecitazione) e il grado di deformazione macroscopica solitamente permettono di distinguere tra i due tipi. Il grado di deformazione, in particolare, è il principale segno per distinguere tra i due casi; benché il valore di deformazione limite sia arbitrario, solitamente si parla di frattura fragile quando l'allungamento a frattura è minore del 5%.

2.4 Aspetti meccanici del cedimento e orientazione macroscopica della frattura

L'orientazione macroscopica di una superficie di frattura in un componente rotto può fornire importanti indicazioni riguardo al tipo di carico a cui il pezzo era sottoposto in esercizio. In molti casi la relazione tra carichi e orientazione è complessa e di difficile deduzione, ma in altri si riescono a raccogliere importanti indicazioni. Per questo motivo è utile riprendere alcuni aspetti della meccanica dei cedimenti che possono spiegare l'orientazione di determinati tipi di superfici di frattura.

2.4.1 DIREZIONE DEGLI SFORZI PRINCIPALI

La conoscenza dell'orientazione degli sforzi principali nel componente è importante per sapere i punti in cui più probabilmente si potrà avere la rottura. Anche se in molti casi la determinazione degli sforzi principali è complessa, nelle configurazioni di carico più semplici è possibile ricavarli e correlarli all'orientazione delle superfici di frattura. Questo collegamento non può essere fatto a prescindere dal materiale che si sta considerando: nel caso in cui il materiale sia fragile, la rottura si manifesterà su un piano normale alla direzione degli sforzi principali massimi, nel caso di un materiale duttile, invece, la rottura avverrà lungo i piani ove sono massimi gli sforzi di taglio per effetto delle sollecitazioni di scorrimento.



Fig. IV.7 - Illustrazione dell'orientazione degli sforzi principali normali e di taglio e delle superfici di frattura su campioni sottoposti a carichi di (a) trazione, (b) torsione e (c) flessione (adattato da Feynmann R. P. et al., *The Feynman Lectures in Physics*, California Institute of Technology, 1964 e adattato da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 12 - Fractography*, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987).

Nel caso di carico assiale semplice su un cilindro, il massimo sforzo è parallelo all'asse del cilindro e, se il materiale è fragile, la frattura si sviluppa nel piano normale all'asse; un materiale duttile, invece, scorre lungo i piani di massimo sforzo di taglio, che sono inclinati di 45° rispetto alla direzione del carico: a queste direzioni è legato l'andamento della superficie di frattura (Fig. IV.7a).

Nel caso di carico torsionale semplice, gli sforzi normali massimi sono inclinati di 45° rispetto all'asse del cilindro: con materiali fragili la superficie di frattura ha andamento a spirale ed è inclinata di 45° rispetto all'asse, con materiali duttili, invece, la cricca è posizionata perpendicolarmente all'asse (Fig. IV.7b).

Per un carico flessionale semplice, lo sforzo massimo è parallelo all'asse del cilindro e passa da trazione su una superficie, a valore nullo al centro, a compressione sulla



Fig. IV.8 - Schema di orientazione delle sollecitazioni e dei differenti tipi di frattura nel caso di sollecitazione semplice di compressione (adattato da ASM Handbook Committee, Metals Handbook, Vol. 12 – Fractography, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987).

superficie opposta. Con un materiale fragile, la frattura si sviluppa sul piano perpendicolare all'asse del cilindro; con un materiale duttile, si ha un andamento simile al caso di carico assiale a trazione per materiale duttile (Fig. IV.7c). Con un carico di compressione la sollecitazione massima di compressione è assiale, quella massima di trazione è trasversale e quella di taglio è a 45° con l'asse del campione. Un materiale idealmente duttile non dovrebbe rompersi (si "schiaccia"), mentre un materiale fragile si fessura perpendicolarmente alla direzione della massima sollecitazione a trazione (vedi Fig. IV.8).

2.4.2 INTAGLI E STATI DI SFORZO

Nei componenti meccanici sono spesso presenti punti di concentrazione degli sforzi (intagli, fori, variazioni di sezioni) in cui lo sforzo effettivo presente è superiore a quello nominale: tali zone sono preferenziali per la nucleazione



Fig. IV.9 - (a) Piani di massimo sforzo di taglio alla radice dell'intaglio in condizioni di sforzo piano; (b) orientazione generale della superficie di frattura propagatasi a 45° rispetto alla direzione del carico (adattato da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).

delle fratture. In prossimità di questi concentratori di tensioni si induce uno stato di sforzo triassiale in quanto la presenza dell'intaglio non permette al materiale di deformarsi. In questo stato il materiale ha difficoltà a scorrere plasticamente (se gli sforzi principali sono uguali tra loro le sollecitazioni di taglio sono tutte nulle): il materiale risulta perciò più suscettibile a rompersi in modo fragile. Questo impedimento alla deformazione si evidenzia in particolar modo quando aumenta lo spessore della sezione del componente o aumenta la lunghezza della cricca, per cui, quando si è in tali condizioni, è più frequente il verificarsi di rotture fragili.

In corrispondenza degli intagli di cui si è parlato è possibile riscontrare stati di sforzo piano oppure stati di deformazione piana a cui sono attribuiti andamenti caratteristici della superficie di frattura.

Quando l'intaglio è presente in un lastra di piccolo spessore sollecitata assialmente, si è in condizioni di sforzo piano (situazione comune per lamiere o tubi). Normalmente non si ha snervamento generalizzato della sezione (almeno in fase iniziale), dato che lo sforzo assiale nominale è limitato e il valore dell'effetto di intaglio (K_1) è piuttosto elevato, mentre lo sforzo lungo lo spessore z della lastra è relativamente basso. Si ha, perciò, uno sforzo di taglio elevato su piani a 45° rispetto all'asse di carico (Fig. IV.9a); conseguentemente la deformazione plastica è di taglio lungo questi piani (Fig. IV.9b) e la superficie di frattura che si genera prende il nome frattura per *shear-lip* o *slant fracture* (Fig. IV.10).



Fig. IV.10 - Superficie di una *slant fracture* (adattato da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).



Fig. IV.11 - a) Sforzo in direzione z all'apice dell'intaglio in una piastra di elevato spessore, condizioni di deformazione piana; b) piastra con intaglio; c) la superficie di frattura che si propaga dall'intaglio globalmente ha un'orientazione perpendicolare al carico (adattato da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).

Quando una lastra con un intaglio sollecitata assialmente ha invece spessore elevato, si è in condizioni di deformazione piana, in quanto la deformazione lungo lo spessore z è impedita. Se lo snervamento del materiale è sufficientemente elevato, la dimensione della zona di deformazione plastica all'apice della cricca è minore che nel caso di sforzo piano, per cui lo sforzo assiale è elevato e lo sforzo di taglio massimo è relativamente basso. In queste condizioni l'andamento della frattura è governato dallo sforzo assiale e la frattura si presenta normale all'asse di carico (Fig. IV.11).

2.5 Meccanismi di frattura e microfrattografia

Come si è già detto, a livello microscopico si parla di meccanismi di frattura; ad essi sono correlate le caratteristiche topologiche su scala fine della superficie di rottura. L'osservazione di queste caratteristiche è oggetto della microfrattografia e può essere utile per raccogliere informazioni o conferme sul meccanismo di frattura coinvolto nel cedimento del componente. Essa viene eseguita con il SEM (microscopio elettronico a scansione) o, utilizzando repliche, con il TEM (microscopio elettronico a trasmissione).

Nei successivi paragrafi verranno analizzati i meccanismi fondamentali di risposta dei materiali metallici (scorrimento, clivaggio, geminazione) facendo riferimento soprattutto agli aspetti che influiscono sulla topografia della superficie di frattura: tali meccanismi sono correlati a quelli di frattura e alle caratteristiche delle superficie di rottura.

2.5.1 Deformazione plastica e cedimento

Il meccanismo più comune di deformazione plastica è lo scorrimento (o *slip*), cioè il movimento parallelo di strati di materiale in un cristallo, lungo piani cristallografici paralleli ed adiacenti: tale fenomeno è dovuto al moto delle dislocazioni presenti all'interno dei materiali metallici.

Se si considera un singolo cristallo cilindrico di materiale con sezione di area A_0 su cui agisce un carico assiale F (si veda Fig. IV.12) lo slittamento avviene su un piano inclinato rispetto all'asse del cilindro (essendo ϕ l'angolo tra la





Fig. IV.12 - Illustrazione degli sforzi normali σ_n e di taglio τ e per un campione cilindrico caricato assialmente (adattato da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).

Fig. IV.13 - Rappresentazione della deformazione plastica di un singolo cristallo, la configurazione deformata mostra gli scorrimenti (adattato da Boas W., Schmid E., *Über die Temperaturabhängigkeit der Kristallplastizität*, Zeitscript für Physik, Vol. 61, Springer Verlag, Berlin, 1930).



Fig. IV.14 - Illustrazione degli spostamenti su scala fine prodotti dallo scorrimento: sezione trasversale ad alto ingrandimento (adattato da Guy A., *Introduction to Materials Science*, McGraw Hill, New York, 1972).

normale al piano e l'asse) e lungo la direzione che forma un angolo ψ rispetto all'asse. Lo sforzo presente nel materiale può essere scomposto in una componente normale (σ_n) e in una di taglio (τ) rispetto al piano di scorrimento.

Aumentando il carico F applicato al materiale, lo scorrimento inizia quando lo sforzo di taglio (τ) rispetto al piano di scorrimento raggiunge un valore critico, sufficiente a mettere in moto i sistemi di dislocazione presenti nel materiale. Questo può avvenire in diverse posizioni del cilindro originando una serie di porzioni ellittiche che si muovono una rispetto all'altra (Fig. IV.13).

In alcuni casi, quando i grani cristallini sono abbastanza grandi e la superficie è lucidata, le tracce degli scorrimenti sono visibili anche ad occhio nudo. A livello macroscopico queste tracce vengono chiamate bande di scorrimento (*slip band*) e al loro interno si presentano delle strutture microscopiche dette linee di scorrimento (come è rappresentato in Fig. IV.14).

Nel caso più frequente di materiale policristallino, all'interno di ogni grano cristallino si attiva un sistema di scorrimento (moto di treni di dislocazioni) e si verifica uno slittamento quando il valore critico dello sforzo di taglio viene superato; ovviamente la direzione delle linee di scorrimento varia passando da un grano all'altro (si veda Fig. IV.15). I piani e le direzioni di scorrimento dipendono dalla struttura cristallina del materiale: normalmente i piani di scorrimento corrispondono a quelli a più elevata densità atomica del reticolo cristallino.

Quando si applica il carico, lo sforzo di taglio aumenta per tutti i sistemi di scorrimento, ma lo slittamento si innesca solo nel sistema che per primo, a causa dell'orientazione del cristallo, raggiunge il valore critico di sforzo di taglio del materiale. Può verificarsi il caso in cui due sistemi di scorrimento abbiano lo stesso sforzo di taglio, per cui raggiungono insieme il valore critico: in tal caso in entrambi i sistemi si attiva lo scorrimento e si realizza il fenomeno detto scorrimento incrociato (*cross slip*).

Anche lo sforzo normale (σ_n) rispetto ad un dato piano del cristallo può rag-



Fig. IV.15 - Campione metallografico lucidato (ma non attaccato) sottoposto a carico: si sono prodotti segni di scorrimento sulla superficie lucidata (adattato da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).



Fig. IV.16 - Morfologia di una superficie di frattura fragile per clivaggio (fonte: Marco Boniardi - Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano).

giungere e superare il valore di sforzo che lega i piani cristallografici tra loro: in tal caso si assiste alla separazione tra i piani e si verifica il fenomeno denominato clivaggio. Il valore critico di sforzo da superare per avere questo meccanismo viene detto sforzo normale critico di clivaggio. La morfologia tipica della frattura per clivaggio è mostrata in figura IV.16.

Nei metalli con struttura cristallina esagonale compatta, in cui i possibili sistemi di scorrimento sono tre (un piano di scorrimento con tre direzioni) è possibile trovarsi nella situazione in cui lo sforzo di taglio rispetto al piano di scorrimento è nullo (il piano basale è perpendicolare al carico): in questo caso lo scorrimento dovrà avvenire su un altro piano (che non sarà di massima densità atomica) e il valore critico da superare sarà molto alto. In questo caso è più facile raggiungere il valore critico di sforzo normale di clivaggio, per cui nel materiale non si verificherà scorrimento ma clivaggio. Questo è il motivo per cui, a livello microscopico, i materiali a reticolo esagonale compatto tendono ad avere comportamento fragile.

Nei metalli a struttura cristallina cubica a faccia centrata, invece, i sistemi di scorrimento sono più numerosi (12 sistemi, 4 piani con 3 direzioni ciascuno), quindi anche se un piano di scorrimento è perpendicolare al carico ce ne sono altri tre su cui può essere attivato lo scorrimento. Per questo motivo, di solito, il meccanismo di clivaggio non si verifica in queste strutture e i metalli a reticolo cubico a facce centrate tendono, a livello microscopico, ad avere comportamento duttile.

Da quanto visto si evince che i due meccanismi sono competitivi.

All'aumentare del carico imposto sia lo sforzo normale risolto che quello di taglio aumentano; a seconda di quale sforzo raggiunge prima il valore critico si attiva il meccanismo corrispondente, come è descritto nel grafico di figura IV.17a.

Se gli sforzi risolti crescono secondo la linea A, si ha prima il meccanismo di scorrimento, se crescono seguendo la linea B si ha prima il clivaggio; inoltre viene favorito il meccanismo che ha sforzo critico minore. Infine è importante tenere in considerazione il fatto che i valori critici dello sforzo di scorrimento (τ_c) e di clivaggio (σ_{nc}) dipendono anche dalla temperatura (si veda Fig. IV.17b), aumentando al suo diminuire; in alcuni casi, come per i metalli a struttura cubica a corpo centrato, a basse temperature il clivaggio è maggiormente favorito mentre ad alte temperature è favorito lo scorrimento.



Fig. IV.17 - (a) Si verifica scorrimento o clivaggio a seconda della relazione tra gli sforzi di taglio risolto e normale risolto all'aumentare del carico e dei valori di sforzo di taglio risolto critico e sforzo normale risolto critico. (b) Dipendenza dalla temperatura dello sforzo di taglio risolto critico e dello sforzo normale risolto critico per un metallo a struttura cubica a corpo centrato (tratto da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).

Anche la velocità di deformazione, da ultimo, ha influenza su questi meccanismi: il clivaggio è favorito in presenza di carichi applicati rapidamente mentre lo scorrimento prevale quando i carichi sono applicati in modo statico o quasi statico.

2.5.2 Geminazione

Per alcuni metalli o leghe, la risposta all'applicazione di un carico crescente è data dal meccanismo di geminazione meccanica (vedi Fig. IV.18). In tale meccanismo gli atomi si riarrangiano nel reticolo cristallino generando una struttura uguale a quella di partenza, ma specchiata rispetto ad essa lungo un piano atomico, detto piano di geminazione (si veda Fig. IV.19). Il processo è piuttosto complesso e si verifica preferenzialmente nel caso di strutture esa-

Fig. IV.18 - Microstruttura di una superlega base nichel (Incoloy) che mostra la presenza di geminati meccanici; le tracce che separano il materiale originale dal geminato sono segni dei piani di geminazione (fonte: Marco Boniardi -Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano).



Fig. IV.19 - Illustrazione schematica della geminazione meccanica. La parte geminata giace sopra al piano di geminazione; i cerchi vuoti rappresentano le posizioni iniziali, quelli pieni le posizioni finali, che sono l'immagine specchiata dei punti sotto al piano di geminazione (tratto da Birchenall C. E., *Physical Metallurgy*, McGraw-Hill, New York, 1959.



gonali compatte e cubiche a facce centrate; in quest'ultimo tipo di struttura, i geminati possono giocare un ruolo fondamentale nella nucleazione di cricche di fatica. Il verificarsi di questo tipo di risposta al carico applicato è favorito da basse temperature e da elevate velocità di deformazione. È importante non confondere la geminazione meccanica con quella di ricottura che si produce per mezzo di meccanismi differenti.

2.5.3 Fratture per clivaggio

Dalla descrizione del meccanismo di clivaggio ci si aspetta una superficie a specchio nel caso di monocristallo o una superficie costituita da faccette che riflettono la luce nel caso di materiali policristallini.

Nei casi reali, il reticolo cristallino, però, presenta sempre dei difetti per cui la cricca generata per clivaggio modifica il suo percorso di propagazione e crea una morfologia differente della superficie di frattura (come precedentemente mostrato in Fig. IV.16).

Inoltre la nucleazione delle cricche di clivaggio nei casi reali può avvenire in diversi punti e la propagazione continuare su livelli diversi, anche se su piani dello stesso tipo, che quando si incontrano possono unirsi per scorrimento o per clivaggio lungo un'altra famiglia di piani, generando una deviazione nella superficie di frattura (si veda Fig. IV.20).

Osservando una sezione trasversale alla superficie di frattura è solitamente possibile evidenziare i gradini che si formano durante la rottura del materiale che collega i fronti delle due cricche, i quali presentano andamenti diversi a seconda del meccanismo di frattura (linee rette nel caso di clivaggio, linee curve in quello di strappo per deformazione plastica, per esempio). Nel caso in cui siano presenti o si formino, durante la deformazione, geminazioni meccaniche, la deviazione del fronte della cricca può seguire il piano di separazione tra la geminazione e la matrice.



Fig. IV.20 - Illustrazione schematica della separazione tra piani di clivaggio: (a) per clivaggio, (b) per strappo/scorrimento (adattato da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).



Fig. IV.21 - Formazione della superficie di clivaggio, con l'effetto dei bordi di grano e subgrano (adattato da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 12 - Fractography,* ASM International, Metals Park, Ohio, 1987).

Quanto detto non basta a descrivere la topografia delle fratture di clivaggio che solitamente si riscontrano sui componenti: essa è influenzata dalla complessità della microstruttura del materiale e dalla tendenza delle cricche a propagare secondo un percorso che permetta di avere un minimo consumo di energia. Nonostante questo è possibile riconoscere delle caratteristiche tipiche associabili al meccanismo di clivaggio. La principale caratteristiche dei piani di frattura per clivaggio è la morfologia a delta di fiume (*river pattern*). La cricca, avanzando, incontra un bordo di grano a basso angolo e si ha la nucleazione di numerose altre cricche sul nuovo piano di clivaggio ma a livelli leggermente diversi; con il proseguire della propagazione questi diversi livelli si uniscono a formare una cricca che avanza su pochi piani paralleli. In questo modo si forma una morfologia simile a un fiume con le sue diramazioni. La direzione locale di propagazione della cricca è, rimanendo nell'analogia del delta di fiume, da monte a valle (Fig. IV.21).

2.5.4 Coalescenza di microvuoti

Quando sotto l'applicazione di un carico esterno il materiale risponde con scorrimento, si verificano diversi meccanismi di frattura.

Sia nel caso di materiali monocristallini che policristallini si può avere deformazione per scorrimento incrociato (*cross-slip*) con frattura per strizionamento (*pinching off*) del materiale rimasto (si veda Fig. IV.22).

Il meccanismo di frattura duttile più comune è però quello per coalescenza di



Fig. IV.22 - Illustrazione schematica della frattura di un singolo cristallo per scorrimento (adattato da Broek D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Kluwer, Boston, 1982).

vuoti (o microvuoti) in cui il materiale collassa formando una serie di microvuoti che continuano a deformarsi plasticamente per scorrimento, aumentando di dimensione fino ad unirsi (coalescenza di microvuoti), andando a formare la superficie di frattura (si veda Fig. IV.23).



Fig. IV.23 - Illustrazione schematica della frattura per coalescenza di vuoti (adattato da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).

La frattura presenta una serie di cuspidi su entrambe le facce che vengono chiamate *dimples* (Fig. IV.24).

In molte leghe la formazione dei microvuoti avviene in corrispondenza delle particelle di seconde fasi con due possibili meccanismi: (a) si ha una decoesione tra matrice e particella oppure (b) la particella si frattura e da lì si genera il microvuoto (si veda Fig. IV.25). Le particelle possono rimanere nei microvuoti e quindi essere osservate nella superficie di frattura, oppure staccarsi durante la fase di apertura della frattura.

La forma, la geometria e le dimensioni dei *dimples* variano in relazione al tipo di carico applicato ed alla forma delle seconde fasi presenti. In particolare è interessante notare che (come si vede in Fig. IV.26) in caso di sollecitazione di trazione normale al piano di frattura, i *dimples* sono equiassici; con sollecitazioni di taglio o di strappo si generano *dimples* allungati. I due casi possono esser distinti osservando entrambe le facce della frattura: nel caso di taglio

Fig. IV.24 - Aspetto tipico di una superficie di frattura a *dimples* (fonte: Marco Boniardi -Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano).





Fig. IV.25 - Illustrazione schematica della nucleazione di vuoti in corrispondenza di particelle. (a) Nucleazione per decoesione all'interfaccia particella-matrice; (b) nucleazione per frattura delle particelle (adattato da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).



Fig. IV.26 - Illustrazione schematica dell'influenza delle condizioni di carico sulla geometria dei *dimples* (carico di trazione, di strappo e di taglio).



Fig. IV.27 - Illustrazione schematica della formazione di dimples poco profondi (*shallow dimples*) (adattato da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).

l'allungamento dei dimples sulle due superfici è in direzione opposta, mentre nel caso di strappo la direzione di allungamento è la stessa; nel caso di carico torsionale i *dimples* sono simili al caso di taglio, ma un'osservazione a basso ingrandimento permette, solitamente, di riconoscere una rotazione o un andamento circolare collegati alla direzione di torsione.

In pratica si ha frattura per strappo per lo più nelle parti centrali dei campioni per prove di tenacità statica e dei campioni Charpy (stato di deformazione piana); la frattura per taglio è tipica della corona circolare esterna delle provette di trazione e dei campioni intagliati di spessore molto limitato (stato di sforzo piano).

Quando le inclusioni presenti nel materiale hanno grandi dimensioni o sono allungate, anche i dimples assumono queste caratteristiche; in questi casi, se lo stato inclusionale è elevato, a bassi ingrandimenti la frattura può mostrare un aspetto fibroso detto frattura legnosa (*woody fracture*).

Per metalli ad elevata resistenza, che si rompono comunque con il meccanismo di coalescenza dei microvuoti, i *dimples* sono poco profondi a causa della scarsa duttilità del materiale che divide i microvuoti (si veda Fig. IV.27).

Un caso particolare si ha quando i microvuoti si formano al bordo di grano perché esso contiene particelle o perché c'è una regione vicina e parallela al bordo che le contiene; il cammino della frattura risulta intergranulare, anche se non si può parlare di rottura intergranulare nel senso di frattura per separazione del bordo di due grani (si veda paragrafo 2.4.6) si parla di frattura intergranulare di tipo duttile. Come si è già accennato, dopo la formazione dei microvuoti il materiale continua a deformarsi per scorrimento; questi slittamenti arrivano fino alla superficie dei *dimples* generando delle tracce nella morfologia di frattura.

L'aspetto di queste tracce dipende dall'orientazione cristallografica locale della regione che scorre rispetto alla superficie del *dimple*: si possono avere segni con andamento ondulato, detti *serpentine glide*, che si possono ricondurre a meccanismi di *cross-slip*. Quando il piano di scorrimento è piuttosto obliquo rispetto alla superficie libera del *dimple*, le tracce si disperdono e la superficie appare piuttosto liscia con segni appena percettibili della deviazione dello scorrimento, detti increspature (*ripples*); il meccanismo coinvolto in questo caso viene chiamato stiramento (*stretching*).

A conclusione di quanto detto rispetto alle fratture per coalescenza di vuoti è importante sottolineare un aspetto del legame tra scala microscopica e macroscopica. Il meccanismo che si è descritto è su scala microscopica e solitamente si riscontra in corrispondenza di fratture macroscopicamente duttili, con elevate variazioni dimensionali (distorsioni), ma è possibile avere questo meccanismo di frattura anche nel caso di fratture macroscopicamente fragili, con limitata variazione dimensionale, in particolare nel caso di materiali altoresistenziali o con dispersioni fini di particelle.

2.5.5 Meccanismi misti e quasi-clivaggio

Non sempre in un materiale la frattura si sviluppa completamente con un unico meccanismo, si parla allora di meccanismi misti di frattura.

Un tipico caso di meccanismo misto è quello in cui la frattura inizia a svilupparsi per clivaggio e poi il materiale che ancora è unito si rompe per coalescenza di microvuoti; ciò accade spesso in materiali con struttura cubica a corpo centrato quando la frattura si verifica in vicinanza della temperatura di transizione.



Fig. IV.28 - Illustrazione schematica della formazione della frattura per quasi-clivaggio. Modello di formazione di un gradino di clivaggio con un *tear ridge*; si noti la superficie di frattura, con il gradino nella parte in basso e il *tear ridge* in quella alta. Le sezioni mostrano i profili delle superfici di frattura (adattato da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 12 – Fractography,* ASM International, Metals Park, Ohio, 1987).

In altri casi, soprattutto con gli acciai, la superficie di frattura presenta regioni con segni di clivaggio poco definiti (detti rosette) alternate a regioni con deformazioni estese (dette *tear ridges*). Il meccanismo che produce questo tipo di superficie di frattura viene detto quasi-clivaggio e consiste nella formazione di microcricche fragili (per clivaggio) seguite da strappi a *dimples* (per deformazione plastica) del materiale di connessione rimasto: di fatto si tratta di un meccanismo misto di clivaggio e strappo o coalescenza di vuoti, meno evidente morfologicamente a causa dei dettagli fini della microstruttura (Fig. IV.28). In alcuni casi la superficie di frattura è composta da faccette molto fini connesse da zone con *tear ridges* e viene denominata superficie da strappo (*tear topography surface*, TTS). I meccanismi coinvolti sono quelli di cui si è già parlato e la particolare morfologia deriva dalla microstruttura complessa coinvolta nella frattura.

2.5.6 Frattura intergranulare

Come si è detto, un materiale sottoposto ad un carico, può subire meccanismi di clivaggio o di scorrimento; quando, però, i bordi di grano sono le zone più deboli del metallo, si può avere decoesione lungo la superficie del bordo di grano prima che si inneschino gli altri meccanismi: questo meccanismo di frattura prende il nome di frattura intergranulare (si veda Fig. IV.29).

La superficie di rottura che si ottiene segue l'andamento dei grani ed è liscia, a meno che al bordo dei grani non siano presenti particelle.

Le fratture di questo tipo possono essere incluse in due categorie:

- rotture causate dalla presenza di un film sottile di una fase fragile precipitata ai bordi dei grani;
- fratture dovute ad un infragilimento dei bordi dei grani cristallini a causa di un arricchimento locale di elementi estranei senza l'effettiva formazione di una nuova fase.

Lo stesso tipo di microfrattografia si può riscontrare nel caso di meccanismi diversi su microstrutture complesse: quando la frattura avviene per decoesione o separazione lungo l'interfaccia tra matrice e particelle a bordo grano per coalescenza di microvuoti (frattura intergranulare di tipo duttile), o quando avviene per coalescenza di microvuoti o per strappo in una zona debole parallela e adiacente al bordo del grano. In questi casi la superficie di frattura presenta dettagli topografici ulteriori, oltre a seguire l'andamento dei grani. Ovviamente la forma della superficie di frattura à determinata dalla forma dei grani cristallini (Fig. IV.30). In alcuni casi la struttura al bordo del grano, o vicino ad esso, può rendere la superficie irregolare se osservata su una scala fine. La frattura intergranulare può verificarsi per cause diverse, per esempio in caso di infragilimento da idrogeno, fenomeni di fragilità da rinvenimento, *stress*



tipico di una frattura intergranulare (fonte: Marco Boniardi - Laboratori del Dipartimento di Politecnico di Milano).

Fig. IV.30 - Illustrazione schematica di fratture a bordo grano. (a) Decoesione lungo il bordo di grano di grani equiassici; (b) decoesione lungo il bordo grano di grani allungati (adattato da ASM Handbook Committee, Metals Handbook, Vol. 12 - Fractography, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987).

corrosion cracking. Alcuni acciai mostrano fratture per infragilimento da tempra lungo i bordi di grano dell'austenite di origine e questo a volte è dovuto alla segregazione di impurità (P o Bi) o alla formazione di un reticolo di carburi lungo questi bordi di grano.

2.5.7 Fratture ad alte temperature

Oltre ai meccanismi di frattura descritti nei paragrafi precedenti, in particolari condizioni di esercizio si possono avere dei meccanismi diversi e più specifici. È questo il caso di fratture che avvengono in condizioni di alte temperature. Per alta temperatura si intende una temperatura tale da modificare i meccanismi di risposta del materiale ai carichi e può essere una temperatura vicino al punto di fusione o quella che fa innescare meccanismi di *creep*: il valore numerico dipende, ovviamente, dal tipo di metallo che si considera. Sicuramente ci si riferisce a temperature nettamente superiori ai 25°C.

Un primo aspetto da considerare nella microfrattografia di questi componenti è l'interazione della superficie di frattura con un'atmosfera ad alta temperatura che può modificare in maniera considerevole la morfologia della superficie stessa, per esempio con la formazione di una spessa scaglia di ossido. Questo rende più difficile l'identificazione dei meccanismi di frattura coinvolti.

Un'altra difficoltà è quella di riuscire a distinguere quando l'ambiente ha agito sul materiale influendo sul processo di frattura e quando, invece, ha aggredito la superficie di frattura già formata durante o dopo l'esercizio.

All'aumentare della temperatura alcune leghe metalliche modificano il loro meccanismo di frattura dalla coalescenza di vuoti alla separazione intergranulare, soprattutto se si formano delle regioni liquide al bordo dei grani. Quando la frattura è da ricondursi alla fusione locale del metallo, la morfologia che è possibile osservare sulla superficie di frattura è di tipo dendritico (Fig. IV.31) e solitamente la frattura avviene alle giunzioni fra i bracci delle dendriti.

Si trova una topografia simile anche quando la frattura mette alla luce cavità di solidificazione che hanno una superficie dendritica, però in questo caso non si ha una superficie di frattura. Quando, invece, si ha incipiente fusione in corrispondenza del bordo dei grani l'aspetto della frattura è di tipo intergranulare; si osservano regioni lisce nelle zone in cui il materiale si è fuso e regioni più rugose dove ha avuto luogo il meccanismo di coalescenza dei vuoti. Solitamente il materiale che non è stato interessato dalla formazione di microcricche e microvuoti, prima di arrivare alla frattura finale, subisce elevate deformazioni plastiche che creano delle morfologie allungate sulla superficie.

Un meccanismo a sé stante è quello della frattura per *creep*, in cui solitamente le cricche si innescano al bordo dei grani o alle giunzioni dei bordi grano (si veda Fig. IV.32) e prendono il nome di vuoti da *creep* (*creep voids*) nel primo caso e di cricche o vuoti nei punti tripli (*wedge cracks*) nel secondo.





Fig. IV.31 - Superficie di frattura con aspetto dendritico, associata alla formazione di un film liquido attorno alle dendriti (fonte: Andrea Casaroli - Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano, Milano).

Fig. IV.32 - Illustrazione schematica della formazione di (1) wedge cracks e (2) creep voids (adattato da Böhm H., *Einführung in die Metallkunde*, Bibliographical Institue of Manneheim, 1968).

2.5.8 Fratture assistite da corrosione

Anche nel caso di fratture in ambienti aggressivi per il metallo, non ci si può riferire unicamente ai meccanismi di frattura finora descritti. L'azione dell'ambiente può essere considerevole sia nella fase di nucleazione che in quella di propagazione della cricca, anche se, data la loro complessità, i singoli meccanismi coinvolti non sono ancora stati pienamente compresi. Il tipo di frattura varia molto a seconda del materiale e dell'ambiente, per cui esiste un'ampia gamma di tipologie di superfici di frattura a cui risulta difficile correlare un singolo meccanismo. Inoltre l'interazione del materiale con l'ambiente può avvenire anche dopo la formazione della superficie di frattura andando quindi ad alterare la superficie che si era formata. Data la varietà di casi possibili si indicano solo gli esempi più tipici.

La frattura per corrosione sottosforzo (*Stress Corrosion Cracking*) avviene quando si combinano un certo stato di sforzo con un determinato materiale in un ambiente ad una data temperatura per cui a uno sforzo inferiore di quello di snervamento si giunge al cedimento del componente. Si possono osservare diversi tipi di superfici di frattura generatesi per questo fenomeno e la frattura può essere sia transgranulare che intergranulare.

Un altro tipo di frattura influenzata dall'ambiente è l'infragilimento da idrogeno. L'idrogeno può essere presente nel materiale dalla fase di produzione, oppure essere assorbito durante l'esercizio o le operazioni di processo (per esempio durante il decapaggio o il rivestimento). Il tipo di cricca che si forma e propaga varia a seconda di diversi fattori, tra cui il materiale e le condizioni di carico. Tipiche caratteristiche di una frattura generata da questo fenomeno sono bordi di grano allargati (*yawning grain boundaries*), micropori e segni filiformi (*hairline patterns*) soprattutto nella forma delle cosiddette zampe di gallina (*crows-feet markings*).

Nel caso di carichi ciclici in un ambiente aggressivo si riscontra il fenomeno della fatica assistita da corrosione. Normalmente si osservano superfici di frattura con segni di corrosione in cui le striature possono o meno essere visibili perché cancellate dall'attacco corrosivo durante o dopo la rottura.

3. La fatica

3.1 Introduzione

La fatica è la causa più comune del cedimento di parti di macchina utilizzate in ambito industriale e di molti altri componenti impiegati anche in campo civile. Questo tipo di danneggiamento si verifica in pezzi sottoposti ad applicazioni ripetute del carico, variabili nel tempo e con un regime ciclico e/o oscillatorio. Il fenomeno della fatica è, quindi, molto importante e si può stimare che ad esso possano ricondursi almeno il 75% dei cedimenti di elementi strutturali, pezzi e componenti meccanici.

Il fenomeno della fatica fu scoperto per la prima volta agli inizi dell'800 e da allora è stato ampiamente studiato; i primi studi sistematici sono certamente dovuti a Wöhler che per primo si occupò del fenomeno in relazione al cedimento degli assili ferroviari.

Nonostante ciò, data la complessità del fenomeno, ancora oggi si verificano cedimenti per fatica su una vasta gamma di prodotti industriali: alberi a gomiti, alberi a camme, assi, rotori, assili ferroviari, sistemi biella manovella, punterie, ruote dentate, molle e ammortizzatori, barre di torsione, tubi, recipienti in pressione, funi, palette di turbina e di compressore, pinze freno, strutture aeronautiche, strutture off-shore, ecc.

La ragione principale del persistere di tali cedimenti risiede nel fatto che in ogni componente o struttura, esistono sempre zone in cui sono presenti discontinuità geometriche non facilmente quantificabili o difetti meccanici/metallurgici, spesso nascosti o non riconoscibili. Proprio da punti di intensificazione degli sforzi si innescano la maggior parte dei cedimenti per fatica. La formazione di cricche di fatica non comporta deformazione o strizione nella regione di rottura, per cui non si hanno indicazioni del fenomeno di danneggiamento in atto fin tanto che non si verifichi il cedimento di schianto; le cricche di piccole dimensioni, infatti, sono difficili da rilevare fino a quando non hanno raggiunto una dimensione macroscopica, per cui si è già giunti alla lesione parziale o totale della sezione resistente del componente.

3.2 Il fenomeno della fatica

I cedimenti per fatica avvengono per effetto dei normali carichi d'esercizio; tali carichi sono normalmente inferiori a quelli necessari per innescare una deformazione plastica evidente del componente. Tuttavia, a causa delle irregolarità superficiali o delle presenza di discontinuità microstrutturali, gli sforzi locali possono eccedere il limite di snervamento locale del materiale per cui, applicando ciclicamente il carico, si sviluppa una deformazione plastica. L'innesco del cedimento per fatica è, quindi, il risultato dell'azione simultanea di sforzi ripetuti, ciclici o oscillanti, sforzi di trazione e deformazione plastica locale. In assenza anche di una di queste condizioni non si può avere la nucleazione e la crescita di una cricca di fatica. Lo sforzo ciclico permette la nucleazione della cricca, mentre la componente di trazione dello sforzo applicato consente la propagazione successiva.

Nella fatica è corretto parlare di cedimento progressivo, sia nella fase che pre-

cede la formazione della cricca microscopica, che nella fase di propagazione macroscopica della cricca stessa.

Il processo può essere suddiviso in tre fasi (Fig. IV.33):

- 1. Nucleazione della cricca di fatica, in corrispondenza della superficie o di zone sub-superficiali, sotto l'azione dello sforzo ciclico/oscillante.
- 2. Propagazione della cricca di fatica sotto l'azione della componente di trazione dello sforzo applicato; la cricca di fatica progressivamente si estende all'interno della sezione resistente del componente.
- 3. Frattura di schianto per sovraccarico quando, per effetto della propagazione della cricca, la sezione resistente residua del pezzo si è talmente ridotta da non poter più sostenere il carico esterno applicato.

Molte variabili legate al comportamento in esercizio influenzano il comportamento e l'andamento tipico delle fratture per fatica; tra di esse l'ampiezza e la frequenza di applicazione del carico oscillante, la presenza di uno sforzo medio non nullo, la temperatura, l'ambiente in cui è posto il componente, le dimensioni e la forma del componente, la presenza di sforzi residui, la finitura superficiale del pezzo, la presenza di difetti in superficie e la microstruttura del materiale.

La ripetizione del carico provoca nella massa metallica variazioni microstrutturali su scala submicroscopica e microscopica che sono responsabili della grande variabilità di risultati delle osservazioni fenomenologiche. La dispersione dei risultati nelle prove di fatica a termine è una manifestazione complessiva delle differenti caratteristiche locali del materiale.



Fig. IV.33 - Rappresentazione schematica dei tre stadi di formazione della cricca per fatica.



Il metodo più diffuso per raccogliere dati ingegneristici sulla fatica è l'utilizzo delle curve di Wöhler o diagrammi S-N (Fig. IV.34); questo tipo di curve è adatto per l'interpretazione del fenomeno quando il componente o il saggio di prova è soggetto ad un elevato numero di cicli (tipicamente maggiore di 10⁵ cicli), cioè quando, approssimativamente, si può considerare che la sollecitazione produca solo limitatissime deformazioni in campo elastico.

Le curve di Wöhler riportano in ordinata lo sforzo applicato e in ascissa il numero di cicli che producono la rottura del saggio; tali curve evidenziano abitualmente due caratteristiche significative:

- la presenza di una soglia di sollecitazione (tratto lineare orizzontale), detta limite di fatica ($\sigma_f \circ L_f$), che rappresenta il livello di sollecitazione al di sotto del quale non si manifesta la rottura per fatica del componente;
- la presenza di un tratto a termine (tratto lineare inclinato), in corrispondenza del quale si osserva il cedimento per fatica, per ogni data sollecitazione dopo un certo numero di cicli di carico.

Mentre il limite di fatica ($\sigma_f \circ L_f$) è una caratteristica tipica della quasi totalità degli acciai (acciai da costruzione di uso generale, acciai speciali da trattamen-

to termico, acciai ad alta resistenza, ecc.), altre famiglie di materiali (leghe dell'alluminio, leghe del rame ed acciai inossidabili austenitici) presentano invece una progressiva diminuzione della resistenza al crescere del numero di cicli di carico senza mostrare, di fatto, una vera e propria soglia di resistenza a fatica (Fig. IV.35).

3.3 Modalità di cedimento e caratteristiche macrofrattografiche delle rotture per fatica

3.3.1 Morfologia delle fratture per fatica

Le superfici di frattura per fatica mostrano solitamente due zone distinte: la regione di propagazione della cricca di fatica e la regione di rottura finale per sovraccarico. La seconda zona si forma quando la sezione resistente rimasta (per effetto della propagazione della cricca) è troppo ridotta per sostenere il carico applicato. La rottura finale rappresenta quasi sempre un evento catastrofico e improvviso, senza segni di deformazione plastica che possano preannunciarlo. La superficie di frattura mostra caratteristiche macroscopiche simili a quelle delle fratture fragili per sovraccarico. Nel caso di sollecitazioni per flessione rotante, questa regione è spesso ruotata o deviata rispetto all'innesco di fatica in direzione opposta a quella di rotazione del pezzo; all'aumentare degli sforzi nominali, invece, la regione di rottura di schianto tende a spostarsi verso il centro.

Anche la zona di propagazione a fatica non mostra segni di evidente deformazione plastica, quindi in generale la frattura a fatica è caratterizzata da scarsa deformazione plastica (è una frattura macroscopicamente fragile). Lo studio della macrofrattografia di questo tipo di fratture si concentra sulla prima regione, quella di propagazione a fatica della cricca e sulle sue caratteristiche morfologiche osservabili ad occhio nudo o a basso ingrandimento (ingrandimento x20 circa).

Le fratture per fatica nella zona di propagazione sono piane, lisce e lucide.

Come si è già visto, in un componente sottoposto a carico ciclico inferiore a quello di snervamento, data l'elevata concentrazione degli sforzi all'apice della cricca, una piccola deformazione plastica locale ha luogo per ogni ciclo di fatica. A questo processo corrisponde spesso l'osservazione microscopica delle striature che, però, non possono essere osservate su scala macroscopica (ossia ad occhio nudo).

Se si considera un campione o un saggio sottoposto ad una prova di fatica noninterrotta fino alla rottura, con carico ciclico con frequenza e valore massimo costanti, non si notano particolari caratteristiche sulla superficie di frattura e anche la distinzione tra le regioni di propagazione a fatica e di rottura finale è,


Fig. IV.36 - Illustrazione schematica della formazione di una frattura per fatica (assenza di linee di spiaggia) in un provino da laboratorio reale soggetto a cedimento per fatica (sollecitazione ciclica ad ampiezza costante) (tratto da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).

talvolta, poco evidente: quanto descritto può essere raffigurato macroscopicamente come in figura IV.36.

Quando, invece, si considera un componente meccanico reale che ha subito il cedimento per fatica (quindi non una prova di laboratorio), molto spesso si identificano dei segni indicatori del fenomeno avvenuto. Questi segni prendono diverse denominazioni legate al loro aspetto: linee a conchiglia (*oyster-shell marks*, *clamshell marks*), linee di marea (*tide marks*), linee ondulate (*ripple marks*), linee di spiaggia (*beach marks*), linee di arresto (*stop marks* o *arrest marks*), linee concoidali (*conchoidal marks*). In tutti i casi si tratta di linee concentriche, che riconducono al punto di origine della cricca e ne permettono l'individuazione.



Fig. IV.37 - Illustrazione schematica della formazione di una frattura per fatica (presenza di linee di spiaggia) in un componente reale soggetto a cedimento per fatica (sollecitazione ciclica casuale) (tratto da Brooks C. R., Choudhuri A., Metallurgical Failure Analysis, McGraw-Hill, New York, 1993).

Fig. IV.38 - Esempio di superficie di frattura per fatica (fonte: Marco Boniardi - Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano, Milano).



Quando infatti un componente è sollecitato a fatica per un certo numero di cicli e la sollecitazione viene sospesa per un certo tempo per poi riprenderla successivamente (ripetendo nel tempo tale sequenza di eventi), si ottiene una situazione simile a quella schematizzata in figura IV.37.

Le linee di spiaggia o di arresto (nel seguito si useranno questi termini) si formano per effetto delle variazioni della topografia superficiale, modificando localmente l'aspetto della frattura. Questi cambiamenti possono essere generati da diversi fattori, come la variazione di velocità di propagazione della cricca, o l'ossidazione della superficie di frattura, che comportano ripetuti arresti e ripartenze della cricca di fatica.

Ogni volta che la sollecitazione viene interrotta, la superficie di frattura che si è appena formata ha il tempo di ossidarsi, mentre la superficie generata dalla serie di cicli precedenti e già ossidatasi, si ossida ulteriormente. I diversi spessori di ossido, caratterizzati da differenti colori di interferenza della luce, creano sulla superficie, dopo rottura, le cosiddette linee di spiaggia o di arresto (Fig. IV.38). Le linee di spiaggia sono quindi da ricondurre al funzionamento in esercizio intermittente della cricca. Le linee di spiaggia si possono anche formare per effetto di altri meccanismi, come ad esempio è il caso dei sovraccarichi, ossia variazioni dell'ampiezza del ciclo di carico.

La presenza di linee di spiaggia permette, quindi, di riconoscere ed identificare la frattura come frattura per fatica, anche se la loro assenza non esclude questo tipo di danneggiamento: infatti le linee di spiaggia sono evidenti nei materiali duttili in determinate condizioni di carico, mentre possono anche risultare assenti nei materiali fragili (come è il caso delle ghise ad esempio). È possibile riscontrare delle differenze tra la fatica ad alto e a basso numero di cicli.

Per il caso di alto numero di cicli (cedimenti in prossimità del limite di fatica) la superficie di frattura è liscia, la spaziatura tra le linee di spiaggia è fine ed uniforme e le linee di arresto sono chiaramente distinguibili ad un ingrandimento adeguato.

Nel caso di fatica a basso numero di cicli (cedimenti in prossimità del tratto a termine della curva di Wöhler) la superficie di frattura è piuttosto grossolana, come anche le linee di spiaggia che sono non uniformi ed appaiono piuttosto distanziate fra loro; le linee di arresto sono poco delineate e in alcuni casi è difficile distinguere queste fratture dalle fratture fragili.

L'estensione della zona interessata dalle linee di spiaggia e della zona di frattura finale è legata al livello di carico nominale applicato al pezzo.

Se la sollecitazione nominale è relativamente bassa, sono necessari numerosi cicli di carico perché la cricca propaghi fino arrivare alle condizioni di rottura per sovraccarico, quindi la regione caratterizzata dalle linee di spiaggia (zona di propagazione) sarà ampia. Quando, invece, la sollecitazione nominale è elevata, la cricca propaga poco, prima di arrivare alla frattura finale. In maniera corrispondente la zona della frattura di schianto aumenta la sua estensione all'aumentare della sollecitazione applicata (Fig. IV.39).

Alcune interessanti informazioni sulla morfologia della superficie di frattura sono riconducibili allo stato di sforzo locale del pezzo.



Fig. IV.39 - Illustrazione schematica di una superficie di frattura per fatica in cui è visibile l'effetto delle modalità di carico applicato e il livello di sforzo sull'ampiezza dell'area di propagazione a fatica e dell'area di rottura di schianto/sovraccarico (adattato da ASM Handbook Committee. Metals Handbook, Vol. 12 - Fractography, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987).

In presenza di elevate concentrazioni degli sforzi, a causa di effetti di intaglio geometrici del componente, i punti di origine delle cricche sono multipli e le cricche innescatesi possono eventualmente unirsi per formare un fronte unico di avanzamento. Quando, invece, non si ha concentrazione degli sforzi, si osserva una sola zona di innesco per fatica a partire dalla superficie del pezzo. L'effetto di intaglio modifica anche la modalità di propagazione.

In assenza di intaglio, le cricche propagano più rapidamente dalla superficie verso il centro della sezione piuttosto che lungo alla superficie e le linee di spiaggia che si osservano hanno la concavità rivolta verso la zona d'innesco; in presenza di intagli geometrici, ossia quando vi sono inneschi multipli in superficie, avviene il contrario e si osserva un fronte di cricca con concavità orientata in direzione opposta alla zona degli inneschi.

Sempre dalla figura IV.39 si nota come anche la modalità di carico influisca sull'aspetto della superficie di frattura.

Con carico assiale la cricca parte da un punto sulla superficie del campione e propaga attraverso la sezione. Una situazione simile si verifica nel caso di flessione unidirezionale, mentre per altre condizioni di carico si osservano caratteristiche morfologiche più complesse come illustrato nei paragrafi successivi. È opportuno sottolineare come la morfologia delle superfici di frattura per fatica non dipenda solo dalla geometria del componente e dalle condizioni di carico, ma anche dalle possibili disomogeneità microstrutturali del materiale.

3.3.2 CARICHI FLESSIONALI E FATICA

Molti componenti meccanici sono soggetti in esercizio a carichi di tipo flessionale: vista la tipicità di questa modalità di sollecitazione è opportuno descrivere in dettaglio i fenomeni di cedimento per fatica che possono avvenire in tali condizioni.

Le tipologie di carico per flessione che possono generare fenomeni di fatica sono sostanzialmente tre: flessione unidirezionale (*unidirectional bending*), flessione alternata (*reversal bending*) e flessione rotante (*rotating bending*).

In un albero sottoposto a sforzi di flessione statica il profilo concavo della deformata elastica è interessato, nel piano della sezione dell'albero stesso, da una componente di sforzo di trazione all'estradosso e di compressione all'intradosso. Se l'azione di flessione cresce da zero fino ad un valore massimo, possono generarsi fenomeni di fatica con formazione di superfici di frattura come quelle mostrate in figura IV.40.

Nel caso di fatica flessionale unidirezionale, si devono distinguere diversi casi, a seconda del livello dello sforzo nominale e di quello della concentrazione degli sforzi.

Con bassi sforzi nominali e in assenza di intensificazione degli sforzi, le linee di spiaggia permettono di ricondursi a una singola origine, il fronte della cricca

ha la concavità rivolta verso l'origine e, sempre rispetto all'origine, si mantiene simmetrico; la zona finale di frattura è piccola (Fig. IV.40a).

All'aumentare dello sforzo nominale la zona finale di frattura diviene più estesa (Fig. IV.40b) e per sforzi nominali elevati si possono distinguere inneschi multipli che, in prossimità della frattura finale, si uniscono formando un fronte

unico (Fig. IV.40c). Spesso i diversi punti di innesco delle cricche di fatica sono evidenziati dai caratteristici segni di arresto e cambio di piano del fronte di frattura (*ratchet marks*).

In presenza di una moderata concentrazione degli sforzi (come si può avere per un albero in corrispondenza di una variazione di sezione) con sforzi nominali bassi, le linee di spiaggia da concave diventano convesse avvicinandosi alla zona di rottura finale (Fig. IV.40d); per sforzi nominali maggiori il fronte della cricca tende ad appiattirsi (Fig. IV.40e, IV.40f). Nel caso di concentrazione degli sforzi elevata le linee di spiaggia seguono l'andamento tipico rappresentato nelle Figure IV.40g, IV.40h, IV 40i

In presenza di fatica flessionale alternata, invece, si osservano le morfologie di frattura mostrate in figura IV.41. Se il momento flettente mantiene la stessa intensità in entrambe le direzioni, la superficie



Fig. IV.40 - Rappresentazione schematica dei segni tipici di fatica su una superficie di frattura di un albero non rotante sottoposto ad un carico uniforme e soggetto a flessione unidirezionale (singolo innesco per sforzi nominali bassi e inneschi multipli per sforzi nominali elevati; le frecce indicano la posizione degli inneschi, le aree nere le fratture finali) (tratto da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 11 - Failure Analysis and Prevention,* ASM International, Metals Park, Ohio, 2002).



Fig. IV.41 - Rappresentazione schematica dei segni di fatica sulla superficie di frattura di un albero, non rotante, soggetto a fatica in flessione alternata: (a) concentrazione degli sforzi nulla, (b) moderata, (c) elevata (le frecce indicano le origini, le aree grigie le fratture finali) (tratto da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 11 - Failure Analysis and Prevention*, ASM International, Metals Park, Ohio, 2002).

di frattura mostra due cricche quasi della medesima estensione, propagate in modo uguale da due origini diametralmente opposte, normalmente nello stesso piano trasversale; se, invece, il momento flettente è maggiore in una direzione, le cricche presentano estensioni differenti. All'aumentare della concentrazione degli sforzi, anche in questo caso, le linee di spiaggia tendono a passare da concave a convesse.

Nel caso di fatica flessionale rotante, l'albero in rotazione è sottoposto, alternativamente, a sforzi di trazione e compressione su tutti i punti periferici della superficie esterna.

Quando si forma un solo innesco di cricca, esso si propaga asimmetricamente

Fig. IV.42 -Rappresentazione schematica dell'aspetto della superficie di frattura di un albero rotante caricato uniformemente: innesco singolo e inneschi multipli in condizioni di sovrasollecitazione quasi nulla o elevata. (Le frecce indicano le origini e le aree nere le fratture finali) (tratto da ASM Handbook Committee, Metals Handbook, Vol. 11 - Failure Analysis and Prevention. ASM International. Metals Park, Ohio, 2002).



e tende a estendersi in direzione opposta a quella di rotazione con uno spostamento di circa 15° (Fig. IV.42a e IV.42c).

Le cricche possono però originarsi, per effetto della concentrazione di sforzo, in ogni punto della periferia; perciò non sono infrequenti rotture con inneschi multipli (Fig. IV.42b e IV.42d).

Nel caso in cui la cricca di fatica si inneschi in più punti contemporaneamente, si ha propagazione dalla periferia verso il centro (Fig. IV.43) con concavità del fronte di propagazione rivolta in senso opposto ai punti di innesco; se i punti di innesco sono in posizioni assialmente differenti, le varie cricche di fatica si incontrano su livelli diversi; si formano così sulla superficie di frattura una serie di deviazioni che prendono il nome di *ratchet marks* (Fig. IV.43b).

Anche in questo caso l'aspetto della superficie di frattura è influenzato dalla presenza di intensificazione degli sforzi. All'aumentare dell'acutezza dell'intaglio e, quindi, dell'effetto di intensificazione degli sforzi, è più probabile che la cricca si inneschi in più punti lungo la periferia del campione. Questo effetto diminuisce nella fase di propagazione in quanto l'apice della cricca è sempre acuto. Quando lo sforzo nominale è basso la cricca si propaga più velocemente lungo la periferia che attraverso il diametro della sezione modificando l'aspetto della superficie di frattura (Fig. IV.44).

Inoltre la forma delle linee di spiaggia e la posizione della zona di rottura finale per sovraccarico è legata alla direzione di rotazione prima del cedimento, che può essere quindi dedotta dall'aspetto della superficie di frattura.

L'osservazione delle superfici di frattura per fatica permette, perciò, di dedurre importanti informazioni sulle caratteristiche del carico a cui era sottoposto il



Fig. IV.43 - Illustrazione schematica dell'aspetto della superficie di frattura di fatica a flessione rotante. La cricca di fatica si innesca contemporaneamente (a) in molteplici punti sullo stesso piano circonferenziale, (b) in differenti punti ma su piani circonferenziali diversi, formando *ratchet marks* (tratto da Brooks C. R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993).



Fig. IV.44 - Illustrazione schematica dell'effetto della severità dell'intaglio e del livello di sforzo sull'aspetto della superficie di frattura in cilindri sottoposti a flessione rotante (adattato da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 11 - Failure Analysis and Prevention, ASM International, Metals Park, Ohio, 2002).*

Fig. IV.45 - Illustrazione schematica degli effetti del tipo di carico, del livello di sforzo e della severità dell'intaglio geometrico sull'aspetto della superficie di frattura per fatica di campioni/pezzi cilindrici (tratto da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol.* 12 – Fractography, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987).





Fig. IV.46 -Illustrazione schematica degli effetti del tipo di carico, del livello di sforzo e della severità dell'intaglio geometrico sull'aspetto della superficie di frattura per fatica di campioni/pezzi a sezione rettangolare (tratto da ASM Handbook Committee. Metals Handbook, Vol. 12 - Fractography, ASM International. Metals Park, Ohio, 1987).

componente ceduto, in particolare per quanto attiene alla modalità di sollecitazione, al livello nominale di sforzo ed ai fenomeni di sovrasollecitazione. Quanto descritto finora è sintetizzato in figura IV.45 per provini/pezzi di forma cilindrica e in figura IV.46 per provini/pezzi di sezione rettangolare.

In particolare i principi fondamentali su cui si basano queste mappe sono:

- 1. all'aumentare della sollecitazione nominale applicata, aumenta il rapporto tra l'estensione dell'area di rottura di schianto rispetto a quella di propagazione.
- 2. all'aumentare dell'effetto di intaglio geometrico, aumenta il numero dei possibili inneschi di cricca;
- 3. in assenza di effetto di intaglio geometrico, la frattura procede più rapidamente verso il centro che lungo la periferia: il fronte di propagazione ha la concavità rivolta verso la zona di innesco.
- 4. al crescere dell'effetto di intaglio geometrico, la frattura procede più rapidamente lungo la periferia che verso il centro: il fronte di propagazione ha la concavità rivolta dalla parte opposta della zona degli inneschi.

3.3.3 Carichi torsionali e fatica

Nel caso di carichi alternati di torsione, la situazione appare più complessa rispetto al caso della flessione.



Fig. IV.47 - Illustrazione schematica dell'effetto del livello di sforzo e della severità di intaglio sulla frattura per fatica di campioni/pezzi cilindrici sottoposti a torsione alternata (a - b sforzi nominali elevati; c - d sforzi nominali bassi; a - b - c effetto di intaglio geometrico nullo; d effetto di intaglio elevato) (tratto da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 12 - Fractography,* ASM International, Metals Park, Ohio, 1987).

Le cricche, dato che propagano solo per azione delle componenti di trazione del carico ciclico applicato, dovrebbero essere inclinate di 45° (Fig. IV.47a). Se, però, si innescano più cricche in diverse posizioni, si possono avere fratture con morfologia differente (Fig. IV.47b).

Quando lo sforzo nominale è basso, la cricca può seguire un percorso più tortuoso con propagazione sia assiale che diametrale (Fig. IV.47c). L'effetto della presenza di intagli, invece, è rappresentato in figura IV.47d e può essere osservato, tipicamente, in profili scanalati (Fig. IV.48): in questi casi si può avere un

Fig. IV.48 - Cricche di fatica in un profilo scanalato sottoposto a torsione alternata.





Fig. IV.49 - Illustrazione schematica della formazione di cricche di fatica sul fondo di una cava per chiavetta su un albero sottoposto a torsione alternata (adattato da Peterson R. E., "Interpretation of Service Failure", sta in Hetenyi M. (a cusa di), *Handbook of Experimental Stress Analysis*, John Wiley & Sons, New York, 1950 e adattato da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 11 - Failure Analysis and Prevention*, ASM International, Metals Park, Ohio, 2002).

andamento della frattura tipico, detto stellato (*starry*), con più cricche di fatica che partono dalle diverse scanalature, tutte inclinate di 45° rispetto all'asse. Nel caso di componenti sottoposti a torsione che presentano cave per chiavette o linguette, di solito la cricca si origina sul fondo della cava e propaga lungo la circonferenza come schematizzato in figura IV.49.

3.3.4 Correlazione tra microfrattografia e macrofrattografia delle fratture a fatica

Si potrebbe pensare che esista una correlazione specifica tra la morfologia osservabile a livello macroscopico (linee di spiaggia) e le caratteristiche microscopiche della frattura per fatica. Se su una superficie di frattura si considera una linea di spiaggia e la si osserva ad un ingrandimento via via maggiore, si nota che, al crescere dell'ingrandimento, la linea di spiaggia sarà sempre più difficilmente distinguibile: si può riconoscere solo una differenza molto leggera nella rugosità tra la superficie da un lato e dall'altro della linea di spiaggia che dà origine alla traccia. In generale si può affermare che non è sempre chiaro come le linee di spiaggia siano visibili sulla superficie di frattura. Esse possono essere generate da un effetto intrinseco del carico sulla topografia fine della superficie di frattura, oppure dalla variazione di sfregamento tra le superfici di frattura durante l'esercizio del componente, o ancora da diversi gradi di ossidazione/corrosione della superficie della cricca stessa.

3.4 Meccanismi di frattura e microfrattografia dei cedimenti per fatica

Volendo approfondire, da un punto di vista metallurgico, cosa accade nel materiale metallico durante lo sviluppo del fenomeno di fatica, si possono riconoscere quattro fasi attraverso cui si giunge al cedimento per fatica:

- 1. nucleazione di micro-cricche;
- 2. propagazione stabile di micro-cricche (Stadio I);
- 3. propagazione stabile di macro-cricche (Stadio II);
- 4. rottura finale propagazione instabile (Stadio III).

La descrizione microscopica dei vari stadi del cedimento per fatica si spiega attraverso la nucleazione e crescita della cricca indotta da fenomeni di microplasticità (moto di dislocazioni); da un punto di vista macroscopico, invece, la propagazione della cricca viene descritta utilizzando la macro-plasticità.

3.4.1 INTENSIFICAZIONE DEGLI SFORZI

L'identificazione e il rilevamento di intensificatori degli sforzi nominali rappresenta una parte importante dell'analisi dei cedimenti per fatica. Un intensificatore degli sforzi è un'irregolarità geometrica della forma, della sezione o della superficie di un pezzo: tale discontinuità genera un picco di sforzo, in corrispondenza dell'irregolarità stessa o nelle sue vicinanze, superiore allo sforzo medio della restante parte del pezzo.

Gli intensificatori degli sforzi possono essere meccanici o metallurgici; gli intensificatori meccanici sono vere e proprie discontinuità geometriche (intagli, variazioni di sezione, ecc.); gli intensificatori metallurgici, invece, derivano da differenze locali delle proprietà metallurgiche quali zone tenere e dure della massa metallica, decarburazione, variazioni nella possibilità di scorrimento delle dislocazioni, segregazioni chimiche, presenza di bande, ecc.

In generale è possibile ricondurre la presenza di intensificatori delle sollecitazioni a tre categorie:

- discontinuità geometriche indotte in sede di progettazione del componente (come ad esempio fori, raggi di raccordo, sedi di chiavette/linguette, filettature);
- 2. discontinuità metallurgiche indotte dalla fase di produzione dell'acciaio (come ad esempio inclusioni, segregazioni, bandeggiamenti)
- 3. discontinuità metallurgiche indotte dalla fase di fabbricazione del componente (come ad esempio bave, ripiegature, strappi, cricche, rigature);
- 4. discontinuità indotte dall'esercizio e dall'ambiente (come ad esempio danneggiamenti per corrosione, invecchiamento, impatto con corpi estranei, usura superficiale).

3.4.2 Nucleazione della micro-cricca

Una superficie libera (ossia la superficie esterna del componente) normalmente è una zona preferenziale per l'innesco di cricche di fatica. In un metallo duttile policristallino la deformazione mediante scorrimento avviene in corrispondenza di quei grani i cui piani di facile scorrimento sono orientati nella direzione del massimo sforzo di taglio. Sforzi alternati sul materiale provocano la formazione di bande di scorrimento; il meccanismo di deformazione per slittamento (*slip band*), nel caso della fatica, comporta la presenza di alcuni grani che mostrano linee di scorrimento e di altri in cui sono assenti. La deformazione microscopica sulla superficie del pezzo varia in maniera considerevole per orientazione e distribuzione al variare delle disomogeneità della struttura sottostante. Solitamente si possono osservare punti in cui il materiale è proteso fuori dalla superficie (microestrusioni) o punti in cui si formano dei canali poco profondi (microintrusioni). Si veda al proposito la schematizzazione proposta in figura IV.50.

Le linee di scorrimento si formano durante le prime migliaia di cicli di sforzo; nei cicli successivi si aggiungono bande di scorrimento addizionali. Solitamente alcune bande di scorrimento vengono eliminate nei cicli di carico successivi, mentre numerose altre permangono nel materiale e sono visibili: esse rappresentano lo stato embrionale della cricca di fatica (innesco).

Normalmente le bande di scorrimento sono associate agli sforzi di taglio e risultano inclinate di 45° rispetto allo sforzo di trazione generato dal carico applicato. Il processo descritto porta alla formazione di micro-intagli e microcricche superficiali (Fig. IV.51). Nel momento in cui le bande di scorrimento



Fig. IV.50 - Processi di deformazione superficiale di microestrusione e microintrusione in materiali metallici soggetti a carichi alternati (adattato da Grosskreutz J. C., "Fatigue Mechanism in the Sub-Creep Damage", sta in *Metal Fatigue Damage - Mechanism, Detection, Avoidance, and Repair*, ASTM STP 495, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa, 1971).



Fig. IV.51 - Meccanismo di formazione di bande di scorrimento e delle microestrusioni/microintrusioni superficiali (tratto da Das K., *Metallurgy of Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1996).

producono microestrusioni e microintrusioni di dimensioni sufficienti, si genera una concentrazione di sforzi e quindi un punto di innesco della microcricca di fatica.

3.4.3 INNESCO E PROPAGAZIONE INIZIALE DELLA MICRO-CRICCA (STADIO I)

Una volta nucleata, la micro-cricca tende a propagare inizialmente lungo una direzione inclinata di 45° rispetto alla direzione dello sforzo di trazione (Fig. IV.52). La zona deformata plasticamente all'apice della cricca è molto piccola, minore della dimensione del grano cristallino del materiale; in questa prima zona la velocità di crescita della cricca (e, conseguentemente, la possibilità di ostacolarla) è fortemente influenzata dalla microstruttura del materiale. La velocità di propagazione nella zona di innesco è molto bassa, dell'ordine di pochi nanometri per ciclo di carico; in questa fase la cricca non avanza con velocità costante ed uniforme.



Normalmente questo primo stadio è identificabile con una certa difficoltà dopo il cedimento del componente.

Dopo aver percorso una piccola distanza dalla superficie del componente (l'estensione è di circa 2 o 3 grani cristallini), il meccanismo di propagazione della cricca cambia e si passa allo stadio II (propagazione macroscopica).

3.4.4 PROPAGAZIONE DELLA MACRO-CRICCA (STADIO II)

Lo stadio II della propagazione della cricca di fatica inizia quando la cricca cambia direzione e segue quella perpendicolare al massimo carico applicato, fino alla rottura per sovraccarico. Nello stadio II la velocità di propagazione è maggiore di quella dello stadio I, alcuni micrometri per ciclo di carico applicato. Nel caso di provini o componenti con intagli, l'innesco e lo stadio I di propagazione tendono a mancare e si parte direttamente dal II stadio in quanto, a causa delle elevate sollecitazioni locali, la cricca si forma subito durante i primi cicli di sforzo, orientata in direzione normale alla massima sollecitazione.

Numerose ricerche sono state condotte per determinare una legge che descriva la propagazione della cricca nello stadio II. La possibilità di avere una relazione matematica è molto interessante: permette infatti di progettare i componenti partendo dal presupposto che cricche o di difetti simili a cricche siano sempre presenti nei componenti meccanici. La relazione che consente la stima della velocità di propagazione della cricca in base allo stato di sollecitazione applicato è la cosiddetta equazione di Paris, definita come:

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \Delta K^m$$

in cui "da/dN" è la velocità di propagazione della cricca, "A" e "m" sono parametri costanti dipendenti dal materiale, " ΔK " è la variazione del fattore di intensificazione degli sforzi con "K", definito come:

$$K = Y \cdot \sigma \cdot \sqrt{(\pi a)}$$

in cui Y è un fattore di correzione geometrica dipendente dalla forma della cricca.

In figura IV.53 l'equazione di Paris è rappresentata graficamente.

Le velocità di avanzamento nello stadio II sono comprese tra 10⁻⁵ e 10⁻³ mm/ ciclo; la deformazione plastica all'apice della cricca si estende su alcuni grani di un materiale policristallino. La cricca propaga solo per effetto della fase trattiva del ciclo di carico e solitamente l'apertura della cricca avviene per scorrimento, com'è rappresentato schematicamente in figura IV.54.

Per ogni ciclo si produce un'intensa deformazione plastica attorno all'apice della cricca; il processo di avanzamento della cricca è principalmente transgra-

Fig. IV.53 - Propagazione della cricca di fatica nello stadio I, II e III; l'equazione di Paris descrive il comportamento del materiale nella stadio II (tratto da Vergani L., *Meccanica dei materiali*, McGraw-Hill, Milano, 2001).





Fig. IV.54 - Illustrazione schematica di un meccanismo di propagazione della cricca di fatica nello stadio II per scorrimento alternato all'apice della cricca. (a) Apertura della cricca e arrotondamento dell'apice per scorrimento su piani alternati all'aumentare dello sforzo di trazione; (b) chiusura della cricca e ri-formazione (appuntimento) dell'apice per scorrimento inverso parziale su piani alternati con l'aumentare degli sforzi di compressione (tratto da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 12 - Fractography*, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987).



Fig. IV.55 - Andamento schematico di una cricca di fatica (stadio I e stadio II di propagazione) (adattato da Laird C., "The Influence of Metallurgical Structure on the Mechanism of Fatigue Crack Propagation", sta in *Fatigue Crack Propagation*, ASTM STP 415, American Society for Testing and Materials, 1967).

nulare (Fig. IV.55) e, normalmente, le cricche di fatica non sono ramificate; raramente le fratture per fatica appaiono intergranulari nella zona di propagazione.

Durante l'avanzamento, in questo stadio, si ha la formazione delle striature sulla superficie di frattura (da non confondere con le linee di spiaggia o di arresto descritte nel paragrafo 3.2). Le striature caratterizzano la morfologia della propagazione a fatica da un punto di vista microscopico; esse evidenziano l'andamento del fronte della cricca dall'inizio dello stadio di innesco fino alla rottura per sovraccarico e sono orientate perpendicolarmente alla direzione di propagazione della cricca.

Nonostante le striature siano la caratteristica più comune delle fratture per fatica su scala microscopica, si possono avere cricche propagate per fatica che non mostrano striature, soprattutto nel caso di materiali fragili o con microstruttura complessa (ad esempio negli acciai alto-resistenziali); inoltre la risoluzione delle striature dipende dal tipo di danneggiamento della superficie che viene a crearsi durante la chiusura della cricca (fase di compressione del ciclo di fatica) e dall'azione dell'ambiente sulla superficie di frattura.

Non è chiaro il meccanismo microscopico di formazione delle striature: secondo alcuni modelli di propagazione la formazione di ogni singola striatura è il risultato della successiva apertura e chiusura dei fianchi della cricca per effetto dei cicli di carico. La cricca avanza durante la fase di apertura, mentre nella fase di chiusura, il materiale deformato plasticamente all'apice della cricca rimane compresso e forma una ripiegatura che successivamente si evidenzia sottoforma di striatura (Fig. IV.56). Il profilo delle singole striature è molto



Fig. IV.56 - Meccanismi di formazione progressiva di una striatura per fatica. (a) cricca senza sforzi applicati; (b) piccoli sforzi di trazione applicati all'apice della cricca; (c) massimi sforzi di trazione applicati all'apice della cricca e arrotondamento dell'apice; (d) sforzi di compressione, la cricca si richiude e in corrispondenza della zona plasticizzata, si forma una nuova striatura (e) sforzi di compressione annullati - la cricca è avanzata di una striatura; (f) sforzo di trazione nuovamente applicato (tratto da Laird C., "The Influence of Metallurgical Structure on the Mechanism of Fatigue Crack Propagation", ASTM STP 415, American Society for Testing and Materials, 1967).

influenzato dal tipo di materiale, dalle condizioni di carico e dalla facilità di formazione di zone di scorrimento all'apice della cricca.

La direzione, a livello microscopico, della propagazione della cricca dipende dalla microstruttura che la cricca attraversa durante il suo avanzamento e ciò produce delle alterazioni locali dell'orientazione delle striature.

Nelle microstrutture policristalline il fronte della cricca tende a dividersi in più piani separati, andando a formare una struttura microscopica con più percorsi di cricche paralleli, come è rappresentato in figura IV.57.

In figura IV.58 è mostrato un tipico esempio di striature per fatica.

La formazione delle striature è associata alla crescita della cricca per effetto di numerosi cicli di carico: per formare una singola striatura per fatica sono necessari da alcune decine ad alcune migliaia di cicli di carico per fatica.

La spaziatura tra due striature varia approssimativamente tra 0,1 e 10 μ m ed è influenzata dal carico applicato: all'aumentare della frequenza di carico e al di-

minuire dell'entità dello sforzo si generano striature più fini. Inoltre man mano che la cricca avanza e, di conseguenza, diminuisce la porzione di materiale che sostiene il carico, aumenta lo sforzo locale applicato (se il carico è costante), e quindi la spaziatura delle striature aumenta.

Normalmente non è possibile osservare in microscopia ottica le striature di fatica, sia perché la loro distanza può essere inferiore alla risoluzione del microscopio, sia perché la bassa profondità di campo dei microscopi ottici è insufficiente; per questo motivo le osservazioni delle striature di fatica devono necessariamente essere effettuate in microscopia elettronica a scansione (SEM).



Fig. IV.57 -Rappresentazione schematica della propagazione di una cricca a fatica su più piani (adattato da Beachem C. D., *Transaction of American Society of Metals*, Vol. 60, 1967).



Fig. IV.58 - Esempio di striature di fatica (fonte: Marco Boniardi -Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano, Milano).

3.4.5 Rottura finale di schianto (Stadio III)

Lo stadio III copre l'ultima fase della propagazione della cricca di fatica e corrisponde alla frattura finale per sovraccarico (propagazione instabile).

La cricca propaga secondo i meccanismi dello stadio II fino a quando la sezione resistente rimasta non è più sufficiente a sostenere il carico del ciclo successivo. In tali condizioni la frattura avviene in modo improvviso e catastrofico, senza deformazione plastica (frattura macroscopicamente fragile).

La cricca avanza in modo discontinuo oltre che sul piano normale alla direzione principale di sollecitazione anche su piani di taglio a 45°, sui quali si può talvolta avere localizzazione della deformazione.

I meccanismi di frattura che possono realizzarsi in questo stadio sono la coalescenza di microvuoti o il clivaggio e la morfologia della superficie di frattura è correlata al meccanismo coinvolto. Normalmente lo stadio finale del cedimen-

to è facilmente riconoscibile

sulla superficie di frattura. Nei materiali tenaci, con sezioni circolari o a forte spessore, la zona di rottura finale presenta due modi distinti di frattura: una frattura per trazione che si estende dalla zona di fatica e sullo stesso piano di questa e una frattura per taglio a 45° rispetto alla parte adiacente rotta per trazione.

Nei materiali tenaci a sezione sottile, la propagazione della cricca dalla zona di fatica avviene con rotazione del piano di frattura attorno a un asse lungo la direzione di propagazione, fino a formare un angolo di 45° con la direzione di applicazione del carico e la superficie del pezzo; il piano di frattura, inclinato di 45° rispetto alla direzione di applicazione del carico, può consistere in un piano singolo di taglio, o in un doppio piano (Fig. IV.59).

Per concludere questa breve



Fig. IV.59 - Piani di frattura finale (stadio III) a 45° rispetto alla direzione del carico; (a) piano singolo di taglio, (b) piano doppio di taglio (tratto da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 11 - Failure Analysis and Prevention*, ASM International, Metals Park, Ohio, 2002).



Fig. IV.60 - I tre stadi di avanzamento della cricca per fatica in funzione della variazione del fattore di intensificazione delle sollecitazioni (ΔK) con l'indicazione dei fattori meccanici e metallurgici che ne influenzano il regime (tratto da Suresh S, *Fatigue of Materials*, 2^a ed., Cambridge University Press, Cambridge, 2001.

trattazione del meccanismo di cedimento per fatica, si riportano in figura IV.60 i tre stadi precedentemente descritti con l'indicazione dei fattori meccanici e metallurgici che influenzano ognuno di essi.

3.5 Casi particolari di fatica

3.5.1 Fatica di contatto

Fratture dovute alla fatica da contatto sono osservate in componenti, come i cuscinetti o le ruote dentate, in cui si ha rotolamento, o rotolamento con strisciamento, di due parti l'una contro l'altra con elevate pressioni di contatto e carichi ciclici.

Lo sviluppo di sollecitazioni cicliche in corrispondenza o vicino alla superficie di contatto genera un deterioramento graduale del materiale con nucleazione e propagazione di cricche di fatica superficiali o subsuperficiali. In alcuni casi si possono osservare dei piccoli *pit* sulla superficie lucidata dal contatto che precedono la propagazione dello *spalling*. Il fenomeno di spalling consiste in un danneggiamento della superficie con la formazione di cavità simili a crateri con bordi netti, pareti ripide e fondo piatto. In molti casi si può riconoscere lo *spalling* come una forma severa di sfaldatura (*flaking*) della superficie. Spesso l'origine dei fenomeni di *spalling* è legata a concentrazioni di sforzi locali al di sotto della superficie. La fatica superficiale viene a volte considerata un meccanismo di usura (per una trattazione più approfondita si veda il successivo paragrafo 5).

3.5.2 BRINELLING

Cedimenti per *brinelling* si osservano in cuscinetti o componenti di motori stazionari sottoposti a pressioni eccessive o a carichi di impatto. Si generano delle deformazioni permanenti (cavità o tacche) per scorrimento plastico del metallo, disposte in modo regolare rispetto alle parti del componente. Le caratteristiche di questo danneggiamento permettono di distinguerlo dal *"falso brinelling"* dovuto a vibrazioni o oscillazioni, e dalle tacche provocate dalla presenza di detriti che invece si distribuiscono in modo casuale.

3.5.3 FATICA TERMICA

Rotture per fatica termica si verificano quando per ripetuti cicli termici si generano gradienti di sforzo ripetuti in un componente libero o sforzi ciclici in un componente vincolato e, quindi, impossibilitato a modificare le proprie dimensione. La superficie di frattura presenta cricche che partono da più punti di nucleazione e che si uniscono in modo casuale formando una cricca principale. Le fratture sono piane e trasversali, senza deformazioni plastiche visibili; sono principalmente transgranulari e possono presentare superficie ossidata o cricche contenenti ossido.

4. La corrosione

4.1 Introduzione

La corrosione è una forma di degrado della superficie dei materiali che si manifesta a causa di reazioni chimiche/elettrochimiche tra il materiale e l'ambiente in cui detto materiale è inserito. Normalmente si è soliti parlare di questo fenomeno riferendosi ai materiali metallici: la corrosione rappresenta infatti il progressivo decadimento nel tempo che i metalli e le leghe metalliche subiscono quando i loro elementi costitutivi si combinano con gli agenti aggressivi presenti nell'ambiente, formando i cosiddetti prodotti di corrosione (tipicamente ossidi e idrossidi del metallo/lega metallica corrosa).

Il fenomeno "corrosione" investe molteplici ambiti, sia civili che industriali,

e la mancata risoluzione dei problemi conseguenti ha notevoli ricadute economiche: è stato stimato che, nei paesi più industrializzati, i danni dovuti alla corrosione siano di entità pari al 4-5% del PIL del paese, sia nella forma di danni diretti da ripristino delle strutture corrose che in termini di danni indiretti da mancata produzione.

Numerosissimi sono i settori in cui il monitoraggio dei fenomeni corrosivi e le problematiche di protezione sono di primaria importanza: impianti chimici, impianti petrolchimici, impianti per la produzione della carta, trasporti su strada e su ferro, impianti alimentari, impianti di dissalazione, complementi di arredo urbano e domestico, edilizia in genere, impianti meccanici e metallurgici, strutture interrate, bombole e serbatoi di stoccaggio, tubazioni e valvolame, scambiatori di calore, impianti off-shore, costruzioni navali, carpenteria meccanica ed elementi strutturali, costruzioni aeronautiche, strutture in calcestruzzo armato, protesi ed attrezzature biomedicali.

Le modalità di corrosione possono essere ricondotte a due forme fondamentali:

- corrosione elettrochimica (anche chiamata corrosione ad umido) in cui il metallo o la lega metallica, in presenza di un elettrolita (di solito acqua), subiscono una reazione di ossidoriduzione, costituita da due reazioni elettrochimiche (anodica e catodica) ossia reazioni in cui sono coinvolte sia specie chimiche (ioni e molecole) che elettroni.
- corrosione chimica (anche chiamata ossidazione a caldo o corrosione a secco) in cui il metallo o la lega metallica coinvolta subiscono una reazione chimica di ossidazione con formazione di scaglie di ossidi o di sali basso fondenti; il fenomeno si manifesta abitualmente a temperature ben superiori alla temperatura ambiente (>300°);

4.2 La corrosione a umido o corrosione elettrochimica

La corrosione a umido di un metallo puro o di una lega metallica può essere spiegata utilizzando il modello elettrochimico in cui il degrado della massa metallica avviene per effetto di una reazione di ossidoriduzione.

Il meccanismo che governa il fenomeno dipende dalla presenza di un processo anodico, ossia l'ossidazione del metallo/lega metallica che va soggetta a corrosione, e di un processo catodico di riduzione di una specie chimica presente nell'ambiente aggressivo (in molti casi si tratta di riduzione di ossigeno o di sviluppo di idrogeno). Affinché il fenomeno possa avvenire, le due reazioni, anodica e catodica, devono avvenire contemporaneamente e con la stessa velocità sulla superficie della massa metallica.

Per garantire che le reazioni di ossidoriduzione abbiano luogo, è necessario



che sia presente un mezzo allo stato liquido, detto elettrolita che permetta il passaggio di corrente tra la zona anodica e quella catodica: nella maggior parte dei processi corrosivi l'elettrolita è l'acqua (acqua dolce, acqua di mare, vapo-re acqueo, umidità atmosferica).

Consideriamo ad esempio lo schema mostrato in figura IV.61: una lastrina di ferro è posta a contatto con una lastrina di rame e la goccia d'acqua fa da elettrolita.

Poiché il rame è un metallo più nobile del ferro (il rame ha un potenziale elettrico maggiore di quello del ferro), si instaura una differenza di potenziale tra rame e ferro, ossia una forza elettromotrice che permette la circolazione di corrente.

L'analogia con la pila elettrica è evidente: il ferro si comporta da anodo, il rame da catodo, la differenza di potenziale tra i due metalli permette la circolazione di corrente e, come conseguenza, sul ferro (anodo) avviene la reazione di ossidazione e sul rame (catodo) avviene la reazione di riduzione dell'ossigeno. La reazione anodica e quella catodica sono:

$$Fe \rightarrow Fe^{+2} + 2e^{-1}$$
$$\frac{1}{2}O_2 + H_2O + 2e^{-1} \rightarrow 2OH^{-1}$$

globalmente ottenendo:

$$\frac{1}{2}O_2 + H_2O + Fe \rightarrow Fe(OH)_2$$

con il ferro che si ossida e l'ossigeno che si riduce. In sintesi: il ferro va progressivamente in soluzione sotto forma di ioni Fe^{+2} , corrodendosi per effetto della presenza del catodo di rame che produce la riduzione dell'ossigeno.

Nell'esempio mostrato in precedenza, la zona anodica e quella catodica sono nettamente distinte e il fenomeno corrosivo si manifesta per effetto di un accoppiamento galvanico, ovvero poiché esiste una differenza di potenziale macroscopica "E" dovuta alla differente natura dei due metalli coinvolti.

Tuttavia non si deve ritenere che la corrosione si verifichi soltanto in queste condizioni (dette di accoppiamento galvanico). Anche in un materiale omogeneo possono instaurarsi delle microcoppie anodiche-catodiche per svariati motivi: differente composizione chimica locale, presenza di fasi distinte nella



Fig. IV.62 - Esperienza di Evans; fenomeno di corrosione elettrochimica su un materiale metallico omogeneo (adattato da Pedeferri P., *Corrosione e protezione dei materiali metallici*, Polipress, Milano, 2010).

lega, composizione dell'elettrolita variabile da punto a punto o, più in generale, eterogeneità locali affioranti alla superficie (inclusioni, discontinuità superficiali, difetti meccanici, ecc.).

A questo proposito è opportuno riprendere l'esperienza, mostrata in figura IV.62, dovuta a Evans, corrosionista inglese che la elaborò negli anni venti del secolo scorso: essa è particolarmente significativa in quanto spiega il fenomeno della corrosione dei materiali metallici omogenei.

Prendendo una lastrina di ferro su cui viene posta una goccia di acqua deaerata quale elettrolita, si notano, dopo poco tempo, fenomeni di corrosione solo in prossimità della zona centrale della goccia.

Il meccanismo in gioco è spiegabile, in questo caso, considerando il processo di diffusione di ossigeno nella goccia d'acqua: inizialmente la composizione chimica della goccia è costante e l'ossigeno è totalmente assente; col tempo, però, a causa del contatto con l'aria, si avranno fenomeni diffusivi dell'ossigeno in prossimità della superficie esterna della goccia (che rappresenta la superficie di scambio con l'aria circostante) e si osserverà una variazione della concentrazione di ossigeno nella goccia. Tale differente concentrazione di O₂ nella goccia darà origine ad una zona anodica (zona povera di ossigeno, al centro della goccia) e ad una catodica (zona ricca di ossigeno, all'esterno della goccia), instaurando una microcoppia locale in grado di innescare il processo corrosivo.

La forza elettromotrice "E" esistente tra anodo e catodo, che permette al processo corrosivo di avere luogo, è denominata "potenziale di libera corrosione". La reazione anodica (dissoluzione del ferro) e la reazione catodica (riduzione dell'ossigeno) sono le seguenti:

$$Fe \rightarrow Fe^{+2} + 2e^{-1}$$
$$\frac{1}{2}O_2 + H_2O + 2e^{-1} \rightarrow 2OH^{-1}$$

globalmente ottenendo:

$$\frac{1}{2}O_2 + H_2O + Fe \rightarrow Fe(OH)_2$$

con formazione di prodotti di corrosione (idrossidi di ferro). Qualora, invece, l'ossidazione del ferro avvenisse in un ambiente acido, il processo catodico è la riduzione dello ione idrogeno a idrogeno gassoso (sviluppo di idrogeno), ossia:

$$Fe \rightarrow Fe^{+2} + 2e^{-}$$
$$2H^{+} + 2e^{-} \rightarrow H_{2}$$

Poiché le reazioni anodica e catodica comportano un trasporto ionico ed una concomitante circolazione di elettroni, ossia una circolazione di corrente nel sistema, ne consegue che quanto maggiore sarà il numero di elettroni circolanti tanto maggiori saranno gli ioni ferro che si scioglieranno nella soluzione; di conseguenza la velocità di corrosione sarà direttamente proporzionale alla densità di corrente circolante (i_{corr}):

velocità di corrosione $\mu i_{corr} = i_{anodica} = i_{catodica}$ Il fenomeno corrosivo è, in estrema sintesi, un processo di degrado dipendente dal potenziale "E" esistente tra la zona anodica e la zona catodica (detto potenziale di libera corrosione) che garantisce la continua circolazione di una densità di corrente "i" proporzionale alla velocità di corrosione del sistema.

La correlazione "potenziale-densità di corrente" nella cella elettrochimica rappresentativa del sistema corrosivo dipende sia dalle caratteristiche del processo anodico (dissoluzione del metallo) che dalle caratteristiche elettrochimiche del processo catodico (riduzione di ossigeno o sviluppo di idrogeno nell'ambiente).

Se si separa il contributo anodico dal contributo catodico, cioè se si studia la correlazione "E-i" separatamente per la reazione anodica e per la reazione catodica, è possibile valutare quale sarà l'andamento della densità di corrente circolante "i" al variare della forza elettromotrice applicata "E". Questo è proprio quello che si può fare sperimentalmente: si possono cioè tracciare le curve che descrivono le reazioni all'anodo e al catodo al variare delle condizioni di tensione imposte, ovvero la correlazione esistente tra la tensione imposta "E" e la densità di corrente circolante "i" sia nell'area anodica che nell'area catodica.

Le curve così ottenute sono mostrate in figura IV.63 e prendono il nome di curve potenziodinamiche, l'una per la caratteristica anodica (metallo/lega che si corrode) e l'altra per la caratteristica catodica (ambiente). Nel caso molto semplice di un comune acciaio al carbonio in soluzione acquosa, le due curve si presentano come mostrate in figura IV.63a mentre per un acciaio inossidabile, sempre in soluzione acquosa, si verifica la situazione mostrata in figura IV.63b.

Il punto d'intersezione delle due curve mostrate in figura IV.63 rappresenta la condizione di equivalenza delle densità di correnti circolanti (la velocità delle due reazioni, anodica e catodica, è uguale): esso stabilisce il punto di funzionamento del sistema (materiale-ambiente) e permette di determinare il potenziale



Fig. IV.63 - Curve potenziodinamiche (A caratteristica anodica - B caratteristica catodica) in soluzione acquosa (a) per un materiale a comportamento attivo e (b) per un materiale a comportamento attivo-passivo.

di libera corrosione e la densità di corrente circolante, nonché di stimare la velocità di corrosione del materiale in quel particolare ambiente.

Nel caso degli acciai al carbonio la curva anodica (curva A – figura IV.63a) è monotòna crescente: la corrente cresce proporzionalmente al crescere della tensione applicata e con essa cresce quindi la velocità di corrosione.

Per quanto riguarda gli acciai inossidabili (curva B - figura IV.63b) è osservabile, invece, il tipico comportamento attivo-passivo. Dopo un primo periodo in cui la curva anodica mostra un comportamento attivo (fino al valore $E_{nn} - i_{cn}$, tensione di passivazione primaria – corrente critica di passivazione), si manifesta il fenomeno della passivazione con formazione del film protettivo di ossido di cromo. La caratteristica elettrochimica dell'acciaio si modifica bruscamente e, al crescere della tensione applicata "E", si osserva una diminuzione della densità di corrente "i" che si stabilizza attorno al valore i_n (corrente di passivazione). In corrispondenza del valore della densità di corrente di passivazione, la velocità di corrosione è ridottissima e può essere considerata, in pratica, nulla. Questo valore di densità di corrente (i) resta costante per un ampio intervallo di tensione (da E_p , tensione di passivazione, fino ad E_t, tensione di transpassivazione), oltre al quale l'acciaio inossidabile torna a comportarsi in modo attivo. L'elevata resistenza alla corrosione uniforme degli acciai inossidabili va dunque collegata ai bassi valori di i_n e nell'intervallo $E_{n}-E_{t}$; tale fenomeno si manifesta in modo decisivo, giova qui ricordarlo, quando l'ambiente ha caratteristiche ossidanti o debolmente ossidanti (come ad esempio in aria o in soluzioni acquose aerate).

4.3 Corrosione a secco e ossidazione a caldo

La corrosione a secco riguarda i fenomeni di attacco dei metalli in sali fusi (NaCI, KCl, Na₂SO₄, KCN ecc.), in metalli liquidi (acciaio a contatto con bagni di Zn liquido) e nei gas secchi ad alta temperatura. A causa delle temperature più o meno elevate a cui avviene il fenomeno, si parla della corrosione a secco anche come corrosione a caldo o ossidazione a caldo: questo fenomeno-logia di degrado, seppur molto importante, non interessa più del 5-10% dei casi di corrosione in esercizio.

La corrosione a secco o a caldo è una reazione che avviene in fase eterogenea (tra un gas ed un solido) e può essere descritta con l'analogia elettrochimica in cui ad una generica reazione di ossidazione del metallo (per semplicità si consideri il ferro):

$$2\text{Fe} \rightarrow 2\text{Fe}^{+2} + 4\text{e}^{-2}$$

deve fare riscontro una generica reazione di riduzione compensativa del tipo:

$$O_2 + 4e \rightarrow 2O^{-2}$$

ottenendo complessivamente:

 $2Fe + O_2 \rightarrow 2FeO$

La reazione di ossido-riduzione può avvenire e procedere preferenzialmente sulla superficie esterna dell'ossido in formazione oppure all'interfaccia tra metallo ed ossido, in relazione alla caratteristica dell'ossido che si sta formando (cioè se si è in presenza di un ossido a conducibilità cationica o a conducibilità anionica). Una schematizzazione del fenomeno di ossidazione a caldo è descritta in figura IV.64.

Un'altra importante variabile che permette una descrizione più completa del fenomeno di ossidazione è legata alla natura più o meno protettiva dell'ossido che si forma, ossia alla sua maggiore o minore porosità. Normalmente si osserva la formazione di ossidi solidi: tali ossidi possono essere sia stabili e ben aderenti alla superficie (come l'ossido di silicio, SiO₂, fino a 1200°C, l'ossido d'alluminio, Al₂O₃, fino a 1300°C o l'ossido di cromo, Cr₂O₃, fino a 900°C), che porosi e scarsamente protettivi (come è il caso dell'ossido di ferro, FeO, a temperature maggiori di 570°C). In altre situazioni gli ossidi possono anche presentarsi allo stato liquido (come il pentossido di vanadio, V₂O₅) o, peggio, essere volatili (come è il caso dell'ossido di molibdeno, MoO₃ sopra ai 795°C): la mancata formazione di un ossido solido aderente alla superficie, espone continuamente il metallo all'atmosfera ossidante e il fenomeno di ossidazione a caldo si sviluppa in modo accelerato.

La velocità di ossidazione, nel caso di metalli quali ferro, nichel e rame, segue una legge parabolica col tempo di esposizione del tipo:

$$\Delta m = k \times t^{\frac{1}{2}}$$



Fig. IV.64 - Schematizzazione del fenomeno di ossidazione alla superficie di un metallo puro in contatto con un gas caldo (adattato da Bianchi G., Mazza F., *Corrosione e protezione dei metalli*, 3^a ed., Masson, Milano, 1989).

dove Δm è la massa metallica ossidata, k è una costante che dipende dal materiale considerato e t è il tempo; quando, invece, si forma rapidamente uno strato protettivo, come avviene per il silicio, l'alluminio e il cromo, la velocità di ossidazione tende ad un asintoto orizzontale.

La correlazione massa e tempo diviene di tipo esponenziale nel caso dello zinco mentre, per i metalli alcalini (litio, sodio) o alcalino terrosi (berillio, magnesio), la velocità di ossidazione procede con legge lineare poiché non si ha formazione di un ossido protettivo.

Oltre al tempo, alla temperatura, alla pressione ed alla composizione dell'atmosfera gassosa, diversi altri fattori possono modificare la morfologia degli strati di ossido: se l'ossido e il materiale metallico, ad esempio, hanno differenti valori del coefficiente di dilatazione lineare, si possono ingenerare scollamenti, screpolature e distacchi nella zona d'interfaccia metallo-ossido, esponendo nuovamente il metallo all'aggressione chimica dell'ambiente circostante.

4.4 Prevenzione dalla corrosione

Si è detto che le reazioni anodiche e catodiche devono avvenire contemporaneamente per poter avere un fenomeno corrosivo: l'assenza di una delle due inibisce necessariamente il processo corrosivo stesso.

Per prevenire/ostacolare il fenomeno di degrado è quindi possibile:

- intervenire sull'area anodica, ossia cambiare il materiale che si corrode/ ossida;
- intervenire sull'area catodica, ossia modificare l'ambiente aggressivo;
- intervenire sull'interfaccia materiale/ambiente, ossia separare la zona anodica dalla zona catodica.

4.4.1 INTERVENTO SULL'AREA ANODICA (MATERIALE)

Quando si manifesta un fenomeno di corrosione o di ossidazione, la modalità di intervento più comune è cambiare il materiale, impiegandone uno che abbia maggiore resistenza alla corrosione rispetto all'ambiente considerato.

A questo proposito si noti, da subito, che la resistenza alla corrosione di un materiale non è una caratteristica assoluta, come può essere, ad esempio, la durezza o il carico unitario di rottura; al contrario la resistenza alla corrosione di una lega metallica è sempre dipendente dall'ambiente in cui tale resistenza viene valutata. Non è possibile stabilire una scala di resistenza alla corrosione che abbia valore assoluto; piuttosto, in funzione dell'ambiente in cui il componente opererà, si dovrà scegliere caso per caso il materiale più adatto a risolvere il problema. Si provi, ad esempio, a confrontare il comportamento di una lega dell'alluminio (ad esempio una lega Al-Mn o Al-Mg da deformazione plastica per applicazioni strutturali) con un comune acciaio da costruzione di uso generale (per carpenteria metallica) in soluzioni acquose (vedi Fig. IV.65).

Se l'ambiente è neutro (pH 7), la lega d'alluminio non ha problemi di corrosione mentre l'acciaio subirà fenomeni di corrosione uniforme; se l'ambiente è basico (pH 10-12), invece, la situazione è rovesciata, con l'acciaio in condizioni di passività e la lega d'alluminio con evidenti fenomeni di corrosione



Fig. IV.65 - Andamento qualitativo della velocità di corrosione di leghe base ferro e di leghe base alluminio in soluzioni acquose in funzione del pH.

generalizzata. In ambiente acido (pH 2-3), infine, entrambi i materiali avranno notevoli problemi di corrosione uniforme.

Un parametro normalmente considerato per valutare la corrosione dei materiali metallici è la posizione del metallo/lega metallica nella serie elettrochimica degli elementi (scala di nobiltà). I fenomeni di passivazione alterano però tale serie che, per questa ragione, non può in generale essere utilmente impiegata per la risoluzione dei problemi di corrosione pratici. Per l'uso pratico sono state sperimentalmente ricavate delle serie simili alla serie elettrochimica, dette serie galvaniche. Queste serie sono preparate in modo che, accoppiando due metalli della serie, quello che precede nella serie diventa anodo della cella di corrosione, in condizioni specifiche (elettrolita e sua concentrazione, temperatura, stato di agitazione o di quiete, ecc.).

A titolo di esempio si riporta in tabella IV.2 la serie di nobiltà pratica dei principali materiali metallici, ricavata in acqua di mare.

Meno nobile	Magnesio e sue leghe
	Zinco
	Alluminio e sue leghe
	Acciaio al carbonio – Ghisa
	Acciai inossidabili (stato attivo)
	Piombo
	Stagno
	Nichel (stato attivo)
	Inconel (stato attivo)
	Hastelloy B
	Ottoni
	Rame
	Bronzo
	Cupronichel
	Monel
	Nichel (stato passivo)
	Inconel (stato passivo)
	Acciai inossidabili ferritici (stato passivo)
	Acciai inossidabili austenitici (stato passivo)
	Hastelloy C
	Argento
	Titanio
	Grafite
	Oro
Più nobile	Platino

TABELLA IV.2 - Scala dei potenziali pratici dei principali materiali metallici in acqua di mare.

Prendiamo ora in esame il problema del degrado avendo fissato il materiale da utilizzare: vi sono infatti anche altri fattori che possono influenzare la resistenza alla corrosione in un determinato ambiente.

Un primo problema è dato dal differente stato della lega metallica in ogni punto della superficie a contatto con l'ambiente aggressivo: è noto che, su scala microscopica, la superficie di un metallo presenta varie disomogeneità ed eterogeneità microstrutturali da punto a punto.

Caso tipico è quello delle leghe bifasiche in cui la fase più nobile si comporta da catodo rispetto alla fase meno nobile che funge da anodo: questo fenomeno si verifica ad esempio negli ottoni $\alpha+\beta$ o nelle leghe bifasiche del ferro α + Fe₃C. Non è un caso, ad esempio, se le microstrutture temprate degli acciai (martensite) abbiano una maggiore resistenza alla corrosione rispetto alle microstrutture normalizzate (ferrite e perlite).

Altra disomogeneità microstrutturale che causa forme preferenziali di attacco corrosivo è dato dalla presenza di inclusioni, segregazioni o impurezze di elementi secondari contenuti nelle leghe metalliche. Ad esempio i materiali a lavorabilità migliorata evidenziano una resistenza alla corrosione inferiore rispetto ai loro omologhi tradizionali, come è il caso dell'acciaio inossidabile austenitico AISI 303, rispetto al tradizionale AISI 304.

Conseguentemente ci si deve anche attendere che l'incremento di purezza di un metallo innalzi le sue doti di resistenza alla corrosione e ciò risulta particolarmente vero per metalli quali alluminio, magnesio e zinco e per lo stesso ferro, anche se non si deve concludere che i metalli assolutamente puri siano immuni dalla corrosione.

Un altro effetto negativo sulla resistenza alla corrosione è dato dallo stato di incrudimento del materiale. Si è constatato, infatti, che la parte incrudita di un particolare metallico risulta anodica rispetto a parti dello stesso pezzo non incrudite. Tale fatto può essere sperimentalmente messo in evidenza ponendo, in un recipiente contenente una gelatina con ferrocianuro di potassio e fenoftaleina, un chiodo la cui parte terminale sia stata incrudita per martellamento. Dopo poco tempo si noterà che la parte incrudita del chiodo sarà circondata da un alone bluastro a indicare il passaggio in soluzione del ferro, mentre la parte non martellata sarà circondata da un alone rossastro, indice dell'alcalinizzazione della zona catodica. Questi fenomeni sono da mettere in relazione al fatto che i metalli e le leghe metalliche incrudite sono termodinamicamente più instabili rispetto alla condizione non incrudita.

Anche il processo di produzione dei componenti può avere influenza sulla resistenza alla corrosione dei materiali metallici. A parità di lega impiegata un componente ottenuto per fusione sarà sempre meno resistente alla corrosione rispetto al medesimo componente ottenuto invece per forgiatura o stampaggio a caldo: ciò è legato alla presenza nei getti di difetti di limitata entità (piccole cavità da ritiro, porosità, ecc.) che fungono da innesco preferenziale (zona anodica) del degrado per corrosione.

4.4.2 INTERVENTO SULL'AREA CATODICA (AMBIENTE)

Un'altra possibilità è quella di intervenire sulla reazione catodica, ossia mediante opportune modificazioni di tipo chimico-fisico dell'ambiente a contatto con il materiale che subisce i fenomeni di degrado. Attraverso metodi fisici è possibile, ad esempio, ridurre la concentrazione dell'ossigeno e di altre specie gassose nocive nelle acque di processo: è sufficiente portare all'ebollizione il fluido, mediante apparecchiature dette deaeratori, per favorire la liberazione dei gas disciolti, la cui solubilità, come è noto, diminuisce all'aumentare della temperatura. Sempre per ridurre la quantità di ossigeno in soluzione è possibile agire anche con metodi chimici, mediante l'aggiunta di idrazina o solfito di sodio.

Ricorrendo nuovamente alle curve potenziodinamiche per descrivere, ad esempio, gli effetti della concentrazione di ossigeno sul fenomeno corrosivo, in figura IV.66 è mostrato il miglioramento conseguente alla riduzione di O_2 in una soluzione acquosa: l'intersezione tra la curva anodica e quella catodica, si sposta verso valori di densità di corrente molto minori, con una conseguente diminuzione significativa della velocità di corrosione del materiale.

Un'ulteriore possibilità di modificazione chimica delle condizioni ambientali consiste nel correggere l'acidità delle soluzioni mediante l'impiego di composti basici di tipo ammoniacale.

La principale tipologia di intervento è però legata all'impiego di inibitori di



Fig. IV.66 - Andamento qualitativo della velocità di corrosione (proporzionale alla corrente circolante) in funzione della presenza di ossigeno in una soluzione acquosa. corrosione: si tratta di sostanze che, aggiunte alle soluzioni aggressive, hanno effetto sulla cinetica della reazione di corrosione, inibendola al punto da poterla considerare bloccata.

Gli inibitori di corrosione sono sostanze chimiche, organiche o inorganiche, che possono agire sulla cinetica delle reazioni anodica o catodica, oppure avere un meccanismo d'intervento misto (anodico-catodico).

Nel caso di inibitori anodici, il meccanismo di intervento comporta la formazioni di film protettivi sul materiale: a questa famiglia appartengono i cromati, i fosfati, gli acidi carbossilici, i nitriti e le sostanze alcaline in genere. Un classico esempio di inibitore anodico di corrosione è il tannino, sostanza presente nel vino e nei fondi del caffè, a cui si deve la conservazione delle tubazioni domestiche, realizzate in acciaio, a contatto con le acque potabili.

Sono invece inibitori catodici le sostante che modificano il pH delle soluzioni o alcuni sali metallici (sali di manganese, di nichel, di zinco, di magnesio, di calcio): questi sali, nelle aree catodiche dove si ha un aumento del pH, possono dare origine alla formazione di idrossidi o carbonati compatti, la cui deposizione sulla superficie del materiale metallico ne migliora la resistenza alla corrosione. Inibitori con modalità d'intervento misto sono, infine, le proteine e i composti organici ad elevato peso molecolare. A quest'ultima famiglia appartengono anche gli inibitori in fase di vapore (benzidina, cicloesilammina, ecc.) che esplicano la loro azione sia liberandosi nell'ambiente gassoso, sia venendo poi adsorbiti sulla superficie dei materiali da proteggere.

4.4.3 INTERVENTO SULL'INTERFACCIA (MATERIALE/AMBIENTE)

Questa modalità di intervento si riferisce a tutte le forme di modificazione della superficie dei materiali che creano una barriera tra l'ambiente aggressivo e il materiale da proteggere: a questa famiglia si riferiscono sia i rivestimenti metallici che i rivestimenti non metallici.

Nell'ambito dei rivestimenti metallici è necessario distinguere due famiglie: i rivestimenti più nobili e i rivestimenti meno nobili rispetto al substrato da proteggere. Se pensiamo al caso delle leghe base ferro, al primo gruppo appartengono i rivestimenti per cromatura, nichelatura e ramatura, al secondo quelli per zincatura e cadmiatura.

L'effetto protettivo di un rivestimento più nobile è, ovviamente, quello di mettere a contatto dell'ambiente corrosivo un materiale metallico più resistente a quell'ambiente specifico (Fig. IV.67a). È questo il caso della cromatura che veniva largamente impiegata negli anni '50 per la protezione di componenti in acciaio (si pensi, ad esempio, al settore dell'*automotive*). La controindicazione è però legata all'eventuale fessurazione del rivestimento: in tal caso l'acciaio da proteggere (anodico rispetto al rivestimento di cromo) subirà fenomeni di corrosione penetrante per effetto di un accoppiamento galvanico assai sfavo-



Fig. IV.67 - Effetto del danneggiamento di un rivestimento (a) catodico o (b) anodico rispetto al substrato (tratto da Pedeferri P., *Corrosione e protezione dei materiali metallici*, Polipress, Milano, 2010).

revole. Ne consegue che tale tipologia di rivestimento sarà efficace solo in assenza di difetti superficiali del rivestimento (fessurazioni, rigature, segni, marcature, ecc.).

Più efficaci nell'ambito dell'ingegneria industriale sono i rivestimenti effettuati con metalli meno nobili (anodici) rispetto al substrato (catodico): in questi casi non si manifesta mai il fenomeno descritto in precedenza e, qualora avvenisse il danneggiamento del rivestimento, il substrato resterebbe ugualmente protetto (Fig. IV.67b). Questo è il motivo per cui molti componenti in acciaio esposti all'atmosfera vengono abitualmente zincati (cancellate, pali, tralicci, guard rail, ecc.); anche nel settore *automotive* tutte le carrozzerie, benché verniciate, sono ormai realizzate in lamiera d'acciaio zincato.

Considerando i rivestimenti di natura non metallica, anche in questo caso è necessario fare una distinzione: si parla di rivestimenti non metallici organici quali pitture, vernici, resine, gomme, bitumi, oppure di rivestimenti non metallici inorganici come ceramiche e smalti.

Nel caso dei rivestimenti organici (soprattutto pitture e vernici) il maggiore problema è legato all'intrinseca porosità di questi rivestimenti: a lungo andare l'ossigeno dell'atmosfera e l'umidità penetreranno per diffusione ed andranno ad intaccare la massa metallica all'interfaccia metallo/rivestimento.

L'effetto conseguente è la tipica comparsa di bolle o vescicole sulla superficie dello strato verniciato (*blistering*): nel momento in cui l'ossigeno e l'umidità atmosferica provocano il degrado della lega metallica, si formeranno all'interfaccia prodotti di corrosione con elevato volume specifico, tali da creare il rigonfiamento dello strato di vernice.

A parità di tipologia di vernice o pittura utilizzata, pertanto, questi rivestimenti offrono un'adeguata protezione in relazione allo spessore depositato sul materiale da proteggere: maggiore lo spessore di vernice, maggiore il tempo necessario alla diffusione delle specie nocive presenti in atmosfera.

Una forma di protezione più efficace è data dalle vernici con protezioni attive, come avviene per i rivestimenti che contengono minute particelle di zinco con funzione di anodo sacrificale; in tal caso l'azione inibitoria della corrosione avviene con meccanismi simili a quelli degli strati zincati su acciaio.

Molto più efficaci nei confronti della resistenza alla corrosione sono i rivestimenti inorganici, quali smalti e porcellane: il rivestimento è molto compatto ed è praticamente impermeabile agli agenti atmosferici e ad un gran numero di sostanze aggressive. Gli unici problemi di questa tipologia di rivestimento, per altro eccellente quanto a durata nel tempo e stabilità chimica, sono legati alla scarsa tenacità degli smalti ed ai costi iniziali piuttosto elevati rispetto ad altre tipologie di protezione.

4.5 Morfologia della corrosione

Oltre che in termini chimici/elettrochimici, la classificazione dei fenomeni corrosivi può essere fatta anche in base alla morfologia con cui la corrosione si manifesta sulla superficie dei materiali, ossia in relazione all'aspetto del degrado della superficie per come appare ad una semplice osservazione visiva o a bassi ingrandimenti.

Una distinzione di carattere generale è tra "corrosione generalizzata" o uniforme e "corrosione localizzata": nel primo caso tutta la superficie del materiale risulta soggetta all'attacco corrosivo, con penetrazione del degrado più o meno uniforme lungo tutta la sezione del componente; nel secondo l'azione aggressiva si esplica maggiormente in alcune zone della superficie, con attacchi penetranti e/o craterizzazioni del danneggiamento. A questa seconda categoria morfologica appartengono molte tipologie di corrosione; in questa sede verranno prese in considerazione quelle che appaiono più significative, ossia la corrosione per contatto galvanico, la corrosione localizzata per pitting o vaiolatura, la corrosione in fessura o sotto deposito (crevice), la corrosione sotto tensione (stress corrosion cracking), la corrosione da correnti parassite. In relazione, inoltre, alla possibilità che la corrosione aggredisca indistintamente la massa metallica oppure vada ad intaccare alcune zone preferenziali, si è soliti introdurre il termine "corrosione selettiva": tipiche di questa famiglia sono le morfologie di corrosione intergranulare (attacco preferenziale zone interdendritiche nei getti o ai bordi dei grani cristallini nei laminati/forgiati) o di aggressione di una fase nelle leghe metalliche bifasiche (come avviene nel


Fig. IV.68 - Classificazione morfologica dei vari tipi di attacco corrosivo (adattato da Pedeferri P., *Corrosione e protezione dei materiali metallici*, Polipress, Milano, 2010 e adattato da During E. D. D., *Corrosion Atlas*, 2 voll, 2ª ed., Elsevier, Amsterdam, 1991).

caso della dezincificazione degli ottoni). Una possibile schematizzazione delle varie forme di corrosione è mostrata in figura IV.68.

4.5.1 Corrosione Uniforme o generalizzata

Questa forma di corrosione interessa tutta la superficie del materiale metallico esposto all'ambiente aggressivo, con una penetrazione più o meno uniforme del degrado lungo lo spessore del componente.

Un tipico esempio di corrosione generalizzata è il caso dagli acciai (acciai di uso generale e acciai speciali) in ambienti naturali, quali le acque e i terreni.

La velocità di corrosione viene espressa in termini di perdita di massa per unità di superficie nel tempo, ossia:

$$V_{corr} = \Delta m / A \times t$$

misurata abitualmente in mg al giorno al dm² ovvero mdd.

Nelle applicazioni industriali è spesso più interessante parlare di velocità di penetrazione o velocità di assottigliamento del fenomeno corrosivo. Per passare dalla velocità di corrosione all'assottigliamento è sufficiente introdurre la densità del materiale ρ , secondo la relazione:

$$V_{ass} = V_{corr} / \rho = \Delta m / \rho \times A \times t$$

L'unità di misura dell'assottigliamento è μ m/anno; per metalli e leghe di impiego comune (acciai da costruzione di uso generale, acciai speciali, rame, ottoni, zinco, ecc.) l'equivalenza tra assottigliamento e velocità di corrosione è all'incirca:

$$0,2 \text{ mdd} \approx 1 \mu \text{m/anno}$$

A scopo puramente indicativo, in Tabella IV.3 si riportano i valori di velocità di penetrazione di alcuni materiali in vari ambienti.

TABELLA IV.3 - Andamento indicativo della velocità di corrosione uniforme (in μ m/anno) di alcuni materiali da costruzione in presenza di umidità atmosferica (adattato da adattato da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 13B - Corrosion: Materials*, ASM International, Metals Park, Ohio, 2003).

		ARIA			ACQU	4		SUOLO)
MATERIALE	Indu- striale	Urbana	Rurale	Fiume	Mare	Potabile	Altamente corrosivo	Corro- sivo	Debolmente corrosivo
Acciaio non protetto	1.000	500	100	500	1.000	100	1.000	300	50
Acciaio zincato	100	50	20	300	200	150	150	100	30
Alluminio		10	0,5				350	35	5
Rame		10	5				30	15	5

Le modalità di intervento che permettono di preservare il componente in esercizio dalla corrosione generalizzata sono molteplici. Comunemente si è soliti prevedere il cosiddetto "sovraspessore di corrosione", ossia uno spessore "in eccesso" sul componente che, durante l'esercizio si degraderà progressivamente e in modo uniforme per effetto della corrosione generalizzata.

Forme di intervento più sofisticate prevedono l'uso di rivestimenti protettivi (vernici, pitture, rivestimenti metallici, ecc.), della protezione catodica, di inibitori di corrosione o, *extrema ratio*, l'impiego di un materiale più resistente in quel determinato ambiente.

4.5.2 Corrosione galvanica

Una prima forma di corrosione localizzata è la corrosione galvanica o corro-

sione da accoppiamento galvanico (o corrosione bimetallica): essa si manifesta quando un metallo è accoppiato (cioè è in contatto elettrico) con un altro metallo con maggiore nobiltà elettrochimica (quindi in grado di innescare agevolmente una reazione di ossidoriduzione) in presenza di un ambiente aggressivo.

Ogni metallo o lega metallica ha, infatti, un proprio potenziale elettrico che dipende dalla sua natura e dalla sua composizione chimica: in relazione all'ambiente in cui si trova, ogni materiale ha la possibilità di ricevere o cedere elettroni. Qualora la differenza tra i diversi potenziali superi una certa soglia, si crea un passaggio di elettroni tra un donatore (anodo) e un ricettore (catodo): l'intensità di questo movimento di elettroni sarà tanto maggiore quanto maggiore sarà la differenza di potenziale elettrico. Questo movimento di elettroni rappresenta una vera e propria corrente elettrica, chiamata corrente galvanica, che innesca il processo di corrosione: l'anodo cederà elettroni e si corroderà ad una velocità crescente tanto maggiore quanto maggiore è il rapporto tra l'area della zona catodica e quella della zona anodica.

Un caso tipico è quello di lamiere in acciaio da costruzione di uso generale (comunemente detto, impropriamente, acciaio al carbonio) a contatto con rivetti in lega base rame o in acciaio inossidabile, posti in ambiente marino o in soluzioni acquose aerate (la reazione catodica è la riduzione dell'ossigeno); in modo analogo in ambienti acidi dove la reazione catodica è lo sviluppo di idrogeno (vedi Fig. IV.69).

Per valutare le condizioni di contatto galvanico tra due metalli/leghe metalliche si è soliti riferirsi alle scale di nobiltà pratica in acqua di mare (si veda al proposito la precedente Tabella IV.2).

La più valida soluzione per eliminare il fenomeno della corrosione da contatto galvanico è quella di evitare, durante le fasi di progettazione e realizzazione,



Fig. IV.69 - Morfologia di attacco per corrosione galvanica di (a) una lamiera in acciaio con rivetti in rame e (b) di una lamiera in rame con rivetti in acciaio (fonte: Bianchi G., Mazza F., *Corrosione e protezione dei metalli*, 3ª ed., Masson, Milano, 1989).

Fig. IV.70 - Intervento di isolamento tra due flange e i relativi bulloni di collegamento mediante elementi isolanti.



di mettere a "contatto elettrico" materiali di diversa nobiltà o, qualora impossibile, provvedere ad un loro isolamento elettrico (vedi Fig. IV.70).

4.5.3 Corrosione per vaiolatura o Pitting

Il *Pitting* è un fenomeno di corrosione localizzata che produce danneggiamenti penetranti e forature nel componente. Caratteristico del *Pitting* è la presenza di molteplici cavità di limitate dimensioni (da cui deriva il nome di corrosione a punta di spillo) che spesso danno origine a craterizzazioni più o meno accentuate ed estese (dette anche caverne, ulcere, crateri, vaiolature, ecc.). La dimensione dei *pit* in superficie è compresa tra 0,1 e 2mm e i prodotti di corrosione sono limitati.

In figura IV.71 sono mostrate alcune morfologie tipiche del danneggiamento per vaiolatura.



Il *Pitting* si manifesta abitualmente su materiali che si passivano (acciai inossidabili, alluminio e sue leghe, titanio e sue leghe) a causa di un ambiente aggressivo, sia di tipo ossidante che neutro, in presenza di specie nocive. Altri parametri che influenzano la formazione del fenomeno di *Pitting* sono la temperatura e il pH dell'elettrolita.

Una tipica forma di aggressione per *Pitting* si manifesta negli acciai inossidabili a contatto con acqua di mare o, più in generale, con soluzioni acquose contenti cloruri.

Il degrado per vaiolatura è un fenomeno autocatalitico. La cavità ove si innesca il processo di corrosione tende progressivamente a richiamare ioni cloruro per effetto elettroforetico e ad acidificarsi a causa dell'idrolisi dell'acqua secondo la reazione:

$$Fe^{+2} + 2H_2O \rightarrow Fe(OH)_2 + 2H^+$$

Il maggior problema legato a questa forma di corrosione non dipende tanto dalla perdita di massa che si verifica a causa del fenomeno corrosivo, quanto piuttosto dalla possibilità che il danneggiamento di tipo penetrante divenga passante lungo la sezione resistente del componente: si pensi, ad esempio, al caso di una tubazione affetta da fenomeni di *Pitting* che possono provocare la foratura e lo sversamento del fluido di processo contenuto nella tubazione.

Come è tipico per tutte le morfologie da attacco localizzato, anche il *Pitting* è un fenomeno che deve essere prevenuto piuttosto che ostacolato: a questo proposito è opportuno scegliere con attenzione il materiale da utilizzare in relazione all'ambiente ed alle sue condizioni al contorno (temperatura, pH, agenti nocivi, ecc.).

4.5.4 Corrosione in Fessura o Crevice

La corrosione in fessura o *Crevice* è un'altra modalità di corrosione localizzata che si manifesta in presenza di discontinuità geometriche, quali fessure e interstizi in cui l'elettrolita (acqua) ristagna: si viene così a creare una macrocoppia per aerazione differenziale con una zona anodica ove la diffusione d'ossigeno è limitata (il metallo, a contatto della fessura, dove ristagna l'elettrolita) e una zona catodica circostante (vedi Fig. IV.72).

Non si perda di vista il fatto che negli interstizi si assiste al progressivo consumo di ossigeno e all'accumulo di ioni metallici positivi, con conseguente richiamo di ioni cloruro (effetto elettroforetico) e diminuzione del pH (idrolisi dell'acqua). Quanto descritto è del tutto similare a ciò che avviene nei *pit*, tant'è che le due forme di corrosione sono spesso trattate in parallelo: anche le modalità di prevenzione sono le medesime.

Vale la pena però di segnalare come, a parità di materiali impiegati e di condizioni ambientali imposte, sia molto più agevole l'innesco di fenomeni corro-

Fig. IV.72 - Morfologia del degrado per corrosione in fessura (tratto da During E. D. D., *Corrosion Atlas*, 2 voll, 2^a ed., Elsevier, Amsterdam, 1991).



Fig. IV.73 -Schematizzazione di alcune soluzioni costruttive che possono produrre corrosione in fessura (adattato da Bianchi G., Mazza F., *Corrosione e protezione dei metalli*, 3ª ed., 1989).



Fig. IV.74 -Schematizzazione di un fenomeno di corrosione sotto deposito in una tubazione.



sivi per *crevice* piuttosto che per *pitting*: grande attenzione deve perciò essere posta alla progettazione del sistema, onde evitare la presenza di interstizi, fessure, incrostazioni o, più in generale, possibili punti di attacco preferenziale. Le tipiche condizioni di corrosione in fessura si manifestano, ad esempio, nelle zone di accoppiamento tra le flange delle tubazioni (zona delle guarnizioni), tra le lamiere saldate per punti nelle scocche delle auto o in presenza di discontinuità geometriche negli accoppiamenti meccanici (vedi Fig. IV.73). Una particolare forma di corrosione in fessura è la corrosione sotto deposito. Il degrado si manifesta in presenza, ad esempio, di accumuli/depositi di calcare

degrado si manifesta in presenza, ad esempio, di accumuli/depositi di calcare (come in una tubazione attraversata da acqua): in prossimità del deposito e sotto di esso si instaurano delle "celle occluse" con formazione di macrocoppie anodiche-catodiche e fenomeni di degrado analoghi a quelle della corrosione interstiziale (vedi Fig. IV.74).

4.5.5 Corrosione sotto tensione o Stress Corrosion Cracking (SCC)

La corrosione sotto tensione è una forma di danneggiamento localizzato che si manifesta in un materiale specifico, in particolari condizioni ambientali corrosive, per effetto dell'azione meccanica di sollecitazioni di trazione (sia dovute a carichi esterni che per effetto di auto tensioni).

Affinché possa verificarsi la corrosione sotto tensione, inoltre, è necessario che la temperatura sia maggiore della temperatura ambiente: sono noti fenomeni di corrosione sotto tensione a partire da temperature di 26°-28°C. Una possibile schematizzazione è presentata in figura IV.75.

Il degrado si sviluppa sul componente con innesco e propagazione di cricche sia individuali che ramificate con propagazione intergranulare o transgranulare; generalmente sono assenti i prodotti di corrosione tant'è che, in alcuni



Fig. IV.75 - Schematizzazione del fenomeno di corrosione sotto tensione o *Stress Corrosion Cracking.*

casi, le cricche vengono erroneamente ricondotte a problematiche di natura meccanica.

Non tutti i materiali, in ogni ambiente corrosivo, manifestano il degrado per S.C.C.: esistono, di fatto, solo alcune coppie "materiale/ambiente" che debbono essere considerate critiche. Tipico è il caso delle leghe dell'alluminio o degli acciai inossidabili austenitici in presenza di acqua di mare (o ambienti clorurati in genere), delle leghe del rame in presenza di ambienti ammoniacali, degli acciai al carbonio in ambienti caustici, degli acciai ad alta resistenza in acqua dolce.

È opportuno qui ribadire che per avere corrosione sotto tensione:

- bisogna avere una "coppia" materiale-ambiente che abbia l'attitudine a generare il fenomeno,
- devono essere sempre presenti tensioni meccaniche di trazione (le sollecitazioni di compressione non hanno influenza) nonchè una temperatura maggiore della temperatura ambiente.

La prevenzione della corrosione sotto tensione viene attuata solitamente cambiando il materiale a contatto con l'ambiente critico. Nel caso, ad esempio, degli acciai inossidabili austenitici in ambienti clorurati, si tende a sostituirli con acciai inossidabili ferritici o, meglio ancora, con acciai inossidabili austenoferritici: in questi ambienti la struttura ferritica è infatti pressoché immune dal problema della S.C.C.

Un'ulteriore soluzione può essere quella di ridurre le tensioni meccaniche applicate al componente, sia aumentando le sezioni resistenti (con conseguente riduzione degli forzi nominali), sia eliminando le auto tensioni mediante opportuni trattamenti termici (distensioni).

4.5.6 Corrosione per correnti vaganti

Vengono denominate, in generale, correnti vaganti le correnti continue che seguano percorsi diversi da quelli del circuito elettrico in cui avrebbero dovuto trasmettersi.

Se correnti di questo tipo deviano dal loro circuito originario e attraversano una struttura metallica posta in prossimità, causano la corrosione del metallo nei punti in cui esse lasciano la struttura per rientrare nel circuito originario. Tale danneggiamento è rilevante se le correnti sono di tipo continuo mentre nel caso di correnti alternate il degrado è praticamente trascurabile: a 50 Hz si osservano effetti corrosivi dell'ordine dell'1% rispetto a quanto avverrebbe con una corrente continua di pari caratteristiche di tensione-corrente.

Le tipiche sorgenti di correnti vaganti sono da ricondurre a impianti elettrici con difetti di isolamento o con messa a terra, quali ad esempio linee tranviarie elettrificate, sorgenti di corrente continua interrotte, sistemi di protezione catodica, saldatrici elettriche, impianti galvanici.



Fig. IV.76 - Schema dell'aggressione per correnti vaganti su un tubo interrato in presenza di una tranvia elettrificata.

Una rappresentazione schematica della corrosione di una tubazione interrata a causa delle correnti vaganti indotte da una tranvia elettrica è mostrata in figura IV.76.

A causa del cattivo collegamento tra loro dei giunti di rotaia, unitamente allo scarso isolamento delle rotaie rispetto al terreno, parte della corrente di ritorno che circola nella rotaia, entra nel terreno poiché trova un percorso caratterizzato da una minore resistenza elettrica quale è la tubazione interrata.

Ove la corrente entra nel tubo si avrà protezione catodica della tubazione, mentre dove la corrente lascia la tubazione, si avrà corrosione marcata del materiale della tubazione; tale corrosione risulterà tanto maggiore quanto più la tubazione sarà stata protetta con rivestimenti per evitare la corrosione: questo perché l'attacco potrà palesarsi solo in pochi punti ove vi sia una discontinuità della protezione con conseguente attacco localizzato e perforante.

La protezione da questo tipo di corrosione viene ottenuta attraverso un opportuno isolamento tra linea elettrificata e tubazione, sia aumentando la resistenza del circuito (interponendo, ad esempio, giunti isolanti nella tubazione), sia, infine, provvedendo ad una adeguata protezione catodica del manufatto.

4.6 La corrosione e l'ambiente

Per valutare in modo corretto la resistenza alla corrosione di un materiale metallico è necessario descrivere accuratamente anche le condizioni ambientali in cui tale materiale si troverà ad operare: tutto ciò è piuttosto complesso in quanto non è possibile indicare delle caratteristiche generali di aggressività



Fig. IV.77 - Velocità di corrosione media di acciaia comuni zincati, in atmosfere aventi differenti caratteristiche di aggressività (adattato da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 13B - Corrosion: Materials,* ASM International, Metals Park, Ohio, 2003).

di un dato ambiente se non esaminando in dettaglio tutti i fattori che possono avere influenza.

Si consideri ad esempio la corrosione degli acciai comuni, rivestiti di zinco, a contatto con l'aria: la resistenza della struttura metallica sarà grandemente influenza dall'umidità, dalla temperatura, dalla concentrazioni di specie nocive. Conseguentemente si avranno differenti condizioni di aggressività per medesime strutture esposte all'atmosfera in ambienti rurali, industriali o in prossimità del mare, con variazioni di comportamento anche significative in funzione della latitudine (si veda al proposito il diagramma di figura IV.77). Nei brevi paragrafi che seguono si è deciso di dare alcune indicazioni di carattere del tutto generale con riferimento a quattro tipologie ambientali ritenute di interesse nell'ambito dei fenomeni corrosivi: le acque dolci, le acqua marine, il calcestruzzo e i terreni.

4.6.1 La corrosione nelle acque dolci

I fenomeni corrosivi che si manifestano sui materiali metallici a contatto con le acque dolci sono piuttosto complessi e dipendono da una molteplicità di fattori, fra tutti il tipo di lega metallica utilizzata e le caratteristiche chimicofisiche dell'acqua stessa.

In linea generale una qualunque lega metallica a contatto con acque dolci di processo o acque potabili potrà subire fenomeni di corrosione più o meno estesi oppure ricoprirsi di una patina di ossido protettivo in relazione ad alcune caratteristiche specifiche dell'acqua.

I parametri più importanti per definire la corrosività/non corrosività delle acque dolci sono il pH, il grado di alcalinità e la durezza (in pratica, la quantità dei sali solubili, in particolare i carbonati di calcio). Bassi valori del pH, ovvero un'elevata concentrazione di ioni H⁺ nell'acqua, favoriscono i fenomeni corrosivi, così come una bassa durezza. Acque con un pH elevato (basiche, elevata concentrazione di ioni OH⁻), riducendo la solubilità dei carbonati, favoriscono invece la precipitazione di strati protettivi di carbonato di calcio e proteggono la superficie delle leghe metalliche.

Anche altre sostante disciolte nell'acqua favoriscono o rallentano il processo corrosivo: elevate concentrazioni di ossigeno disciolto accelerano i fenomeni di degrado. Analogamente si può osservare corrosione per effetto di un'elevata concentrazione di CO_2 che, combinandosi con l'acqua per formare acido carbonico, incrementa la concentrazione degli ioni H⁺. Molto importante per definire l'aggressività dell'acqua è, infine, la presenza in soluzione di nitrati (NO_3^-) , ioni cloro (Cl⁻) e ioni metallici.

Oltre alle caratteristiche chimiche, la corrosività delle acque dipende in larga misura anche da fattori fisici, principalmente la temperatura e la maggiore o minore turbolenza del flusso liquido. Elevate temperature generalmente accelerano il processo corrosivo; d'altra parte si deve anche tener presente che al crescere della temperatura si riduce la solubilità dei carbonati di calcio presenti nell'acqua e, quindi, se ne favorisce la precipitazione sotto forma di deposito protettivo. La temperatura inoltre modifica la morfologia della corrosione: a basse temperature sono favoriti i fenomeni di degrado localizzato (il *pitting*, ad esempio) mentre col crescere della temperatura si manifestano in prevalenza danneggiamenti di tipo uniforme.

La velocità del flusso ha un'influenza contrastante: le condizioni ottimali si osservano per velocità moderate tali da non compromettere la formazione di un film protettivo. Basse velocità e zone di ristagno tendono ad accelerare il processo di corrosione poiché favoriscono i fenomeni di aerazione differenziale dell'elettrolita; elevate velocità, invece, possono dare origine a problematiche di erosione e/o abrasione delle superfici con asportazione degli eventuali depositi formatisi.

4.6.2 La corrosione in acqua di mare

L'acqua di mare presenta delle caratteristiche di aggressività ben superiori a quelle delle acque dolci in ragione, principalmente, dell'elevato contenuto di sali disciolti (sali di sodio e magnesio). Come conseguenza le acque marine presentano un'alta conducibilità (fino a 200 volte maggiore rispetto alle acque dolci) e un'elevata concentrazione di cloruri (ioni cloro, Cl⁻): questo rende l'ambiente marino particolarmente aggressivo per la maggior parte dei materiali metallici.

Altre caratteristiche che modificano l'aggressività dell'acqua di mare sono la temperatura, la quantità di ossigeno disciolto, l'eventuale presenza di microrganismi, la velocità del fluido. I mari tropicali, ad esempio, a causa sia delle elevate temperature ambientali che dell'effetto di evaporazione, sono quelli che evidenziano le maggiori caratteristiche di corrosività rispetto ai mari delle zone temperate o artiche.

Anche la maggiore o minore ossigenazione delle acque ha influenza sulla velocità di corrosione: nelle strutture off-shore, tipicamente, le condizioni più critiche si osservano nella zona del bagna-asciuga piuttosto che nelle parti immerse in profondità.

Come dato di riferimento dell'aggressività dell'acqua di mare si consideri la velocità di corrosione generalizzata di acciai comuni o basso legati non protetti: essa è dell'ordine dei 1000 μ m/anno, con formazione di *pitting* più o meno accentuati in relazione alla differente concentrazione dei cloruri (la velocità di penetrazione del *pitting* può arrivare fino a 2 mm/anno).

I materiali più utilizzati in ambiente marino sono gli acciai comuni rivestiti (vernici, rivestimenti organici, ecc.) o protetti catodicamente (con correnti impresse o con anodi sacrificali), gli acciai inossidabili (austenitici e duplex), le leghe dell'alluminio e del rame.

4.6.3 LA CORROSIONE NEL CALCESTRUZZO

Un ambiente che merita particolare attenzione a causa delle specifiche caratteristiche corrosionistiche è il calcestruzzo, rinforzato con barre tonde in acciaio ad aderenza migliorata (il cosiddetto "tondino nervato").

L'acciaio al carbonio nel calcestruzzo è normalmente protetto dalla corrosione poiché il calcestruzzo è un ambiente ad elevata basicità (di solito il livello di pH è compreso tra 12 e 13) ed è quindi praticamente inerte nei confronti delle leghe a base ferro: in tale ambiente l'acciaio delle barre di rinforzo del calcestruzzo è in condizioni di passività, ossia si ricopre di un sottilissimo strato protettivo di ossido di ferro.

Tuttavia, per effetto delle condizioni d'esercizio, non sempre è possibile garantire l'integrità fisica e strutturale del calcestruzzo. In presenza di fenomeni di carbonatazione (aggressione chimica dell'anidride carbonica dell'atmosfera verso il calcestruzzo, in particolare la calce del conglomerato), si assiste alla diminuzione del livello di pH (che passa a 9-10) per effetto della seguente reazione:

$$Ca(OH)_2 + CO_2 \rightarrow CaCO_3 + H_2O$$

La diminuzione di alcalinità del calcestruzzo permette l'innesco e la propagazione di estesi fenomeni corrosivi sulle barre di rinforzo in acciaio al carbonio, con formazione di ossidi e/o idrossidi di ferro (la tipica "ruggine").

Se a questo, poi, si aggiunge il fatto che, in alcune applicazioni, il calcestruzzo subisce anche contaminazioni più o meno rilevanti da parte di soluzioni saline

(tipicamente nelle strutture in cemento armato di ponti e viadotti dove grosse quantità di sale vengono sparse con funzione antigelo), il problema lamentato può diventare assai rilevante nei confronti della resistenza della struttura.

Alcuni esempi in tal senso sono mostrati in figura IV.78, ove è evidente come i fenomeni corrosivi siano spesso associati alla formazione di ossidi/ idrossidi di ferro che, avendo un volume specifico fino a 6 volte maggiore rispetto al ferro delle barre, inducono la fessurazione e il distacco del copriferro di calcestruzzo.



Fig. IV.78 - Esempio tipico di danneggiamento del copriferro di calcestruzzo in un elemento strutturale in cemento armato.

4.6.4 LA CORROSIONE NEL TERRENO

Per comprendere la corrosione delle strutture interrate quali tubazioni, pozzi, cisterne, fondazioni, palificazioni (di solito realizzate in acciaio o in ghisa), è necessario distinguere tra due condizioni: in assenza o in presenza di batteri.

In assenza di batteri la corrosione delle strutture interrate dipende principalmente dalle caratteristiche geologiche e chimico fisiche del terreno (natura e granulometria, capacità di drenaggio delle acque, acidità, presenza di sali disciolti) nonché dalla resistività elettrica del terreno stesso.

I terreni possono avere caratteristiche assai differenti: terreni sabbiosi o con particelle di pezzatura grossolana hanno scarsa ritenzione idrica (sia rispetto alle acque meteoriche che di falda) in contrasto ai terreni argillosi o a granulometria fine che tendono, invece, a trattenere l'acqua nei pori.

Un parametro assai rilevante per descrivere l'aggressività di un terreno è dato dalla resistività, ossia la resistenza che un terreno oppone al passaggio di corrente, per una data differenza di potenziale: tale parametro è strettamente correlato alla quantità di acqua nel terreno, al grado di acidità ed all'eventuale presenza di sostanze nocive (ioni cloruro, solfati, ecc.).

Elevati valori di resistività conferiscono al terreno una corrosività trascurabile; al contrario terreni molto aggressivi evidenziano sempre una bassa resistività elettrica (vedi al proposito la Tabella IV.4).

Tabella IV.4 - Andamento qualitativo dell'aggressività di un terreno in funzione della resistività elettrica (adattato da adattato da ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Vol. 13B - Corrosion: Materials*, ASM International, Metals Park, Ohio, 2003).

Resistività (Ωm)	Grado di corrosività
<10	Molto rilevante
10-30	Rilevante
30-50	Moderata
50-100	Leggera
100-200	Molto leggera
>200	Trascurabile-Nulla

Abitualmente la corrosione nei terreni dà origine a fenomeni di attacco generalizzato (specialmente in acciai comuni e in ghise); talvolta però si possono anche osservare fenomeni di attacco localizzato.

Un caso tipico di degrado localizzato è quello mostrato in figura IV.79 che rappresenta un fenomeno di corrosione per aerazione differenziale nei terreni. È questo il caso di una tubazione interrata a contatto con terreni aventi differenti caratteristiche elettrochimiche: in presenza di terreni argillosi (terreni compatti, ricchi di acqua e poveri di ossigeno) la massa metallica avrà comportamento anodico generando una macrocoppia rispetto alle aree catodiche a contatto con gli adiacenti terreni sabbiosi (che risultano, al contrario, meno compatti e molto più ricchi di ossigeno).



Fig. IV.79 - Corrosione per aerazione differenziale nei terreni misti argillosi-sabbiosi (adattato da Pedeferri P., *Corrosione e protezione dei materiali metallici*, Polipress, Milano, 2010).

Altra situazione tipica che origina morfologie di attacco localizzato è la corrosione da correnti vaganti (o correnti disperse) di cui si è già diffusamente trattato in un paragrafo precedente.

Una discorso a parte merita la corrosione nei terreni in presenza di microorganismi: in questi casi si è soliti parlare di corrosione microbiologica o MIC (microbially induced corrosion).

I batteri presenti nei terreni possono essere sia di tipo aerobico che di tipo anaerobico: i più nocivi dal punto di vista della corrosione sono sicuramente i batteri anaerobici solfato-riduttori che abitualmente si sviluppano dai composti organici in terreni argillosi, ricchi di acqua, in condizioni neutre e in assenza di ossigeno.

La reazione globale che si sviluppa in presenza di batteri solfato-riuduttori è la seguente:

$$4\text{Fe} + \text{SO}_4^{+2} + 4\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeS} + 3\text{Fe(OH)}_2 + 2\text{OH}^-$$

L'azione dei batteri solfato-riduttori si esplica in prevalenza a temperature dell'ordine dei $20^{\circ} \div 50^{\circ}$ C, in fluidi neutri stagnanti a bassa salinità: l'aggressione comporta la riduzione dei solfati in solfuri, dando origine anche alla formazione di H₂S. I fenomeni corrosivi conseguenti, anche di tipo localizzato, hanno velocità elevate, dell'ordine di 1mm/anno; il tipico prodotto di corrosione è il solfuro di ferro.

5. L'usura

5.1 Introduzione

Il problema dell'usura è noto fin dall'antichità: l'uomo, infatti, ha usato i metodi più svariati per ridurre l'attrito ed evitare la perdita di materiale delle superfici a contatto. L'usura è sicuramente uno dei principali fenomeni da prevenire e controllare nella progettazione e messa in esercizio di tutti i componenti meccanici che prevedono una trasmissione di forze attraverso il contatto di superfici in moto relativo (ingranaggi, camme-punterie, sistemi biella-manovella, cuscinetti, ecc.).

L'usura provoca danneggiamenti superficiali più o meno estesi e perdita di materiale; il fenomeno è in grado di produrre gravi malfunzionamenti del componente in esercizio fino alla rottura vera e propria. Inoltre la presenza dell'attrito tra i corpi a contatto genera dissipazione di energia e riscaldamenti localizzati che possono anch'essi alterare il comportamento in esercizio e provocare perdite di rendimento del sistema.

Gli ingegneri moderni sono giunti alla conoscenza dei vari meccanismi di usu-

ra, anche se non è ancora completamente disponibile un quadro generale in cui inserire tutte le osservazioni sperimentali; le ricerche, infatti, hanno più spesso mirato ai dettagli del singolo meccanismo, più che alle relazioni tra i diversi meccanismi esistenti. Negli ultimi anni si sta cercando di arrivare a correlare tra loro i parametri significativi del danneggiamento per usura dei componenti mediante l'utilizzo di mappe appositamente studiate.

Attrito e usura sono fenomeni che dipendono dalle caratteristiche delle superfici dei corpi a contatto, la cui determinazione è molto complessa in quanto coinvolge le proprietà del materiale, le irregolarità geometriche, la presenza di ossidi e la presenza di molecole organiche adsorbite dall'ambiente esterno.

Quando due corpi sono a contatto esiste un'interazione fra di essi che è sia di tipo meccanico, con la formazione di un campo di sforzi e deformazioni nella regione di contatto, sia di tipo chimico-fisico, con la formazione di legami chimici o fisici tra le due superfici.

I fenomeni di usura dipendono da numerose variabili quali, ad esempio, la geometria dei componenti, la velocità di strisciamento, la distanza di scorrimento, l'energia dissipata, la combinazione di materiali accoppiati,

la presenza/assenza di lubrificazione, l'ambiente circostante. L'ambiente in cui è inserito il componente influenza i fenomeni di usura al variare di temperatura, umidità, presenza di vibrazioni, presenza di agenti chimici contaminanti, depositi superficiali, ecc.

5.2 I meccanismi di usura

Come si è detto, il fenomeno dell'usura si verifica quando la superficie di un corpo viene danneggiata da un altro corpo a contatto con essa. Il danneggiamento generato provoca spesso la formazione di frammenti di usura che possono rimanere nel sistema tribologico o abbandonarlo.

A seconda del moto relativo tra i corpi e delle caratteristiche dei corpi coinvolti esistono differenti processi di usura che verranno descritti in seguito (si veda il paragrafo 5.3); tutti i processi d'usura sono però riconducibili a quattro meccanismi base, che determinano il singolo processo e la cui conoscenza è fondamentale per lo studio e il controllo del fenomeno. Con riferimento ai meccanismi di usura si parla quindi di:

- usura adesiva;
- usura tribossidativa;
- usura abrasiva;
- usura per fatica superficiale (*fretting*).

5.2.1 Usura adesiva

L'usura adesiva è un meccanismo di usura tra due corpi in strisciamento in cui fenomeni di deformazione plastica e di adesione tra le asperità delle superfici a contatto sono le cause principali della formazione del frammento di usura.

Nello studio di questo meccanismo di usura è opportuno riferirsi alla teoria proposta da Archard ed alle successive modifiche dovute allo sviluppo delle tecniche di osservazione dei frammenti e delle superfici di usura.

Dal momento che il contatto tra due corpi non avviene su tutta la superficie nominale, ma solo nei punti di contatto delle asperità del profilo di rugosità, anche se la pressione nominale scambiata risulta inferiore al limite di snervamento, si osservano fenomeni di plasticizzazione locale a causa della minore dimensione dell'area reale di contatto rispetto all'area nominale di contatto. Si ipotizza che le asperità a contatto si deformino plasticamente e che di conseguenza si formino delle giunzioni plastiche per adesione o che, addirittura, si abbiano delle vere e proprie microsaldature localizzate (Fig. IV.80).

Durante lo strisciamento è possibile che alcune di queste giunzioni risultino più resistenti del materiale sottostante, anche a causa dell'accumulo di danneggiamenti per la ripetuta deformazione plastica alle asperità, per cui si ha una frattura all'interno del materiale con la formazione di un frammento di usura (Fig. IV.81).

Il tasso di usura (W), ossia il rapporto tra il volume del materiale che abbandona i due corpi a contatto e la distanza di strisciamento, è proporzionale all'area reale di contatto A_r mediante il coefficiente di usura adesiva K_{ad}; a sua volta si può dimostrare come l'area reale di contatto A_r sia direttamente proporzionale alla forza normale, alle superfici a contatto ed alla durezza H dei materiali.

$$W = K_{ad} A_r = K_{ad} F_N / H$$
(5.1)



Fig. IV.80 - Contatto nominale e contatto reale tra due superfici in strisciamento.

Fig. IV.81 - Formazione di una giunzione plastica tra due asperità a contatto e distacco di un frammento di usura.



Bisogna tener conto che durante lo strisciamento le asperità a contatto sono sottoposte a particolari fenomeni che influiscono sul meccanismo di usura. Infatti le asperità subiscono deformazioni plastiche ripetute, per cui localmente si possono generare fenomeni di fatica oligociclica o di *ratchetting*, ovvero il continuo accumulo di deformazione plastica a ogni sollecitazione, quando lo sforzo applicato è superiore a un valore critico detto limite di *ratchetting*. Entrambi questi fenomeni possono coinvolgere anche le zone sub-superficiali in maniera abbastanza estesa, andando a indebolire localmente il materiale e favorendo la formazione del frammento di usura. Inoltre non si deve trascurare il fatto che solo raramente il frammento di usura abbandona il sistema tribologico subito dopo essersi formato; più spesso si trasferisce sul materiale antagonista (strato di trasferimento), oppure si mescola ad altri frammenti provenienti anche dal materiale antagonista formando uno strato tribologico tra le superfici dei due corpi.

In generale l'usura del sistema è data dalla somma dei volumi di usura dei due corpi a contatto per cui la relazione (5.1) si usa per determinare il volume di usura di ciascun corpo; quando un corpo è molto più duro dell'altro, il contributo all'usura del sistema deriva solo dal corpo tenero.

Ovviamente tanto K_{ad} quanto H dipendono dal materiale a cui si fa riferimento: per acciai con durezze da 150HV a 800HV si hanno coefficienti di usura adesiva dell'ordine di 10⁻³; dai dati riportati in letteratura, inoltre, detto 1 il materiale più duro e 2 il materiale tenero si può porre abitualmente $K_{adl} = 1/3 K_{ad2}$.

La morfologia dei frammenti di usura è differente a seconda delle differenti caratteristiche dei materiali a contatto. Quando la durezza dello strato superficiale è simile a quella delle zone subsuperficiali, si formano frammenti con morfologia a scaglie (usura per delaminazione); quando, invece, la durezza delle zone sub-superficiali è di molto inferiore a quello dello strato superficiale, si osserva lo schiacciamento dello strato all'interno del metallo base con formazione di frammenti di forma irregolare aventi spessore di dimensione analogo alla loro larghezza.

5.2.2 Usura tribossidativa

L'usura tribossidativa è un fenomeno di usura favorito dall'interazione delle superfici a contatto con un ambiente aggressivo (è, a tutti gli effetti, una forma particolare di usura corrosiva). Nei sistemi tribologici l'aggressione ambientale provoca un'ossidazione superficiale, per cui si ha un meccanismo di usura in cui si combinano il processo ossidativo e l'azione meccanica nei punti di contatto. Questo fenomeno solitamente è testimoniato dalla presenza di particelle di ossido nei frammenti di usura.

Si distinguono due tipologie di usura tribossidativa: usura tribossidativa ad alta velocità di strisciamento e usura tribossidativa a bassa velocità di strisciamento.

L'usura *tribossidativa ad alta velocità di strisciamento* si ha con elevate velocità di strisciamento (per gli acciai, le velocità sono superiori a 1 m/s) oppure se i materiali a contatto hanno temperature molto elevate. In queste situazioni si raggiungono temperature di flash molto elevate ($T_{\rm p}$, temperatura in prossimità delle asperità a contatto, superiore a quella delle zone superficiali adiacenti; la temperatura $T_{\rm f}$ viene raggiunta per poco tempo), tali da attivare un'ossidazione diretta delle asperità a contatto (400°C circa per gli acciai).

Con analogia al caso dell'usura adesiva, anche per l'usura tribossidativa vale una relazione alla Archard del tipo:

$$W = K_{ox} F_{N}/H$$
 (5.2)

con K_{ox} coefficiente di usura tribossidativa (valori indicativi per gli acciai sono compresi tra 10⁻⁴ e 10⁻⁵).

Quando la velocità di strisciamento è molto elevata, come avviene per alcune applicazioni particolari, l'ossidazione superficiale può essere molto intensa e lo strato di ossido che si forma è consistente, di elevato spessore e continuo e può deformarsi plasticamente a causa dell'alta temperatura. In questo caso, l'ossido non interessa solo le asperità della superficie, ma anche zone interne al materiale, distribuendosi uniformemente e consentendo la diffusione del calore nel materiale sottostante in modo uniforme.

Con l'aumento ulteriore dei carichi e/o delle velocità relative hanno luogo trasformazioni strutturali dal momento che il riscaldamento è fortemente localizzato e l'asportazione di calore avviene con leggi estremamente rapide.

L'usura tribossidativa a bassa velocità di strisciamento si verifica solitamente per velocità inferiori a 1 m/s, nonostante non si raggiungano temperature di flash molto elevate ($T_f < 200^{\circ}C$ circa): in questa situazione si trovano la maggior parte degli organi meccanici con superfici a contatto in moto relativo (velocità = 0,05 - 1 m/s).

Questo tipo di usura è testimoniata dalla presenza di ossido nei frammenti di usura. Il meccanismo procede secondo stadi successivi: inizialmente si formano frammenti metallici per adesione che rimangono tra le superfici a contatto; successivamente questi frammenti vengono "sbriciolati" e, data l'elevata area di contatto e le difettosità superficiali, si ossidano e si agglomerano anche a temperature basse.

Nel caso di condizioni di carico e strisciamento intense, le scaglie possono sinterizzare formando uno strato tribologico con elevata capacità di sostenimento del carico; si possono formare, poi, delle fratture fragili, di solito ortogonali alla direzione di strisciamento, che portano alla frammentazione della scaglia protettiva e alla formazione dei frammenti di usura. Di solito i frammenti di usura hanno dimensioni ridotte (< 1µm) ma spesso si agglomerano formando anche particelle di dimensioni maggiori.

Per entrambi i casi di usura tribossidativa si può osservare che il valore della velocità di strisciamento fa variare il valore di K_{ox} con un andamento che presenta spesso un minimo, perché se da una parte la velocità di strisciamento tende a far diminuire il coefficiente di usura tribossidativa, dall'altra fa aumentare la temperatura (temperatura di flash, T_{f} , o temperatura media superficiale) facendo tornare a crescere K_{ox} . In generale comunque K_{ox} è inferiore di K_{ad} di uno o due ordini di grandezza e ciò è dovuto alla presenza dello strato di ossidi superficiali che svolge un'azione lubrificante e protettiva.

5.2.3 Usura abrasiva

L'usura abrasiva può essere a due corpi o a tre corpi ed è caratterizzata da notevoli deformazioni plastiche locali.

Il caso dell'interazione a due corpi si verifica quando le asperità di uno dei due corpi a contatto sono molto più dure di quelle del materiale antagonista o se in una delle due superfici sono incastonate delle particelle dure presenti nel materiale o di origine esterna. Nell'interazione a tre corpi, invece, sono intrappolate particelle molto più dure che rotolano durante lo strisciamento e che possono provenire o dall'esterno o dall'interno del sistema tribologico (Fig. IV.82).

Normalmente perché si abbia usura abrasiva è necessario che le particelle abbiano una durezza maggiore del 20-30% rispetto al materiale più tenero.

Per descrivere il meccanismo di usura abrasiva è opportuno distinguere tra il caso di materiali a comportamento duttile (leghe metalliche e polimeri) e quello di materiali a comportamento fragile (ceramici).

Nell'usura abrasiva a due corpi di materiale a comportamento duttile, le asperità o le particelle abrasive nel loro movimento provocano una deformazione



Fig. IV.82 - Azione abrasiva a due corpi -a sinistra- e a tre corpi -a destra- e relativi fenomeni di usura.



Fig. IV.83 - Danneggiamento superficiale per usura abrasiva dovuta (a) a fenomeni di microtaglio e (b) a fenomeni di aratura (adattato da Straffelini G., *Attrito e usura*, Tecniche Nuove, Milano, 2005).

plastica del materiale antagonista. Se si ha la completa rimozione del materiale deformato si parla di microtaglio e si hanno le condizioni più accentuate di usura; se, invece, tutto il materiale scorre plasticamente ai lati della traccia d'usura, si definisce il danneggiamento come aratura ideale e, benché non si abbia rimozione di materiale, in pratica la superficie mostra comunque un danneggiamento (Fig. IV.83).

Il tasso di usura abrasiva può essere descritto dalla relazione (5.3):

$$W = \Phi K_{abr} F_N / H$$
 (5.3)

dove K_{abr} è il coefficiente di usura abrasiva e Φ è una costante che varia tra 0 (aratura ideale) e 1 (microtaglio) e che dipende dalla geometria dell'agente abrasivo e dalle proprietà di scorrimento plastico del materiale (in particolare la sua duttilità). Se il materiale ha bassa duttilità, quando viene sottoposto

all'elevata deformazione plastica locale dovuta all'interazione abrasiva, può rompersi per frattura duttile generando frammenti di usura. Considerato che normalmente la duttilità è inversamente proporzionale alla durezza, Φ dipende dalla durezza del materiale.

In molti sistemi tribologici si osserva che l'andamento del tasso di usura specifico (W/F_N) all'aumentare della durezza presenta una diminuzione fino a valori di circa 150 HV, un tratto costante fino a 500 HV e un ulteriore calo per durezze maggiori.

Nel caso di usura a due corpi per particelle abrasive incastonate in un materiale, si deve tenere conto di diversi fattori tra cui la spigolosità delle particelle, la loro dimensione, la loro durezza in relazione a quella dei materiali a contatto, la possibilità delle particelle di rinnovarsi continuamente e la presenza di una lubrificazione.

Nell'usura abrasiva a tre corpi di materiali a comportamento duttile il coefficiente K_{abr} è inferiore rispetto al caso a due corpi (varia tra 10⁻³ e 10⁻⁴) perché le particelle, rotolando tra i corpi a contatto, dissipano energia e arrotondano gli spigoli.

Se i materiali hanno comportamento fragile, l'usura abrasiva si manifesta con fenomeni di frammentazione delle superfici a contatto. Le particelle abrasive indentano il materiale antagonista e si può avere frattura fragile (la superficie del materiale si frattura in modo fragile a causa di un carico di tipo puntiforme sufficientemente elevato). La formazione e la propagazione di cricche radiali e perpendicolari alla superficie può produrre frammenti di usura (vedi Fig. IV.84). Esistono in letteratura diversi modelli per la valutazione di K_{abr} per il caso dell'usura abrasiva da materiali fragili; in generale K_{abr} risulta direttamente proporzionale al carico applicato su ogni particella e inversamente proporzionale alla durezza ed alla tenacità alla frattura del materiale. Riferendosi alla



Fig. IV.84 - Contatto puntiforme di una particella dura contro un materiale fragile. (1) Il carico applicato produce plasticizzazione (zona P) e si forma una cricca in direzione perpendicolare alla superficie (C); (2) all'aumentare del carico la cricca avanza in profondità; (3) se il carico applicato viene rilasciato, la cricca si richiude e si formano cricche radiali; (4) le cricche radiali si sviluppano e provocano la frattura (adattato da Lawn B. R., Swain M. V., *Journal of Materials Science*, Vol. 10, 1993.).

(5.3), Φ è normalmente maggiore di 1. Il fenomeno può diventare particolarmente intenso all'aumentare del carico applicato.

5.2.4 Usura per fatica superficiale

Quando la sollecitazione superficiale è di tipo periodico (oscillante con valori del carico variabili nel tempo) si può avere la formazione di frammenti di usura con il meccanismo noto col nome di usura superficiale o usura per fatica.

Questi fenomeni si verificano anche in presenza di lubrificazione e sono tipici di contatti non conformi, quando almeno uno dei due corpi a contatto rotola sull'altro. La sollecitazione periodica, pur di tipo compressivo, induce un accumulo di danneggiamento nelle zone sub-superficiali del materiale e provoca la nucleazione e la propagazione di cricche di fatica che evolvono verso la superficie del componente con formazione del frammento di usura.

Il contatto tra i due corpi viene studiato secondo la teoria di Hertz che calcola la pressione di contatto e determina, in corrispondenza dell'asse di carico (z), uno stato di sforzo in cui gli sforzi principali (σ_x , σ_y , e σ_z) sono di compressione e la massima tensione tangenziale si sviluppa in corrispondenza di un piano inclinato a 45° a una certa profondità rispetto alla superficie (vedi Fig. IV.85). Il danneggiamento progressivo è imputabile quasi esclusivamente alla tensione massima tangenziale; all'aumentare dei carichi applicati, le τ massime aumentano e si spingono più in profondità.

Come caso ideale si può esaminare la situazione di contatto hertziano in presenza di lubrificazione liquida (come avviene ad esempio nel contatto dei profili ad evolvente di cerchio delle ruote dentate).







prie cricche di fatica, in corrispondenza di discontinuità microstrutturali (inclusioni non metalliche, precipitati, microporosità).

La nucleazione di cricca avviene dove è massimo lo sforzo tangenziale τ_{yz} , a una profondità z_m . La cricca, poi, propaga inizialmente inclinata a 45° rispetto la superficie sotto l'azione dello sforzo τ_{max} ; raggiunta una certa distanza dalla superficie, la propagazione procede parallelamente alla superficie stessa sotto l'azione dello sforzo τ_{yz} . Infine la cricca devia verso la superficie e il materiale rimasto tra l'apice della cricca e la superficie (legamento) subisce frattura duttile. Una volta che la cricca è giunta in superficie interviene l'azione del lubrificante (in pressione) che penetra nella cricca e ne favorisce la propagazione nella direzione opposta attraverso un'azione di apertura (Fig. IV.86). Mediante questo meccanismo si formano frammenti di usura di dimensioni abbastanza elevate (maggiori di 100 µm) e il danneggiamento prodotto prende il nome di *spalling* (o sfogliatura).

Per avere buona resistenza alla fatica superficiale un materiale deve avere elevata resistenza allo snervamento e quindi elevata durezza: infatti in questo modo è in grado di opporsi alla deformazione plastica localizzata necessaria sia alla nucleazione che alla propagazione delle cricche di fatica.

Per descrivere lo stato di sforzo nella regione di contatto si utilizza la pressione Hertziana (p_{max}) a cui sono proporzionali sia τ_{max} che τ_{yz} . Nei materiali duttili si può esprimere il limite di fatica superficiale come il valore di p_{max} al di sotto del quale non si osserva danneggiamento per un numero infinito di cicli di carico; tale limite di fatica è proporzionale, almeno in prima approssimazione, alla durezza del materiale. Se il materiale ha comportamento fragile (come



Fig. IV.86 - Meccanismo di danneggiamento per fatica da contatto in presenza di lubrificazione liquida. (a) Nucleazione della cricca ad una profondità z_m . (b) Avanzamento della cricca verso la superficie e parallelamente ad essa. (c) Apertura della cricca alla superficie. (d) Formazione di un frammento (*spalling*) per l'azione esercitata dall'olio in pressione penetrato all'interno della cricca (*pumping*) (adattato da Straffelini G., *Attrito e usura*, Tecniche Nuove, Milano, 2005).

è il caso degli acciai ad alta resistenza o induriti in superficie) diventa importante anche il valore di tenacità alla frattura. In questi materiali la presenza di difetti come inclusioni o microporosità, data la scarsa possibilità di deformazione plastica, possono generare stati di sforzo simili a quelli presenti all'apice delle cricche; quindi il materiale resiste a fatica se è in grado di impedire la propagazione delle cricche.



Fig. IV.87 - Il moto relativo tra corpi a contatto e i differenti processi di usura.

5.3 I processi di usura

I fenomeni di usura nei componenti reali sono molteplici e spesso il meccanismo che porta al degrado della superficie non risulta facilmente classificabile: uno o più meccanismi di usura (paragrafo 5.2) determinano forme di danneggiamento specifiche. Inoltre i parametri guida responsabili del meccanismo di danneggiamento dominante non sono facilmente identificabili.

Solitamente si classificano i diversi processi di usura (Tabella IV.5) in base alle caratteristiche del moto tra i corpi a contatto (Fig. IV.87).

TABE	TABELLA IV.5 - Processi di usura e meccanismi che li determinano.						
		Meccanismi di usura					
		Adesione	Tribossidazione	Fatica superficiale	Abrasione		
Processi di usura	Strisciamento	+	+		(+)		
	Sfregamento (fretting)		+				
	Rotolamento			+			
	Strisciamento- rotolamento	+	(+)	+			
	Impatto	(+)	(+)	+			
	Abrasione				+		
	Erosione				+		
	Cavitazione			+			

5.3.1 Usura per strisciamento

L'usura per strisciamento si verifica tra due corpi a contatto e in mutuo strisciamento ed è provocata dai meccanismi di adesione e tribossidazione; in alcuni casi, quando sono presenti nel sistema particelle dure, si può avere anche abrasione e, in tal caso, l'usura è molto più intensa.

Nello strisciamento tra due corpi, il volume asportato (V) aumenta con la distanza percorsa (s) secondo un andamento che presenta tre stadi (Fig. IV.88):

- 1. rodaggio (o *run-in*) in cui il tasso di usura W ($\Delta V/\Delta s$) è molto alto: le superfici a contatto si usurano fino all'ottimizzazione della conformità di contatto o alla pulizia delle superfici stesse da ossidi o contaminanti;
- stadio 1, o stato stazionario in cui il tasso di usura è solitamente inferiore a quello precedente: esso rappresenta lo stadio principale del processo tribologico controllato da uno dei meccanismi di usura precedentemente descritti;
- stadio 2, in cui si verifica una transizione nel tasso di usura dopo una certa distanza di strisciamento a causa di un cambiamento nel processo di usura (esso può provocare un aumento o una diminuzione del tasso).

I due meccanismi di usura possibili per il processo considerato hanno tassi molto diversi, per cui si parla di usura moderata quando predomina la tribossidazione e di usura severa quando è l'adesione a svolgere un ruolo principale. Si nota che la formazione dello strato di ossido protettivo non è immediata, per cui è frequente riscontrare durante lo strisciamento (come si è detto) una fase iniziale di rodaggio con usura severa e uno stato stazionario successivo di usura moderata. Le possibili transizioni successive dipendono dal carico applicato (F_N) e dalla velocità di strisciamento (v); se rimangono bassi si permane nel caso di usura tribossidativa, altrimenti si passa ad usura adesiva severa. Le transizioni del meccanismo di usura in relazione al carico applicato (o pressione nominale p_0) e alla velocità di strisciamento sono rappresentate nella mappe di usura per strisciamento (Fig. 5.89) e individuano le regioni dove prevalgono

Fig. IV.88 - Andamento schematico del danneggiamento per usura (V) in funzione della distanza di strisciamento (s).





Fig. IV.89 - Mappa di usura per strisciamento per l'accoppiamento lega d'alluminio 6061 - acciaio 100Cr6, configurazione di prova: blocco contro anello (tratto da Straffelini G., *Attrito e usura*, Tecniche Nuove, Milano, 2005).

l'uno o l'altro meccanismo di usura e una regione di transizione in cui l'usura diventa severa dopo una determinata distanza di strisciamento.

La figura IV.89 rappresenta una mappa di usura tipica di molte leghe metalliche; la transizione da usura tribossidativa a usura adesiva avviene in corrispondenza del raggiungimento di una temperatura superficiale critica. Il tasso di usura di questo processo può essere espresso nel modalità abituale, ossia:

$$W = K \cdot F_{N}/H \tag{5.4}$$

dove K è il coefficiente di usura che assume valori diversi a seconda del meccanismo predominante.

La resistenza ad usura per strisciamento di un materiale dipende dal rapporto K/H, che viene chiamato K_a, coefficiente di usura specifico. In letteratura sono tabulati gli intervalli tipici di K_a per diversi accoppiamenti (per gli acciai K_a va da 10⁻¹³ a 10⁻¹⁵, per le leghe dell'alluminio da 10⁻¹² a 10⁻¹³, per le leghe del rame da 10⁻¹⁴ a 10⁻¹⁵, per i materiali ceramici da 10⁻¹⁵ a 10⁻¹⁶).

Per gli acciai e molte leghe metalliche il valore di K_a diminuisce all'aumentare della durezza, in quanto il metallo può sostenere meglio lo strato di ossido superficiale protettivo. Le ghise possono avere valori del coefficiente di usura specifico bassi, dato che la grafite svolge un'azione, anche se limitata, di lubrificazione solida. Le leghe di alluminio hanno un basso valore di K_a se riescono a formare uno strato di ossido protettivo, ma quando l'usura inizialmente è adesiva, i fenomeni di trasferimento impediscono la transizione ad usura tribossidativa. Anche i bronzi possono raggiungere valori bassi di K_a in accoppiamento con acciai grazie alla loro limitata durezza, alla bassa compatibilità metallurgica verso le leghe di ferro e all'elevata conducibilità termica. Anche i rivestimenti metallici come il cromo duro o i rivestimenti di nichel chimico rinforzati hanno una durezza assai elevata e mostrano valori di K_a assai ridotti. In generale, per i metalli, la transizione da usura moderata a usura severa è innescata dal raggiungimento di una temperatura critica superficiale. La temperatura media superficiale raggiunta durante lo strisciamento dipende dal prodotto tra la pressione nominale p₀ e la velocità di strisciamento v: quando il prodotto pv raggiunge un valore massimo, l'usura diventa severa e non accettabile. Questo sistema per stabilire la transizione tra i due tipi di usura è molto approssimato perché la temperatura superficiale è fortemente legata alla geometria del sistema tribologico, che può essere anche molto diversa nei vari casi. Quando si progetta riferendosi all'usura moderata, oltre al tasso di usura si deve sempre verificare che la temperatura di contatto sia inferiore a quella critica che comporta la transizione. Quando lo strisciamento avviene a temperatura ambiente, la durezza H non è influenzata dal riscaldamento superficiale dovuto all'attrito: la sua diminuzione è bilanciata da un aumento generato dalle alte velocità di deformazione raggiunte alle estremità in contatto. Quando, invece, si opera ad alta temperatura, l'addolcimento termico non è trascurabile e bisogna modificare opportunamente la durezza H.

La presenza di lubrificazione modifica le condizioni del sistema tribologico riducendo notevolmente l'usura. I contatti diretti tra le asperità sono impediti, per cui lo sforzo di taglio medio trasmesso alle singole giunzioni è ridotto; inoltre il lubrificante riduce molto la disponibilità di ossigeno nelle zone di contatto, per cui è difficile avere usura tribossidativa.

Nel caso di lubrificazione fluida, l'usura per strisciamento è di fatto nulla; quando la lubrificazione è mista o limite, si può avere il meccanismo di usura adesiva con un'intensità che dipende dalla quantità dei contatti metallo-metallo tra le asperità.

5.3.2 Usura per sfregamento

L'usura per sfregamento, detta anche *fretting*, è un caso particolare dell'usura per strisciamento in cui il moto relativo tra le due superfici a contatto è oscillante e l'ampiezza è inferiore a 100 μ m (solitamente tra 1 e 100 μ m). Questo processo di usura si verifica tipicamente in corpi a contatto soggetti a vibrazioni ed è prodotto dai meccanismi di usura tribossidativa e di fatica superficiale. Rispetto alla direzione del moto relativo si possono distinguere quattro modi base di *fretting*: tangenziale (modo I), radiale (modo II), rotazionale (modo III) e torsionale (modo IV) illustrati in figura IV.90. Il modo più studiato in letteratura è quello tangenziale, anche se in molte applicazioni industriali il danneggiamento per *fretting* composti. Il movimento può essere causato da vibrazioni esterne (si parla di usura per *fretting* o *fretting wear*) oppure essere conseguenza del fatto che uno dei componenti a contatto è sottoposto ad uno sforzo ciclico (*fretting fatigue*).



Fig. IV.90 - Schema dei quattro modi di *fretting* (tratto da Zhou Z. R. et al., *Tribology Internatio*nal, Vol. 34, 2001).

Nella descrizione del *fretting* è necessario far riferimento a tre diversi regimi che sono definiti in base all'ampiezza di oscillazione.

Il Regime 1 di *fretting* (scorrimento parziale) si verifica quando l'ampiezza di oscillazione è molto bassa, inferiore a 2-4 μ m. Le giunzioni tra le asperità a contatto non subiscono strisciamento e il moto relativo è dovuto a deformazioni elastiche delle giunzioni stesse. Il danneggiamento superficiale in questo regime è trascurabile.

Il Regime 2 (misto) si osserva per ampiezze di oscillazione tra 5 e 20 µm. Le zone dell'area di contatto caratterizzate da pressione inferiore sono soggette a microslittamenti e si può avere usura tribossidativa. Il tasso di usura è abbastanza basso (acciai W \approx 5·10-16 m²/N), però l'attrito produce sforzi di trazione superficiali che possono favorire la formazione di cricche ortogonali alla superficie (lunghe circa 10-40 µm) dovute a fenomeni di fatica superficiale localizzata in corrispondenza delle asperità. Normalmente le cricche nucleano nelle regioni dove si hanno i microslittamenti e, se il componente è sottoposto a sollecitazioni periodiche, possono indurre rotture per fatica (*fretting fatigue*). Il Regime 3 (scorrimento) si verifica con ampiezze di oscillazione superiori a 20 µm. In questo caso tutta l'area nominale è sottoposta a strisciamento e l'usura tribossidativa cresce con l'ampiezza del moto raggiungendo tassi simili a quelli tipici dell'usura tribossidativa e producendo direttamente effetti negativi sul componente. In queste condizioni si forma uno strato di ossidi compatti che non permettono la formazione di cricche superficiali e le conseguenti rotture per fatica.

I tre regimi descritti sono influenzati, oltre che dall'ampiezza di oscillazione, anche da altri parametri.

Il coefficiente d'attrito favorisce, aumentando, la formazione di cricche superficiali; infatti l'attrito fa crescere gli sforzi di trazione superficiali e ostacola la transizione al regime 3. Conviene quindi avere coefficienti di attrito basso, escluso il caso in cui il carico (F_N) sia particolarmente elevato; in tale situazione un attrito alto impedisce il passaggio dal regime 1 al 2. Anche la frequenza di oscillazione influisce sul regime di fretting: infatti quando essa è elevata può impedire la formazione corretta dello strato tribologico e favorire la transizione dal regime 3 al 2. La geometria del sistema risulta anch'essa determinante in quanto può favorire l'espulsione dei frammenti di usura e, quindi, impedire o rallentare la formazione dello strato protettivo.

Infine la temperatura interviene a modificare il comportamento a *fretting*; in generale quando la temperatura supera un valore critico, l'intensità dell'usura per *fretting* diminuisce notevolmente. Per gli acciai la temperatura critica, oltre la quale si ha usura ossidativa diretta, con la formazione di uno strato di ossido protettivo, è attorno a 400°C.

Le leghe di titanio non riescono a stabilire il regime di usura tribossidativa moderata almeno fino a 500°C; oltre questa temperatura il tasso di usura comincia a diminuire.

Il danneggiamento provocato dal *fretting* consiste in perdita di materiale e/o formazione di cricche. I tipi di risposta dei materiali ai fenomeni di *fretting* sono tre: nessun degrado, criccatura, distacco di particelle. La criccatura indotta da *fretting* è il meccanismo di degrado più dannoso, soprattutto nel caso di sollecitazioni esterne a fatica.

5.3.3 Usura per rotolamento-strisciamento

L'usura per rotolamento o per rotolamento-strisciamento è detta anche usura per fatica da contatto: tale processo di usura si può avere sia in presenza che in assenza di lubrificazione. Quando si è in condizioni di lubrificazione fluida o mista il meccanismo più importante è quello di fatica superficiale e si può avere danneggiamento per *spalling* o *pitting*. Quando il contatto è a secco o con lubrificazione limite, anche i meccanismi di adesione e tribossidazione sono importanti e il danneggiamento è indotto dallo strisciamento. In alcuni sistemi meccanici, come i cuscinetti a rotolamento, si può avere rotolamento puro; in tutti casi in cui le velocità tangenziali tra i due corpi a contatto sono diverse (Fig. IV.91), si ha rotolamento-strisciamento (ad esempio tra i denti di un ingranaggio). Solitamente nello studio di questo processo di usura si distinguono i due contributi al danneggiamento (rotolamento e strisciamento), nonostante spesso esistano anche interazioni ed effetti sinergici che influisco-no sul fenomeno.

Per quanto riguarda la resistenza all'usura per fatica superficiale, i fattori che la influenzano sono le caratteristiche dei materiali a contatto, il contributo del-



Fig. IV.91 - Contatto per rotolamento-strisciamento.

lo strisciamento e il grado di lubrificazione. Tra le caratteristiche dei materiali è fondamentale la durezza, da cui dipende direttamente la resistenza ad usura; però è importante considerare anche il modulo elastico del materiale, in particolare il rapporto H²/E. Infatti, definita la geometria del sistema tribologico, la pressione Hertziana (p_{max}) dipende dal carico applicato (F_N) e dal modulo di elasticità dei due corpi secondi la relazione:

$$p_{max} \propto \sqrt{(F_N \cdot E)}$$
 (5.13)

La pressione Hertziana p_{max} dipende dalla durezza: un materiale resiste meglio a fatica superficiale (per definiti carichi e geometria) se possiede un rapporto H²/E elevato. Un'altra proprietà importante per i materiali è la tenacità a frattura (K_{IC}): i materiali a comportamento fragile, se contengono difetti o se hanno tenacità insufficiente, possono resistere poco alla fatica superficiale. Anche il rapporto K_{IC}²/E è significativo: infatti il numero di cicli N a rottura è proporzionale a K_{IC}²/p_{max} e i materiali che oppongono maggior resistenza alla propagazione di cricche a fatica hanno un rapporto K_{IC}²/E elevato.

L'influenza dello strisciamento sulla resistenza a fatica superficiale è massima nel passare da rotolamento puro al 3% circa di strisciamento.

Il tipo di lubrificante è fondamentale nel determinare la resistenza a fatica superficiale di un accoppiamento: all'aumentare della viscosità del lubrificante aumenta la resistenza alla fatica superficiale. L'aggiunta di additivi è efficace nel caso di lubrificazione limite, mentre per lubrificazione mista o fluida, date le temperature inferiori, è molto meno utile; aggiunte controllate di additivi danno risultati positivi nel caso di elevate pressioni di contatto perché si raggiungono valori bassi della viscosità e l'additivo può svolgere al meglio la sua funzione. 5.3.4 Usura abrasiva da particelle dure

Il meccanismo di abrasione assume particolare importanza quando sono presenti nel sistema particelle di elevata durezza che abradono le superfici dei corpi; come si è già detto (paragrafo 5.2.3) si può avere usura abrasiva a due corpi o a tre corpi.

Le particelle con elevata durezza sono solitamente di materiale ceramico e possono venire dall'esterno o far parte del sistema tribologico. Nel caso di particelle estranee (esogene), esse possono derivare dalla polvere contenuta nell'aria, che ha dimensioni massime tra i 10 e i 20 μ m e di cui l'80% è costituito da silice, abrasiva per molti materiali. Altre particelle possono provenire da sporco o sabbia.

I sistemi tribologici interessati da questi fenomeni sono, per esempio, quelli presenti nei motori per autotrazione; queste particelle possono esercitare un'azione abrasiva diretta o impedire la formazione del meato lubrificante necessario.

Per controllare questi fenomeni è necessario utilizzare filtri con adeguata efficienza. Per altri casi, le particelle abrasive fanno parte del sistema tribologico stesso (Fig. IV.92), come nei sistemi di frantumazione o macinazione, nelle pale delle macchine di movimento terra, nei sistemi di trasporto dei minerali, nelle mole abrasive di rettifica, negli stampi di metallurgia delle polveri, nelle viti degli estrusori di polimeri rinforzati

Solitamente si distingue tra abrasione con elevati sforzi di contatto e abrasione con bassi sforzi di contatto, questo perché quando gli sforzi di contatto sono elevati, si ha un sempre maggiore contributo della frantumazione fragile al fenomeno abrasivo e cambia la resistenza dei materiali al processo di usura. Il caso di usura abrasiva per elevati sforzi di contatto si verifica nei sistemi di



Fig. IV.92 - Due tipici sistemi tribologici ove si osserva usura abrasiva. (a) Sistema di trasporto di minerali, (b) sistema di frantumazione.



Fig. IV.93 - Correlazione tra resistenza all'abrasione ad elevati sforzi di contatto e durezza per differenti classi di materiali (adattato da Zum Gahr K. H., *Microstructure and Wear* of Materials, Elsevier, Amsterdam, 1987).

macinazione e frantumazione, nelle pale degli escavatori e delle macchine per movimento terra, nei pezzi meccanici sottoposti a rettifica. Dal momento che il contributo della frammentazione fragile diventa predominante, i materiali per avere buona resistenza, devono possedere sia elevata durezza che sufficiente tenacità alla frattura. In figura IV.93 si può osservare come si comportano le diverse tipologie di materiali sottoposte a questo tipo di processo di usura.

In particolare, i metalli puri e le leghe metalliche, pur non avendo durezze molto elevate, possono avere elevata resistenza all'usura abrasiva grazie alla loro elevata capacità di incrudirsi durante il processo tribologico con aumento della durezza superficiale.

Quando, però, si parte da metalli incruditi anche se le durezze sono più elevate, la resistenza all'usura risulta minore perché il materiale non ha più risorse di indurimento in esercizio e la duttilità è bassa. Gli acciai trattati termicamente presentano elevate durezze e resistenza all'abrasione abbastanza elevata. In generale nei metalli all'aumentare dell'incrudimento e della durezza ottenuta per trattamento termico, diminuisce la duttilità e aumenta la tendenza del materiale a subire usura abrasiva per microtaglio. Se i materiali che costituiscono le superfici a contatto contengono particelle dure (ad esempio carburi) e la matrice ha una durezza adeguata a sostenere le particelle stesse, la resistenza ad usura abrasiva risulta elevata. Le particelle dure contenute nei materiali, però, se sono presenti in quantità eccessive o se sono abrase da particelle più dure, possono rompersi fragilmente e dar luogo a usura abrasiva per frammentazione.

L'usura abrasiva con bassi sforzi di contatto si presenta nei sistemi di trasporto dei minerali e della ghiaia o nei componenti meccanici in strisciamento quando le particelle abrasive rimangono intrappolate tra le superfici a contatto. In questo caso il contributo della frammentazione fragile è trascurabile e la proprietà più importante per un materiale resistente ad usura è l'elevata durezza.

5.3.5 Usura erosiva

L'usura erosiva si verifica quando particelle solide o gocce liquide impattano su una superficie (Fig. IV.94). Quando sono coinvolte particelle solide il meccanismo di usura è l'abrasione, se invece si hanno gocce o*jet* liquidi interviene il meccanismo di fatica superficiale.

Nell'erosione da particelle dure, le particelle solide sono trascinate da un fluido e abradono la superficie più tenera che incontrano. In molti casi si può aggiungere un'azione corrosiva del fluido che interagisce con quella abrasiva o che diventa il meccanismo di danneggiamento predominante. Questo tipo di usura erosiva interessa sistemi come cicloni separatori, pompe, sistemi di trasporto di materiale granulato, ecc.

Si possono distinguere due situazioni differenti a seconda del comportamento del materiale delle superfici erose.

Quando le superfici sono costituite da materiali duttili, l'azione erosiva/abrasiva avviene per micro taglio o per aratura.

Una maggior durezza del materiale (ossia minore duttilità) favorisce l'abrasione per microtaglio. Inoltre l'angolo di impatto Θ , come indicato in figura IV-94, influisce sull'usura erosiva, rendendola massima per valori di 20°-30°, in corrispondenza della massima sollecitazione di taglio esercitata sulla superficie.

In queste condizioni viene indotta una deformazione plastica notevole e si possono raggiungere le condizioni critiche per cui si verifica frattura duttile per fatica oligociclica o per *ratchetting*.

Infine è importante anche la morfologia delle particelle: quanto più esse sono spigolose, maggiore sarà la loro abrasività.

Quando i materiali che costituiscono le superfici hanno comportamento fragile, si verifica usura erosiva/abrasiva per frammentazione superficiale, preva-



Fig. IV.94 - Schematizzazione del processo erosivo: particella che impatta una superficie con velocità v e angolo di impatto Θ (tratto da Straffelini G., *Attrito e usura*, Tecniche Nuove, Milano, 2005).

lentemente con il meccanismo di frammentazione per contatto puntuale, già descritto in precedenza (Fig. IV.84). I materiali che resistono meglio a questo tipo di usura sono quelli con basso indice di fragilità (ossia con elevata tenacità a frattura, K_{lc}). L'effetto dell'angolo di impatto Θ con materiali fragili è molto diverso da quello con i materiali duttili (vedi sempre Fig. IV.95) e l'usura raggiunge il massimo per angoli attorno ai 90°.

Anche la velocità di impatto delle particelle è importante: in particolare si può assimilare l'usura erosiva ad alta velocità d'impatto all'usura abrasiva con elevato sforzo di contatto e l'erosione a bassa velocità di impatto all'abrasione con basso sforzo di contatto. L'attenta considerazione delle velocità e degli angoli di impatto permette di scegliere correttamente il materiale per le varie applicazioni. Nel caso di una tubazione per il trasporto di materiali granulari, per esempio, si utilizzeranno materiali diversi nei tratti rettilinei e in quelli curvi per migliorare la resistenza ad usura complessivamente (Fig. IV.96).







Fig. IV.96 - Diversi angoli di impatto lungo i tratti rettilinei e lungo le curve in tubazioni per il trasporto di materiale granulare (adattato da Straffelini G., *Attrito e usura*, Tecniche Nuove, Milano, 2005).

L'erosione per gocce liquide si manifesta in sistemi tribologici come le tubazioni di trasporto dell'acqua, le turbine a vapore, il muso degli aeroplani in caso di pioggia (in cui gocce di liquido impattano su una superficie). Le pressioni che vengono esercitate sulla superficie sono molto elevate e il meccanismo di usura coinvolto è la fatica superficiale.

Un caso particolare di questo processo è l'usura erosiva per cavitazione. Quando in una regione di liquido la pressione diventa minore della tensione di vapore del liquido stesso, ad esempio per un aumento locale della velocità del fluido, si formano delle bolle di vapore. Queste bolle vengono trascinate dal fluido e possono collassare formando uno spruzzo (*jet*) di liquido che impatta sulla superficie del componente, innescando un fenomeno erosivo.

Componenti che sono interessati da questo processo sono, ad esempio, palette delle turbine, parti di pompe, cuscinetti ad alta velocità, eliche marine. Gli effetti della cavitazione comprendono anche vibrazioni, perdita di efficienza e rumorosità.

5.3.6 Meccanismi di usura e Processi

A conclusione della presentazione dei principali processi di usura, la Tabella IV.6 riassume il collegamento tra meccanismi e processi e fornisce alcuni esempi di sistemi tribologici interessati da questi fenomeni.

Processi di usura	Maccanismi di usura	Esempi di sistemi tribologici		
Strisciamento	Adesione Tribossidazione (abrasione)	Cuscinetti a strisciamento Sistemi camma-punteria Slitte Accoppiamento disco freno-pastiglia Utensili da taglio Stampi per forgiatura, trafilatura, estrusione		
Sfregamento (fretting)	Adesione Tribossidazione	Collegamenti ad attrito e flangiati Rivettature e bullonature Contatti di interruttori elettrici		
Rotolamento	Fatica superficiale	Cuscinetti volventi Sistemi camma-punteria		
Strisciamento- rotolamento	Fatica superficiale Adesione (Tribossidazione)	Ruote dentate Contatto ruota-rotaia Cilindri di laminazione		
Fatica superficiale Impatto (Adesione) (Tribossidazione)		Sistemi di martellatura Chiusure di stampi		

Tabella IV.6 - Processi di usura e meccanismi di usura predominanti nel caso di alcuni sistemi tribologici (tratto da Straffelini G., Attrito e usura, Tecniche Nuove, Milano, 2005).
segue TABELLA IV.6

Processi di usura	Meccanismi di usura	Esempi di sistemi tribologici
Abrasione da particelle dure	Abrasione	Macinazione e frantumazione dei metalli Trasporto materiali particellari Mole abrasive Stampi della metallurgia delle polveri Estrusori
Erosione	Abrasione	Tubazioni e giranti per <i>slurry</i> Cicloni separatori Palette di turbine e compressori Sistemi di taglio <i>water jet</i> Processi di sabbiatura
Erosione per cavitazione	Fatica superficiale	Palette di turbine e compressori Parti di pompe Eliche marine Cuscinetti a strisciamento ad alta velocità

5.4 Metodi di controllo dell'usura

Allo scopo di controllare e ridurre i fenomeni di usura, si può intervenire sia a livello di progettazione del componente, che della scelta dei materiali. Spesso è impossibile evitare completamente l'usura di due componenti a contatto e quindi si cercano di realizzare le migliori condizioni per le quali il deterioramento delle superfici sia il più blando possibile.

Dal punto di vista della progettazione si deve tener conto delle forze e delle velocità in gioco. Inoltre è possibile prevedere un sistema di lubrificazione in cui un lubrificante (liquido, semi-solido o solido) permetta di ridurre il contatto delle superfici o anche di separarle, riducendo così il coefficiente di attrito.

Oltre a scegliere materiali che abbiano durezze appropriate e che non siano compatibili tra loro, si può provvedere all'utilizzo di rivestimenti che proteggano la superficie e conferiscano elevata durezza superficiale al componente. Per i processi di usura descritti sono possibili i provvedimenti di seguito descritti.

5.4.1 Usura per strisciamento

Per ridurre o controllare l'usura per strisciamento si possono considerare alcune linee guida:

• Per lo strisciamento a secco dei materiali metallici, fare in modo di avere usura tribossidativa e non adesiva (pressione di contatto, velocità di strisciamento e temperatura superficiale sufficientemente basse; durezza dei materiali elevate).

- Utilizzare accoppiamenti con materiali di durezze simili. Se, però, uno dei due componenti è facilmente sostituibile, può essere realizzato in un materiale meno duro in modo che sia l'unico a danneggiarsi.
- Evitare di accoppiare materiali tribologicamente compatibili (preferire accoppiamenti metallo-polimero, metallo-ceramico o ceramico-polimero).
- Nell'uso dei polimeri, verificare che la temperatura superficiale non superi un valore critico; se i polimeri sono rinforzati verificare che il materiale antagonista sia più duro (30%) delle fibre di rinforzo.
- Utilizzare o migliorare la lubrificazione, cercando di avere lubrificazione fluida. Quando questo non è possibile (lubrificazione mista o limite) verificare di non avere condizioni adatte all'insorgere di *scuffing*.
- Utilizzare materiali autolubrificanti (quando non è possibile usare lubrificanti liquidi).
- Controllare che il sistema tribologico non sia contaminato da particelle abrasive.
- Riprogettare il sistema tribologico (ridurre i carichi applicati e cercare di avere contatti con rotolamento).

Non esiste una procedura universale per prevedere le condizioni che provocano *scuffing*. Molto spesso si valuta la temperatura superficiale e si verifica che sia inferiore al valore critico. In ogni caso è importante tenere conto che le seguenti condizioni sfavoriscono l'insorgere dello *scuffing*:

- elevato valore del fattore lambda;
- elevata temperatura del lubrificante;
- elevata conducibilità termica dei materiali a contatto;
- elevata resistenza al degrado termico del lubrificante;
- elevata attitudine del lubrificante a bagnare i corpi a contatto;
- buona capacità dei frammenti di ossidi di agglomerarsi e formare strati tribologici protettivi;
- basso valore dell'attrito a secco.

5.4.2 Usura per sfregamento

La limitazione dell'usura da *fretting* può essere conseguita utilizzando varie strade:

- riduzione dell'ampiezza di oscillazione e aumento della pressione di contatto nominale e dell'attrito;
- impiego di oli o grassi lubrificanti (riduzione dei fenomeni ossidativi) e aumento dell'ampiezza di oscillazione;
- riduzione dell'attrito (utilizzando lubrificanti) per diminuire gli sforzi di trazione superficiali nel caso di regime 2.

5.4.3 Usura per rotolamento-strisciamento

Per ridurre o controllare l'usura per rotolamento-strisciamento si possono considerare alcune linee guida:

- Riprogettare il sistema tribologico riducendo le pressioni di contatto.
- Usare materiali con elevata durezza.
- Se si utilizzano materiali induriti superficialmente, verificare che lo spessore efficace di indurimento sia sufficiente.
- Usare materiali omogenei e di elevata qualità (basso contenuto di inclusioni o difettosità).
- Migliorare il regime di lubrificazione aumentando il fattore lambda (ridurre la rugosità dei corpi o aumentare lo spessore del meato). Se lambda è maggiore di 3 la lubrificazione è fluida e la resistenza alla fatica superficiale è massima.
- Evitare che particelle abrasive contaminino il lubrificante.
- Ridurre la componente di strisciamento per limitare il pericolo di scuffing.
- Impiegare lubrificanti additivati se le pressioni di contatto sono molto elevate.
- In accoppiamento con acciai in condizioni di lubrificazione mista o limite può essere utile l'utilizzo di ghise o leghe di rame ad alta resistenza.
- Nel caso di assenza di lubrificazione si possono seguire le indicazioni date per l'usura per strisciamento.

5.4.4 Usura abrasiva da particelle dure

Per ridurre l'usura abrasiva con alti sforzi di contatto si possono tenere presenti i seguenti aspetti:

- Scegliere materiali con elevata durezza e adeguata tenacità alla frattura.
- La tenacità alla frattura è da considerare soprattutto quando si possono verificare anche degli urti.
- I componenti devono essere facilmente sostituibili, dato che questo tipo di usura è molto intenso.
- I materiali devono avere costi limitati, data la frequenza di sostituzione dei pezzi.

Per controllare l'usura abrasiva con bassi sforzi di contatto sono utili le seguenti indicazioni:

- Eliminare o ridurre la presenza di particelle abrasive (filtri, sistemi schermanti).
- Riprogettare il sistema riducendo le pressioni di contatto.
- Scegliere materiali che abbiano una durezza maggiore del 30% rispetto alle particelle abrasive.

5.4.5 Usura erosiva

Per minimizzare l'usura erosiva da particelle dure possono essere seguite le seguenti indicazioni:

- Ridurre la quantità di particelle erosive (filtrazione).
- Ridurre la velocità di impatto delle particelle (legata alla velocità del fluido che le trasporta).
- Tenere conto della velocità e dell'angolo di impatto nella scelta dei materiali.

Per quanto riguarda l'usura erosiva da gocce liquide, dal momento che il meccanismo coinvolto è la fatica superficiale, possono considerarsi valide le indicazioni date per l'usura per rotolamento-strisciamento (paragrafo 5.4.3).

Bibliografia

La presente bibliografia, da non considerarsi per nulla esaustiva, riporta solo alcuni tra i testi di riferimento del settore, suddivisi per tematica. Nell'ambito di ciascuna tematica si è scelto di indicare, ove possibile, anche alcuni testi in italiano per facilitare il lettore non avvezzo all'uso della lingua inglese.

Opere di carattere generale sui materiali metallici

- Askeland D. R., *The Science of Engineering Materials*, 5^a ed., Nelson Engineering, Florence, Kentucky, 2006.
- ASM Handbook Committee, *Metals Handbook*, ASM International, Metals Park, Ohio (Questa eccellente collana di volumi dedicati alla scienza ed alla tecnologia dei materiali metallici viene periodicamente aggiornata: alcuni volumi sono ormai giunti alla 10^a edizione. La data di pubblicazione sotto indicata si riferisce all'ultima edizione disponibile on-line, previo abbonamento, sul sito <u>http://products.asminternational.org</u>)

Vol. 1 - Properties and Selection: Irons and Steels and High-Performance Alloys, 1990.

Vol. 2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, 1990.

Vol. 3 - Alloy Phase Diagrams, 1992.

- Vol. 4 Heat Treating, 1991.
- Vol. 5 Surface Engineering, 1994.
- Vol. 6 Welding, Brazing, and Soldering, 1993.
- Vol. 7 Powder Metal Technologies and Applications, 1998.
- Vol. 8 Mechanical Testing and Evaluation, 2000.
- Vol. 9 Metallography and Microstructures, 2004.
- Vol. 10 Materials Characterization, 1992.

- Vol. 11 Failure Analysis and Prevention, 2002.
- Vol. 12 Fractography, 1987.
- Vol. 13A Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, 2003.
- Vol. 13B Corrosion: Materials, 2003.
- Vol. 13C Corrosion: Environments and Industries, 2006.
- Vol. 14A Metalworking: Bulk Forming, 2005.
- Vol. 14B Metalworking: Sheet Forming, 2005.
- Vol. 15 Casting, 2008.
- Vol. 16 Machining, 1995.
- Vol. 17 Nondestructive Evaluation and Quality Control, 1992.
- Vol. 18 Friction, Lubrication and Wear Technology, 1992.
- Vol. 19 Fatigue and Fracture, 1996.
- Vol. 20 Materials Selection and Design, 1997.
- *Vol. 21 Composites*, 2001.
- Vol. 22A Fundamentals of Modeling for Metals Processing, 2010.
- Vol. 22B Metals Process Simulations, 2010.
- Burdese A., *Metallurgia e tecnologia dei materiali metallici*, UTET, Torino, 1992.
- Callister W.D., *Material Science and Engineering: An Introduction*, 7^a ed., John Wiley & Sons, New York, 2007 (trad. it., Caneva C. (a cura di), *Scienza e ingeneria dei materiali un'introduzione*, 2^a ed., Edises, Roma, 2007).
- Cahan R.W., Haasen P. (a cura di), *Physical Metallurgy*, 3 voll., 4^a ed., Elsevier, Amsterdam, 1996.
- Campbell F.C. (a cura di), *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*, ASM International, Metals Park Ohio, 2008.
- Chandler H., *Metallurgy for Non-Metallurgist*, ASM International, Metals Park, Ohio, 1998.
- Cibaldi C., *I criteri di scelta e di trattamento degli acciai da costruzione e da utensili*, 5 voll., AQM, Provaglio d'Iseo (BS), 2006-2010.
- Krauss G., *Steels: Processing, Structure, and Performance*, ASM International, Metals Park, Ohio, 2005.
- Nicodemi W., Metallurgia, 2ª ed., Zanichelli, Bologna, 2007.
- Nicodemi W., Acciai e leghe non ferrose, 2ª ed., Zanichelli, Bologna, 2008.
- Schindler A. et al., *Conoscere l'acciaio speciale*, 5 voll., Sipiel, Milano, 1998-2001.
- Totten G. (a cura di), *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*, CRCnet base, Taylor & Francis, London, 2007.
- Thelning K.-E., *Steel and its Heat Treatment*, Bofors Handbook, Butterworth, London, 1975.

Opere di carattere generale sulla resistenza dei materiali e sulla metallurgia meccanica

Oltre a quanto riportato sui volumi del *Metals Handbook*, in particolare il *Vol. 1 - Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys,* il *Vol. 2 - Properties and Selection: Non Ferrous Alloys and Special-Purpose Materials* e il *Vol. 8 - Mechanical Testing and Evaluation,* si consiglia anche:

- Belloni G., Lo Conte A., Costruzioni di macchine, Hoepli, 2002.
- Dieter G.E., Mechanical Metallurgy, McGraw Hill, London, 1988.
- Juvinal R. C., Marshek K. M., *Fundamentals of Machine Component Design*, 3^a ed., John Wiley & Sons, New York, 1983.
- Niemann G., Winter H., Höhn B.-R., *Manuale degli organi delle macchine*, Tecniche Nuove, Milano, 2006 (trad. it. *Maschinenelemente*, 4 voll., Springer Verlag, Berlin, 4^a ed., 2005).
- Peterson R.E., *Stress Concentration Factors*, John Wiley & Sons, Ney York, 1974.
- Shigley J.L., Mitchell L.D., *Mechanical Engineering Design*, 4^a ed., McGraw Hill, New York, 1983.
- Vergani L., Meccanica dei materiali, McGraw-Hill, 2001.

Opere di carattere generale sulla Failure Analysis

Oltre a quanto riportato sui volumi del *Metals Handbook*, in particolare il *Vol. 11 - Failure Analysis and Prevention* e il *Vol. 12 - Fractography*, si consiglia anche:

- Das A.K., Metallurgy of Failure Analysis, McGraw-Hill, New York, 1996.
- Brooks C.R., Choudhuri A., *Metallurgical Failure Analysis*, McGraw-Hill, New York, 1993.
- Kletz T., *Learning from Accidents*, 3^a ed., Butterworth-Heinemann, Boston, 2001.
- Kletz T., What Went Wrong?, 4ª ed., Elsevier, Oxford, 1999.
- Lees F.P., *Loss Prevention in the Process Industries*, 3 voll., 2^a ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, 1996.
- Mobley R.K., *Root Cause Failure Analysis*, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1999.
- Nishida S., *Failure Analysis in Engineering Applications*, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1992.
- Wulpi D. J., *Understanding How Components Fail*, 2^a ed., ASM International, Metals Park, Ohio, 2000.

Opere di carattere generale sulla meccanica della frattura e sulla fragilità Oltre a quanto riportato sui volumi del *Metals Handbook*, in particolare il *Vol.* 8 - *Mechanical Testing and Evaluation*, il *Vol.* 12 - *Fractography* e il *Vol.* 19 -*Fatigue and Fracture*, si consiglia anche:

- Borruto A., Meccanica della frattura, Hoepli, Milano, 2002.
- Broek D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Kluwer, Boston, 1982.
- Gugliotta A., *Introduzione alla meccanica della frattura elastica lineare*, 2^a ed., Levrotto & Bella, Torino, 2002.
- Hertzberg R.W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 4^a ed., John Wiley & Sons, New York, 1996.

Opere di carattere generale sulla fatica

Oltre a quanto riportato sui volumi del *Metals Handbook*, in particolare il *Vol.* 8 - *Mechanical Testing and Evaluation* ed il *Vol.* 19 - *Fatigue and Fracture*, si consiglia anche:

- Bannantine J.A. et al., *Fundamentals of Metal Fatigue Analysis*, Prentice Hall, 1990.
- Brand A. et al., *Données Technologiques sur la Fatigue*, CETIM, France, 1992.
- Fuchs H.O., Stephens R.I., *Metal Fatigue in Engineering*, John Wiley & Sons, New York, 1980.
- Lee Y.-L. et al., *Fatigue Testing and Analysis*, Butterworth Heinemann, 2005.
- Murakami Y., Metal Fatigue, Elsevier, Oxford, 2002.
- Rice R.C. (a cura di), *Fatigue Design Handbook*, 2^a ed., SAE Society of Automotive Engineering, 1989.
- Suresh S., *Fatigue of Materials*, 2^a ed., Cambridge University Press, Cambridge, 2001.

Opere di carattere generale sulla corrosione

Oltre a quanto riportato sui volumi del *Metals Handbook*, in particolare il *Vol.* 13 - *Corrosion (A, B e C)*, si consiglia anche:

- Ahmad Z., *Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control*, Elsevier, Amsterdam, 2006.
- Bianchi G., Mazza F., *Corrosione e protezione dei metalli*, 3^a ed., Masson, Milano, 1989.

- During E.D.D., Corrosion Atlas, 2 voll, 2ª ed., Elsevier, Amsterdam, 1991
- Fontana M.G., Greene N.D., *Corrosion Engineering*, 3^a ed., McGraw-Hill, New York, 1987.
- Lai G.Y., *High-Temperature Corrosion of Engineering Alloys*, 2^a ed., ASM International, Metals Park Ohio, 1996.
- Pedeferri P., *Corrosione e protezione dei materiali metallici*, Polipress, Milano, 2010.
- Shreir L.L., Jarman R.A., Burstein G.T., *Corrosion*, 2 voll., 3^a ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, 1994.

Opere di carattere generale sull'usura

Oltre a quanto riportato sui volumi del *Metals Handbook*, in particolare il *Vol. 18 - Friction, Lubrication and Wear Technology*, si consiglia anche:

- Neale M.J., *The Tribology Handbook*, 2^a ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, 1995.
- Peterson M.B., Winer W.O., *Wear Control Handbook*, ASME American Society of Mechanical Engineers, New York, 1980.
- Rabinowicz E., *Friction and Wear of Materials*, John Wiley and Sons, New York, 1995.
- Stachowiak G.W., Batchelor A.W., *Engineering Tribology*, Butterworth-Heinemann, Boston, 2001.
- Straffelini G., Attrito e usura, Tecniche Nuove, Milano, 2005.
- Zum Gahr K.-H., *Microstructure and wear of materials*, Elsevier, Amsterdam, 1987.