

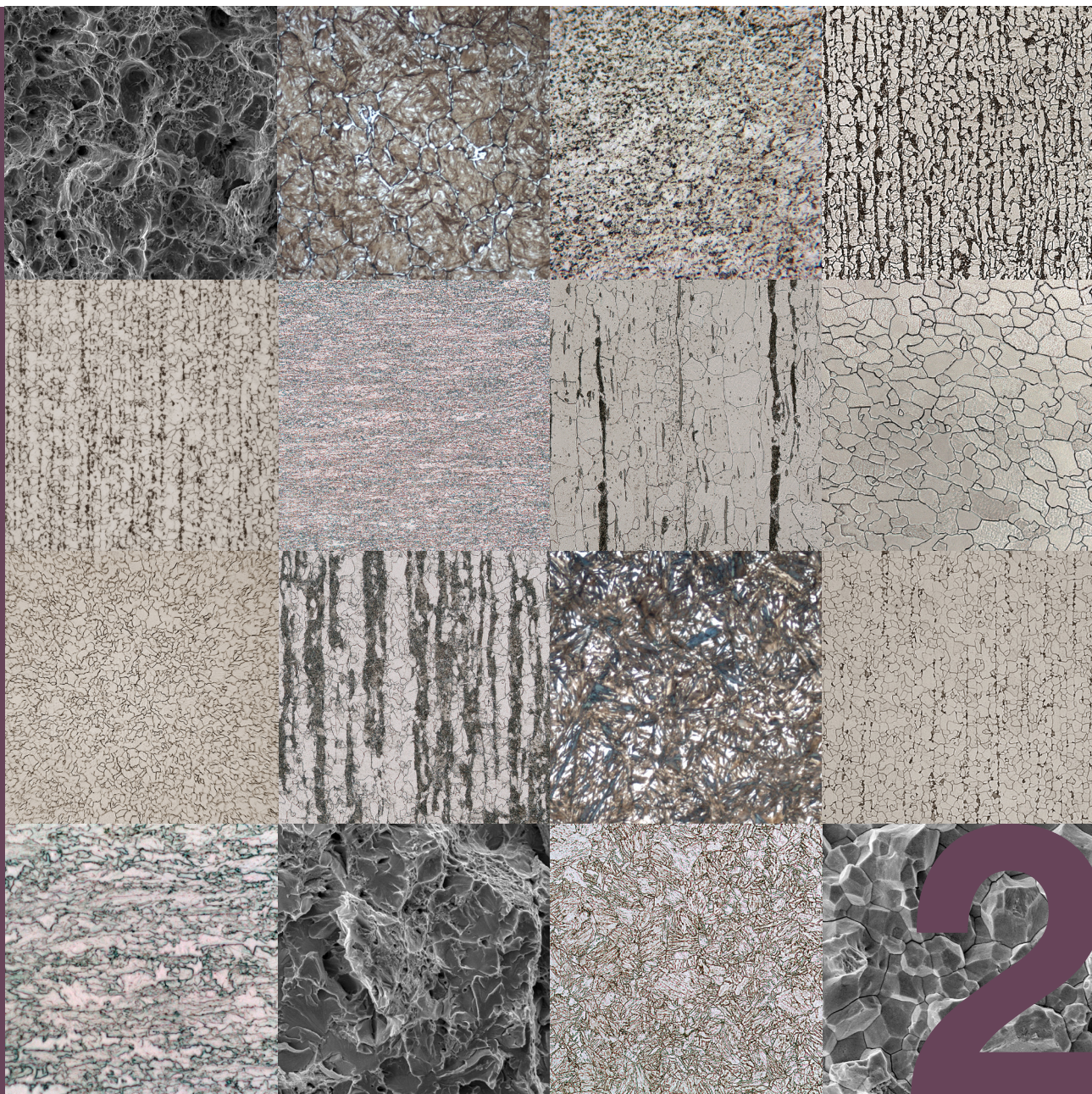


POLITECNICO
MILANO 1863

DIPARTIMENTO DI MECCANICA

Metallurgia degli acciai

Parte seconda



Marco V. Boniardi e Andrea Casaroli



TRAFILIX
INDUSTRIES

(Marco)

Questo libro è dedicato a Marcella
che ogni giorno mi tiene nel suo cuore.

(Andrea)

Ai miei genitori e a chi, come loro,
lavora silenziosamente per migliorare se stesso
e ciò che lo circonda.

Finché non ci si impegna, allora regnano l'esitazione, la possibilità di tirarsi indietro e, sempre, l'inefficacia. A proposito di ogni gesto di iniziativa c'è una verità elementare, ignorare la quale vuol dire uccidere un'infinità di idee e splendidi progetti: nel momento in cui ci si impegna definitivamente, allora anche la Provvidenza inizia a muoversi. Cominciano a succedere cose che altrimenti non sarebbero mai accadute. Un intero flusso di eventi scaturisce dalla decisione, portando a favore di chi si impegna ogni sorta di accadimento imprevisto, ogni incontro, ogni assistenza materiale, come nessuno avrebbe mai potuto immaginare. Qualsiasi cosa puoi fare o sogni di poter fare, comincia a farla. Nell'ardimento ci sono genio, potere e magia. Comincia. Ora.

Attribuita a Johann Wolfgang Goethe, 1749-1832.



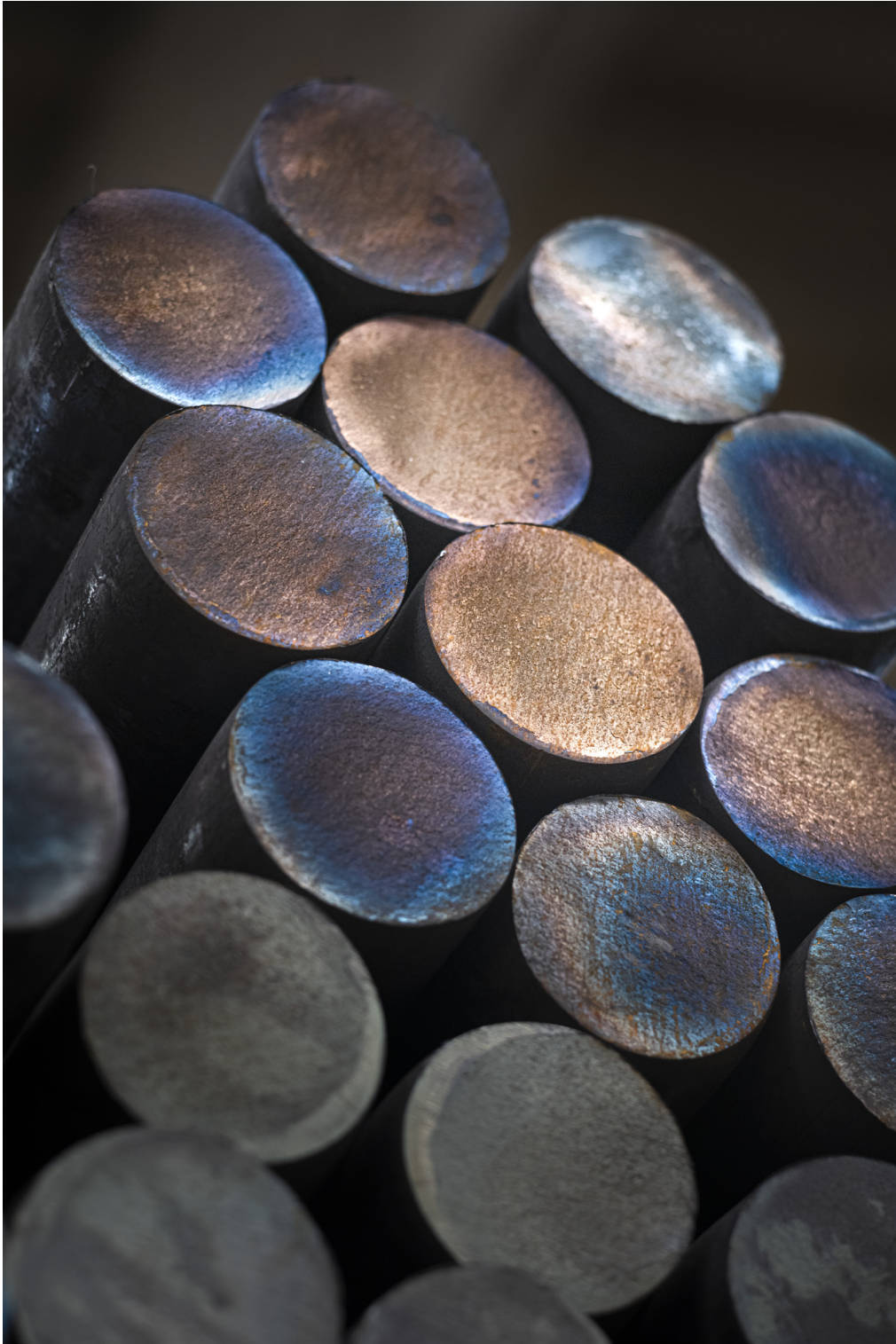
INDICE

Prefazione.....	pag. 9
Ringraziamenti.....	pag. 13
1. Le prove meccaniche degli acciai.....	pag. 21
2. La prova di trazione degli acciai.....	pag. 25
2.1 Sforzo e deformazione	
2.2 Caratteristiche della prova di trazione	
2.3 Il comportamento duttile o fragile degli acciai nella prova di trazione	
2.4 Sforzo reale e deformazione reale	
3. Le prove di durezza degli acciai.....	pag. 41
3.1 La durezza degli acciai	
3.2 La prova di durezza Brinell	
3.3 La prova di durezza Vickers	
3.4 La prova di durezza Rockwell	
4. La prova di resilienza degli acciai.....	pag. 53
4.1 Tenacità e fragilità	
4.2 La prova di resilienza	
4.3 La curva di transizione	
4.4 Metallurgia degli acciai e resilienza	
5. Il cedimento duttile e fragile degli acciai.....	pag. 69
5.1 I meccanismi di cedimento	
5.2 Frattura per coalescenza di micro-vuoti (<i>dimples</i>)	
5.3 Frattura per clivaggio transgranulare	
5.4 Frattura in modo misto	
5.5 Frattura intergranulare	

6. La fatica degli acciai.....	pag. 83
6.1 Cos'è la fatica	
6.2 Le fratture per fatica	
6.3 La curva di Wöhler	
6.4 Determinazione sperimentale della curva di Wöhler	
6.5 Stima del limite di fatica di un acciaio	
6.6 Il comportamento a fatica di un materiale e il comportamento a fatica di un componente	
7. Classificazione degli acciai e normativa.....	pag. 113
7.1 Possibili classificazioni degli acciai	
7.2 La normativa europea degli acciai	
7.3 Cosa sono le norme tecniche	
7.4 Chi redige ed emana le norme tecniche	
7.5 A cosa servono le norme tecniche	
8. Gli acciai da costruzione di uso generale.....	pag. 127
9. Gli acciai da costruzione a bassa resistenza	pag. 131
9.1 Introduzione	
9.2 Acciai al solo carbonio per impieghi strutturali (<i>Carbon Steels</i>)	
9.3 Acciai automatici (<i>Free Cutting Steels</i> o <i>Free Machining Steels</i>)	
9.4 Acciai da profondo stampaggio e per formatura a freddo	
9.5 Acciai IF (<i>Interstitial Free</i>)	
9.6 Acciai BH (<i>Bake Hardening</i>)	
10. Gli acciai da costruzione a media resistenza.....	pag. 151
10.1 Introduzione	
10.2 Acciai al carbonio-manganese per impieghi strutturali (<i>C-Mn Steels</i>)	
10.3 Acciai resistenti alla corrosione atmosferica (<i>Weathering Steels</i>)	
10.4 Acciai HSLA (<i>High Strength Low Alloy</i>)	
11. Gli acciai da costruzione ad alta resistenza.....	pag. 167
11.1 Introduzione	
11.2 Acciai DP (<i>Dual Phase</i>)	
11.3 Acciai TRIP (<i>TRansformation Induced Plasticity</i>)	
11.4 Acciai CP (<i>Complex Phase</i>)	
11.5 Acciai MS (<i>Martensitic Steels</i>)	

12. Gli acciai speciali da costruzione	pag. 181
12.1 Cosa sono gli acciai speciali da costruzione	
12.2 Gli elementi di lega degli acciai speciali da costruzione	
12.3 Classificazione ed identificazione	
12.4 Stima della resistenza meccanica degli acciai speciali da costruzione	
13. Gli acciai da bonifica.....	pag. 193
13.1 Cosa sono gli acciai da bonifica	
13.2 Metallurgia degli acciai da bonifica	
13.3 Criteri di scelta degli acciai da bonifica	
13.4 Il ciclo tecnologico degli acciai da bonifica	
14. Gli acciai per tempra superficiale e il loro trattamento.....	pag. 211
14.1 Cos'è la tempra superficiale e quali acciai si usano	
14.2 La tempra superficiale ad induzione	
14.3 La tempra superficiale alla fiamma	
14.4 la tempra superficiale laser	
15. Gli acciai autotemperanti.....	pag. 229
16. Gli acciai per molle.....	pag. 235
16.1 Cosa sono gli acciai per molle	
16.2 Metallurgia degli acciai per molle	
16.3 Tipologie degli acciai per molle	
16.4 Il ciclo tecnologico degli acciai per molle	
17. Gli acciai da cementazione e il loro trattamento.....	pag. 247
17.1 Cos'è e a cosa serve il trattamento di cementazione	
17.2 La cementazione dell'acciaio	
17.3 I processi di cementazione più comuni	
17.4 Altri processi di cementazione	
17.5 Il trattamento termico di tempra e il rinvenimento degli acciai da cementazione	
17.6 Caratteristiche degli strati cementati	
17.7 Le principali tipologie degli acciai da cementazione	

18. Gli acciai da nitrurazione e il loro trattamento.....	pag. 273
18.1 Cos'è e a cosa serve il trattamento di nitrurazione	
18.2 La nitrurazione dell'acciaio	
18.3 Morfologia e caratteristiche degli strati nitrurati	
18.4 La nitrurazione gassosa	
18.5 La nitrurazione ionica	
18.6 La nitrurazione in bagno di sali	
18.7 Nitrurazione ed ossidazione	
18.8 Gli acciai da nitrurazione	
18.9 La nitrurazione delle altre famiglie di acciai	
Consigli bibliografici.....	pag. 293
Bibliografia.....	pag. 295





PREFAZIONE

Siamo all'atto conclusivo di un percorso intrapreso alcuni anni fa, un lungo viaggio che oggi si chiude con il terzo volume della trilogia iniziata con "*Gli acciai inossidabili*" e proseguita con "*Metallurgia degli acciai - parte prima*" di cui questo libro costituisce la seconda, ed ultima, parte.

Un lavoro complesso, ma che con tenacia, passione e perseveranza è stato completato, mantenendo fede alla promessa fatta sin dalla presentazione del primo volume: illustrare i fondamenti principali della metallurgia degli acciai partendo "dal basso", con un approccio lineare e semplice (ma non semplicistico).

La speranza è quella di aver fatto un buon lavoro e di aver messo insieme una trilogia utile sia per gli studenti, sia per coloro che già lavorano nel settore metallurgico.

Anche se, cronologicamente, le cose sono andate diversamente, il percorso scientifico e culturale che definisce i tre volumi vorrebbe essere il seguente:

- *Metallurgia degli acciai - parte prima*, dove si tratta la fisica dei metalli, i diagrammi di stato, le microstrutture e i trattamenti termici;
- *Metallurgia degli acciai - parte seconda*, dove si esaminano le prove meccaniche e le tipologie di acciai di maggior rilevanza industriale, sia comuni che speciali;
- *Gli acciai inossidabili*, dove viene descritta in modo specifico questa importante famiglia di acciai resistenti alla corrosione.

Merito assoluto di questo importante lavoro va agli autori, Marco Boniardi e Andrea Casaroli, che oltre a credere fortemente nel progetto hanno saputo utilizzare con maestria "l'arte del comunicare". Un plauso anche al Gruppo Lucefin che, da sempre, ha fortemente voluto e sostenuto l'iniziativa.

Si è trascurato qualcosa? Probabilmente sì, ma riteniamo che almeno il 95% di ciò che serve per conoscere le questioni fondamentali della metallurgia degli acciai sia ben presente nei nostri tre volumi.

Le cose che mancano sono poche e molto specifiche, come gli acciai per utensili, gli acciai per funi, gli acciai per cuscinetti e quelli per impieghi ad alta e bassa temperatura: in pratica non più dell'1-2% del mercato.

Un ultimo pensiero va ad una tematica sempre più importante per tutto il settore siderurgico: la "sostenibilità" dei processi di produzione e trasformazione dell'acciaio. Questo tema costituisce una sfida che non può essere vinta senza l'impegno di chi vive quotidianamente il nostro mestiere con passione. Speriamo vivamente che questa collana di libri possa contribuire ad aprire nuove strade in grado di oltrepassare i limiti attuali.

Noi continueremo a guardare con attenzione a cosa ci riserverà il futuro tra tecnologia e innovazione... sempre pronti a rendervi partecipi dei nuovi cambiamenti.

Giorgio Buzzi, Esine - BS - 3 ottobre 2022







RINGRAZIAMENTI

Con *Metallurgia degli Acciai - parte seconda* io e Andrea abbiamo raggiunto quota tre! ...e tre libri, lasciatecelo dire, sono un bell'impegno se si vuole fare un lavoro serio ed utile per i lettori.

L'ho già detto in passato ma qui vale la pena ribadirlo: senza Andrea non avrei mai combinato nulla di tutto ciò. Grazie!

Questo terzo volume, però, apre spazio ad un compito non facile: scrivere dei ringraziamenti originali senza rischiare di ripetersi con quanto già indicato nei due libri pubblicati in precedenza.

L'unico modo per dire qualcosa di nuovo è allora partire dall'inizio, dai primi passi. Qui preferisco parlare in prima persona, dato che ai tempi lo stretto rapporto umano e professionale con Andrea non era ancora nato. Ho appreso i rudimenti della metallurgia quasi quarant'anni fa, vale a dire quando frequentavo gli insegnamenti universitari del corso di laurea in ingegneria meccanica al Politecnico di Milano.

Lì ho conosciuto il prof. Giuseppe Silva (insegnamento di *Metallurgia*, 1986), il prof. Mario Balbi (insegnamento di *Elettrotermia ed Elettrometallurgia*, 1988) e il prof. Walter Nicodemi (insegnamento di *Siderurgia e Impianti siderurgici*, 1988): sono stati i miei maestri ed è doveroso ringraziarli. A questi miei ex-professori, sotto i quali ho poi mosso i primi passi come ricercatore, è opportuno aggiungere anche il prof. Pietro Pedferri (insegnamento di *Corrosione e protezione dei materiali metallici*, 1987).

Sarà un caso ma in tutti gli esami sopra elencati riuscii sempre a prendere 30 (con lode nel caso di *Metallurgia*)... e di 30 nella mia carriera universitaria non ne ho presi tanti, credetemi. Forse andò così perché quei professori erano particolarmente affabili e cordiali (io, in fondo, vado sempre un po' a simpatie) o forse perché gli argomenti che raccontavano erano appassionanti e stimolanti. Chissà: la vita è fatta di persone e quelli sono stati gli incontri che mi hanno portato su questa strada. O come ha detto qualcuno: "La scelta di un giovane non dipende solo dalla sua inclinazione, ma anche dalla fortuna di incontrare un grande maestro." Queste persone mi hanno anche insegnato cose che adesso, forse, sono un po' passate di moda. Mi hanno spiegato che "prima di scrivere qualcosa, bisogna aver qualcosa di interessante da dire" o che "bisogna essere ben consapevoli di cosa si va a raccontare in giro". La stessa cosa me la dissero prima di mandarmi in aula a fare lezione o ad un qualsiasi convegno: "bisogna essere ben preparati, senno' si rischiano brutte figure... e noi non dobbiamo fare figure". Inoltre mi hanno insegnato il rispetto per tutte le persone, per chi ha esperienza alle spalle e per chi sta imparando.

Io e Andrea dobbiamo poi ricordare tutti i nostri studenti di ingegneria meccanica del Politecnico di Milano (sedi di Bovisa, Leonardo, Lecco e Piacenza) e dell'Università di Pavia. Attraverso loro abbiamo capito che la lucidità e la chiarezza delle spiegazioni è cosa importantissima. E che il racconto di una materia non deve essere asettico, ma intriso di suggestioni.

Come per i due volumi precedenti, molti studenti hanno dato un notevole contributo per rivedere le bozze finali di questo terzo libro: verso di loro abbiamo un grosso debito di riconoscenza. Con alcuni ex-studenti abbiamo anche avuto la fortuna di stringere rapporti di amicizia, altri li abbiamo persi di vista. Pazienza. Tutti li portiamo nel cuore: speriamo solo che in loro sia rimasto un buon ricordo di noi e di quel che abbiamo cercato di trasmettere.

Ci sono sempre di grande conforto i commenti che, ogni anno, riceviamo dagli studenti al termine dei corsi universitari. Ad esempio (valutazione della didattica 2020/2021, commenti anonimi): "Il professore è una persona appassionata del proprio lavoro e sa rendere interessante anche l'argomento più noioso. Spiegazioni più che chiare; è impossibile non capire. Apprezzo molto che non abbia dato per scontato che un alunno del primo anno sappia già come funziona una macchina utensile o come si smonta un motorino (come invece è accaduto in altri corsi). Molto rincuorante vedere professori con interessi nella vita diversi dall'ingegneria (a volte al Politecnico sembra di vivere in uno stereotipo: ingegnere = Formula 1). Ultimo, ma non meno importante: sa parlare l'italiano come si deve."

Cosa si può dire dopo aver letto commenti come questi? Nulla. Siamo semplicemente contenti, forse abbiamo fatto un buon lavoro. L'insegnante deve essere un esempio per gli studenti. Andare in aula non è "una delle tante cose da fare": è molto di più, è una missione! Come ha scritto Ermanno Ferretti in *Per chi suona la campanella* (2011): "Per essere buoni insegnanti non si deve amare solo la cultura, ma soprattutto i giovani. Se ami solo la tua materia diventi un frustrato."

In questo elenco sia che io che Andrea vogliamo ricordare tutti i colleghi della sezione "Materiali per applicazioni meccaniche" del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano, con cui quotidianamente ci confrontiamo sui temi della metallurgia: Maurizio Vedani, Carlo Mapelli, Elisabetta Gariboldi, Barbara Rivolta, Nora Lecis, Fabrizio D'Errico, Silvia Barella, Riccardo Gerosa, Riccardo Casati, Davide Mombelli, Andrea Gruttadauria, Enrique Mariano Castrodeza.

Vogliamo qui citare anche i tecnici dei laboratori del Dipartimento di Meccanica con cui siamo (o siamo stati) a stretto contatto. Grazie a Piero Pellin, Maurizio Pardi, Luca Signorelli, Lorenzo Giudici, Ludovica Rovatti e Michael Ishola Rasheed: il vostro aiuto è (è stato) insostituibile. Non possiamo poi dimenticare la carissima Cinzia Farina della nostra segreteria: per lei un grande abbraccio.

Parlare di metallurgia senza chiamare in causa il mondo industriale non ha senso: da sempre, infatti, il settore metallurgico e metalmeccanico è alla base della piccola, media e grande impresa italiana. Sarebbe un grave errore perdere di vista questo tema fondamentale dell'ingegneria.

Molte persone, provenienti dall'industria, ci hanno dato una mano importante nel corso di questi anni. Più che i singoli (non ce ne vogliate), vorremmo qui elencare le aziende che per noi hanno avuto il maggior impatto, anche se alcune non esistono più o hanno cambiato proprietà: Siderurgica Santo Stefano, Trattamenti Termici Nervianesi, Trafilerie Bedini (adesso Ugitech), Rodacciai, Tenaris Dalmine, Brembo, Forgiatura Vienna, Colmegna, Fomas, Bonfiglioli, De' Longhi, Candy-Hoover, Fedegari Autoclavi, Elettromeccanica Viotto, Sorgenia, Prysmian, Microcontrol, Oric Italiana, OMB, Elli Riduttori, Bodycote. Alcune di queste realtà, giova sottolinearlo, hanno creduto in noi anche quando nessuno lo avrebbe fatto.

Da non dimenticare il sostegno ricevuto dalle persone che, nei laboratori, operano nel campo della metallurgia degli acciai e delle prove meccaniche. Grazie allora a Chiara Tagliabue, Luca Bonvini, Marco Messina, Luca Giudici, Andrea Trombetta, Patrizia Maio, Matteo Borgonovo, Alessandra Marelli,

Marco Casaril, Igor Giroletti, Giovanni Rivolta, Riccardo Fossati, Elena Bresciani, Mauro Ostacoli, Cesare Certini, Gianfranco Zambarbieri, Andrea Capelli, Valentina Ferrari, Federico Bosi, Davide Biffi, Francesco Moretti, Carlo Bonora, Patrizio Brioschi, Ennio Silva.

Nel testo vi sono molte micrografie con, in calce, l'indicazione dei laboratorio che le hanno realizzate. Se aveste bisogno di contattarli, di seguito trovate i loro riferimenti completi:

- Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano, I-20156 Milano, Via La Masa, 1;
- Laboratori Hammer S.r.l., I-20017 Rho - MI - Via Risorgimento, 69/22;
- Laboratori Omeco S.r.l., I-20900 Monza - MB - Via Monviso, 56;
- Laboratori Exova S.r.l. (ora Element Materials Technology Milan S.r.l.), I-26013 Crema - CR
Via della Pierina, 9/11.
- Laboratori Bonfiglioli S.p.A. divisione Trasmital, I-47122 Forlì, Via Mattei, 12 - Z.I. Selva.

Anche se è vero che il lavoro di preparazione ed osservazione dei campioni è stato svolto dalle persone - e il nostro grazie è per loro - senza le strumentazioni dei laboratori non si sarebbe potuto fare molto.

Ultimi ma non per importanza, un immenso grazie a Giorgio Buzzi, Massimo Sperto e Vittorio Boneschi del gruppo siderurgico Lucefin che hanno creduto nel nostro lavoro, offrendoci questa importante opportunità editoriale.

Il ricordo finale va alle persone che ci sono sempre vicine e che ci sostengono ogni giorno. Per Andrea sono Pinuccia, Francesco, Elena e Pietro; per me sono Dolores, Piero, Donatella e Marcella, con un pensiero speciale per chi mi è più caro di tutti, mio figlio Davide.

Marco V. Boniardi e Andrea Casaroli, Milano 15 settembre 2022





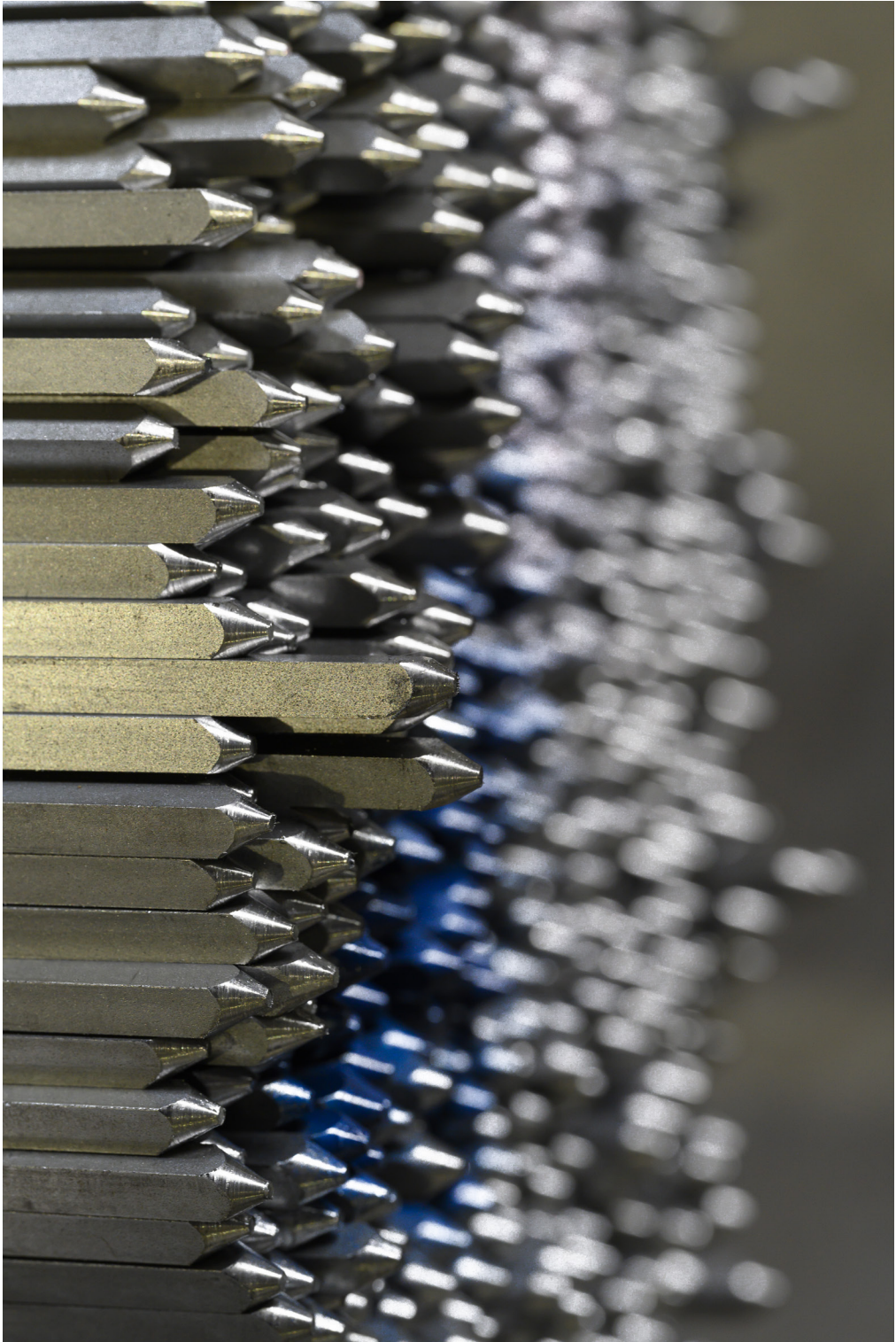


Ogni libro - e questo non fa difetto - è vivo
e vuole continuare a vivere.

Perché ciò sia possibile è necessario il vostro aiuto.
Ogni suggerimento o consiglio desideriate segnalarci
e qualsiasi immagine o micrografia vogliate inviarci,
sarà ben accetta ed anzi molto gradita.
Ci aiuterete a migliorare la qualità della prossima edizione.

Vi esortiamo a scriverci agli indirizzi
marco.boniardi@polimi.it e andrea.casaroli@polimi.it

Grazie in anticipo a tutti... per tutto!



1. LE PROVE MECCANICHE DEGLI ACCIAI

La risposta di un acciaio o di un generico materiale ad una forza applicata è da sempre una delle tematiche di maggiore interesse ingegneristico. Scopo di ogni componente meccanico è infatti quello di trasmettere i carichi di tipo statico o dinamico dovuti all'esercizio senza subire deformazioni permanenti che ne modifichino la dimensione. Inoltre, se si pensa ad un elemento di macchina o ad una parte di impianto, vi è sempre la necessità di sapere quale sia la massima sollecitazione applicabile senza che si manifesti il cedimento del sistema.

Per tutti questi motivi gli acciai vengono sottoposti a verifica in modo sistematico per definirne le proprietà resistenziali e per accertarne l'idoneità agli impieghi a cui sono destinati in fase progettuale.

Le caratteristiche meccaniche di qualsiasi acciaio possono essere misurate tramite un certo numero di prove, tutte riconducibili alle seguenti tre principali categorie (figura 1.1):

- *prove statiche o quasi-statiche*, come la prova di trazione o le prove di durezza, quando il carico viene applicato lentamente nel tempo fino ad un valore prefissato o fino alla rottura del provino;
- *prove per urto*, come la prova di resilienza, quando il carico viene applicato in modo impulsivo, fino alla rottura del provino;
- *prove periodiche*, come la prova di fatica, quando il carico viene applicato in modo ciclico nel tempo, di solito con regime sinusoidale, fino ad un numero di cicli di carico prefissato o fino alla rottura del provino.

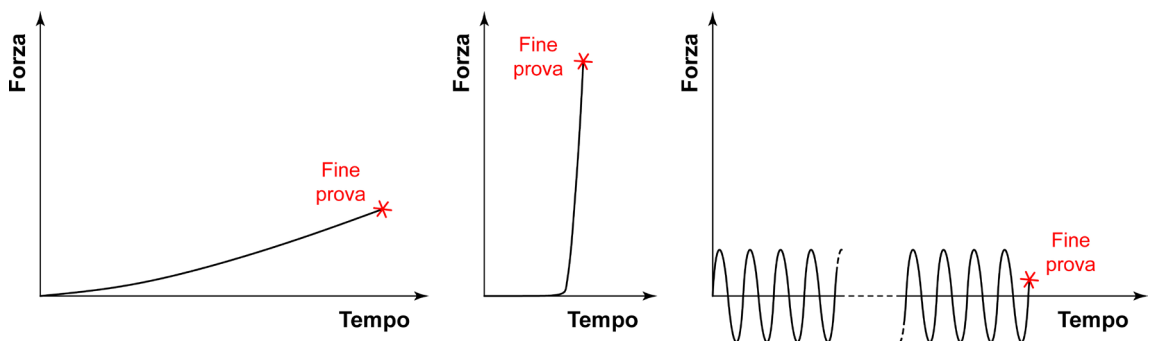


Figura 1.1 – Schematizzazione dell'andamento della forza applicata nel tempo fino alla rottura del provino per ogni tipologia di prova.

In realtà esistono altre tipologie di prova atte a caratterizzare gli acciai e, più in generale, i materiali metallici e non metallici. Nonostante esulino da questa trattazione, si ricordi che sono di interesse ingegneristico anche le *prove a carico costante* come le prove di scorrimento viscoso, quando il carico viene mantenuto inalterato nel tempo e si osserva l'allungamento del provino o la sua rottura, e le *prove tecnologiche*,

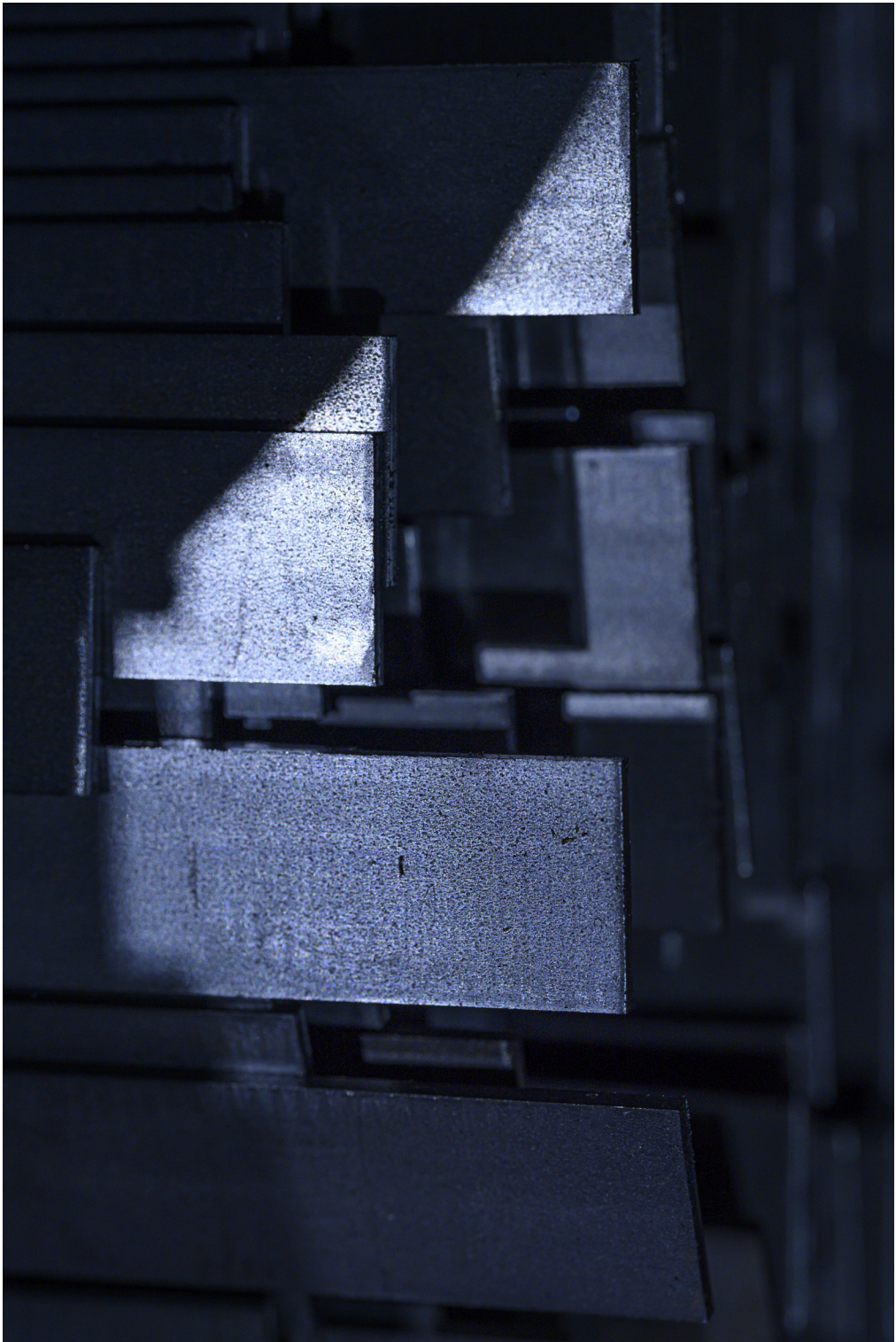
come la prova di piega, la prova di imbutibilità o la prova di truciolabilità, quando il materiale è sottoposto a complesse modalità di carico atte a caratterizzarne il comportamento durante specifici processi industriali di trasformazione (piegatura, imbutitura e lavorabilità alle macchine utensili per i casi indicati).

I capitoli che seguono illustrano in dettaglio le prove meccaniche di trazione, durezza, resilienza e fatica, indicando per ciascuna tipologia le principali normative di riferimento ed i parametri ottenibili.

L'obiettivo è introdurre il lettore alle nozioni di base in merito al loro utilizzo ed alla relativa caratterizzazione meccanica degli acciai. A tal fine viene posta attenzione alle modalità di esecuzione delle prove, all'interpretazione dei risultati ed ai fenomeni metallurgici che li condizionano.

Da ultimo un aspetto rilevante: l'apparente semplicità del tema "prove meccaniche" porta troppo spesso a trascurarne l'importanza e a sottovalutarne le delicate implicazioni sperimentali. Questo è un grave errore: le prove necessarie per definire la resistenza degli acciai non sono per nulla scontate. Si tratta invece di un passaggio fondamentale della conoscenza metallurgica e non deve essere trascurato.





2. LA PROVA DI TRAZIONE DEGLI ACCIAI

2.1 Sforzo e deformazione

La tecnica sperimentale più diffusa per determinare quantitativamente la resistenza meccanica di un acciaio è la prova di trazione. Essa viene utilizzata per accertare la corrispondenza di un acciaio a quanto stabilito da uno specifico riferimento normativo. Inoltre, serve per ricavare dati numerici utili al progettista, come ad esempio il carico unitario di snervamento o di scostamento dalla proporzionalità lineare (R_s o $R_{p0.2}$) e il carico unitario di rottura (R_m).

Per poter comprendere appieno le problematiche legate alla prova di trazione è necessario soffermarsi su due grandezze basilari: lo sforzo e la deformazione.

Si consideri una barra cilindrica di lunghezza L_0 e sezione costante S_0 a cui viene applicata una forza F alle due estremità: tale modalità di carico è chiamata trazione monoassiale. Poiché la barra cilindrica ha sezione costante lungo tutto l'asse, la forza esterna F viene trasmessa in modo uniforme in tutta la sezione S_0 ; ciò significa che, tagliando la barra secondo un qualunque piano $A-A$ normale al suo asse, la forza F è bilanciata dalle azioni interne del materiale che si distribuiscono uniformemente sul piano di taglio (figura 2.1). Si definisce sforzo σ , o *sforzo nominale* o *sforzo convenzionale* o *sforzo ingegneristico*, il rapporto tra la forza F applicata e la sezione S_0 della barra, ovvero:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad [\text{eq. 2.1}]$$

dove σ è una grandezza avente le stesse unità di misura della pressione ($1\text{N/m}^2 = 1\text{Pa}$ o più comunemente, nel caso dei materiali metallici, $1\text{N/mm}^2 = 1\text{MPa}$)¹.

Per effetto della forza F agente lungo l'asse, la barra subisce un allungamento ΔL a cui corrisponde una riduzione di sezione al fine di garantire la conservazione del volume (figura 2.2).

Si definisce deformazione ε , o *deformazione nominale* o *deformazione convenzionale* o *deformazione ingegneristica*, il rapporto fra l'allungamento (ΔL) e la lunghezza iniziale della barra L_0 , ovvero (essendo L_f la lunghezza finale della barra):

$$\varepsilon = \frac{L_f - L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad [\text{eq. 2.2}]$$

¹ Se, ad esempio, la barra avesse sezione $S_0 = 50\text{mm}^2$ e la forza applicata F fosse pari a 4000N ($\approx 400\text{kg}_f$) si avrebbe uno sforzo nominale pari a $\sigma = 80\text{N/mm}^2 = 80\text{MPa}$ ($\approx 8\text{kg}_f/\text{mm}^2$). In termini pratici lo sforzo rappresenta il carico che si distribuisce uniformemente per unità di superficie: nell'esempio proposto ogni mm^2 di acciaio riesce perciò a sopportare un carico applicato di 80N ($\approx 8\text{kg}_f$).

dove ε è una grandezza adimensionale, espressa normalmente in punti percentuali oppure come rapporto fra due differenti unità di misura della lunghezza² (ad esempio mm/m). Si noti che la deformazione come definita da [eq. 2.2] è sempre data dalla somma di due contributi, la deformazione elastica ε_e e la deformazione plastica ε_p , vale a dire:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad [\text{eq. 2.3}]$$

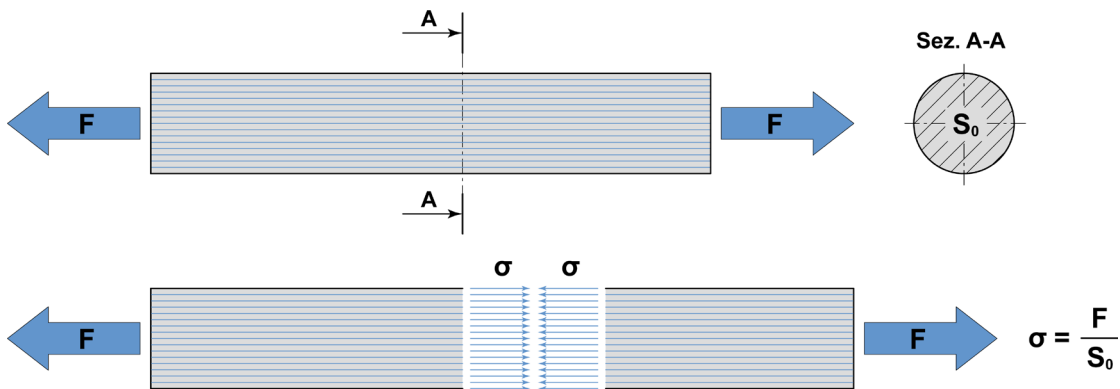


Figura 2.1 – Definizione di sforzo in una barra cilindrica soggetta ad una sollecitazione di trazione monoassiale. Le linee azzurre indicano l'andamento delle azioni interne.

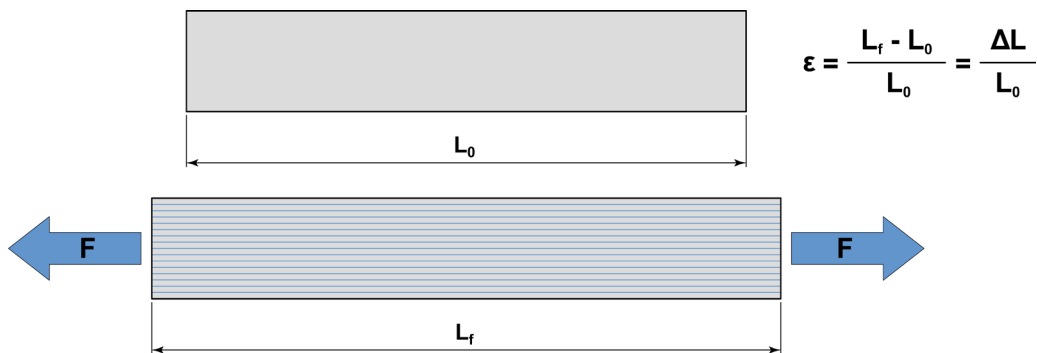


Figura 2.2 – Definizione di deformazione in una barra cilindrica soggetta ad una sollecitazione di trazione monoassiale.

² Il concetto può essere esemplificato ipotizzando una barra cilindrica con deformazione pari all'1%: ciò significa che la barra, soggetta ad una certa sollecitazione, si allunga di 1 parte ogni 100 della sua lunghezza iniziale, vale a dire che è soggetta ad un allungamento di 1mm per ogni 100mm di lunghezza iniziale. La stessa deformazione può anche essere espressa come 10mm al metro ($10\text{mm}/\text{m} = 10/1000\text{mm}/\text{m} = 1/100 = 1\%$).

Affinché sia possibile calcolare i valori di sforzo e deformazione in una qualsiasi sezione del componente, è necessario ipotizzare che il materiale sia continuo, omogeneo ed isotropo, cioè che le sue proprietà meccaniche siano uguali in ogni punto e siano indipendenti dalla direzione lungo la quale vengono valutate: si deve quindi ipotizzare che l'acciaio sia esente da segregazioni e da difetti di volume³ quali cricche, porosità, micro-vuoti, cavità da ritiro, inclusioni, ecc.

D'altra parte, se osservata su scala *microscopica*, nessuna delle leghe metalliche di interesse ingegneristico rispetta le ipotesi di omogeneità. Gli acciai, come tutti i materiali metallici, sono aggregati policristallini in cui è normale avere fasi o costituenti strutturali differenti. Inoltre, anche nel caso di leghe monofasiche, caratterizzate cioè da un unico costituente strutturale, è abituale rilevare la presenza di micro-segregazioni e/o inclusioni di piccola dimensione, talvolta oppositamente aggiunte per migliorare la lavorabilità alle macchine utensili del materiale.

Da un punto di vista *macroscopico*, invece, le ipotesi di omogeneità, isotropia e continuità sono normalmente ritenute valide grazie al fatto che:

- i grani cristallini hanno una dimensione media contenuta, tipicamente compresa fra 20µm e 80µm;
- i grani cristallini hanno un'orientazione del reticolo del tutto casuale;
- le segregazioni e i difetti di volume macroscopici sono normalmente assenti.

Va da sé che in caso di grani fortemente ingrossati (come nei semilavorati surriscaldati ad elevata temperatura) o di cristalli orientati lungo una direzione preferenziale (come nei semilavorati deformati plasticamente a freddo), oppure di segregazioni e/o difetti di volume macroscopici (come nei getti o nei forgiati di grandi dimensioni), le ipotesi di omogeneità, isotropia e continuità spesso perdono di senso. In queste circostanze i metodi di calcolo normalmente adottati in fase di progetto sono del tutto inadeguati e possono condurre al cedimento catastrofico del pezzo in esercizio.

2.2 Caratteristiche della prova di trazione

La prova di trazione consiste nel sottoporre un provino, realizzato con il materiale da caratterizzare, ad un carico monoassiale di trazione via via crescente: ciò provoca, come conseguenza, un progressivo allungamento del campione fino ad arrivare a rottura. La forza applicata cresce lentamente nel tempo e la prova ha una durata complessiva dell'ordine di alcuni minuti: in questi casi si parla di regime di carico statico o quasi-statico. Normalmente il test viene eseguito a temperatura ambiente.

Scopo della prova è determinare la risposta dell'acciaio in termini di sforzo applicato e deformazione indotta, ricavando nel contempo alcuni parametri meccanici di interesse ingegneristico.

³ Per una trattazione approfondita dei difetti del reticolo cristallino è possibile fare riferimento al capitolo 2 del testo Boniardi M., Casaroli A., *Metallurgia degli acciai - Parte prima*, Lucefin, Esine, 2017.

Il provino può avere forma cilindrica o prismatica in funzione del tipo di semilavorato o di prodotto da cui deve essere ricavato⁴. Anche la dimensione della zona centrale, detta tratto utile, ha un'importanza fondamentale ed è caratterizzata da due parametri: la lunghezza L_0 e la sezione S_0 (figura 2.3). Normalmente tra L_0 e S_0 deve essere rispettata la seguente relazione:

$$L_0 = k \cdot \sqrt{S_0} \quad [\text{eq. 2.4}]$$

dove k è una costante il cui valore più utilizzato è pari a 5,65⁵.

Questa tipologia di provino prende il nome di *proporzionale*. Non tutti i campioni sono però di questo tipo, per lamiere o nastri di spessore inferiore a 3 mm, i valori di L_0 e S_0 sono stabiliti direttamente dalle norme senza rispettare la relazione [eq. 2.4]; in questo caso i provini vengono definiti *non proporzionali*.

Questa distinzione non è solo formale poiché la deformazione del provino è fortemente condizionata dal rapporto $L_0/\sqrt{S_0}$. I valori di deformazione possono perciò essere confrontati solo fra test condotti su provini della medesima tipologia.

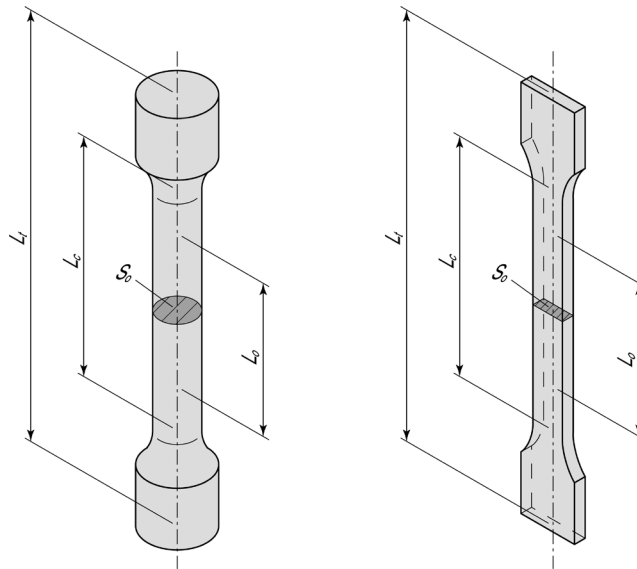


Figura 2.3 – Geometria tipica dei provini di trazione: (a sinistra) il provino cilindrico, (a destra) il provino prismatico. Nota: L_t : lunghezza totale, L_c : lunghezza del tratto calibrato a sezione costante, L_0 : lunghezza del tratto utile, S_0 : sezione nel tratto utile.

⁴ I provini di trazione hanno generalmente forma cilindrica; i campioni ottenuti da componenti forgiati, da barre, da laminati di grosso spessore, ecc. sono sempre fabbricati per tornitura. Nel caso di semilavorati piani di piccolo spessore (nastri, lamiere, ecc.) risulta invece più conveniente ricavare un provino di forma prismatica.

⁵ In questo modo tra la lunghezza del tratto utile L_0 e il diametro d_0 dei provini cilindrici vale: $L_0 = 5,65 \cdot \sqrt{(\pi \cdot d_0^2) / 4} = 5 \cdot d_0$ (se $L_0 = 50\text{mm}$, allora $d_0 = 10\text{mm}$). Nel caso dei provini prismatici, invece, si ha: $L_0 = 5,65 \cdot \sqrt{a_0 \cdot b_0}$ essendo a_0 e b_0 i due lati della sezione. Ad esempio per una lamiera con spessore di 3,2mm, se $L_0 = 50\text{mm}$, allora $S_0 = 25 \times 3,2\text{mm}$.

I test vengono effettuati impiegando un macchinario appositamente progettato per l'esecuzione di una prova di trazione monoassiale (figura 2.4). La macchina è costituita da due montanti verticali e due traverse orizzontali, una inferiore fissa ed una superiore mobile. In corrispondenza delle due traverse sono posizionati gli afferraggi, cioè due ganasche che provvedono a serrare le estremità del provino, vincolandolo stabilmente alla macchina.

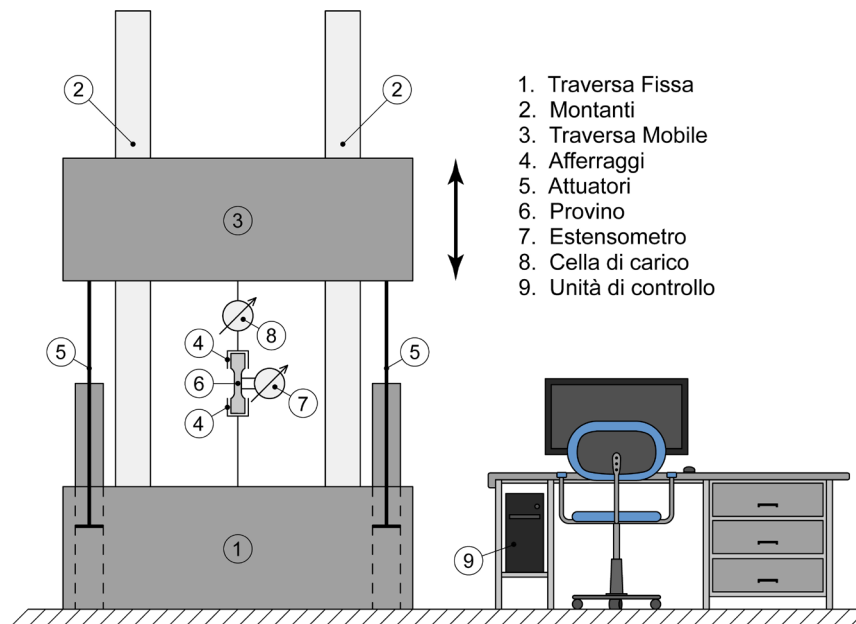


Figura 2.4 – Schematizzazione di una generica macchina di trazione monoassiale.

Durante la prova di trazione la traversa mobile si sposta progressivamente verso l'alto per effetto dell'azione di attuatori idraulici o meccanici, comandati elettricamente dall'unità di controllo. Lo spostamento della traversa impone al provino una forza di trazione mono-assiale via via crescente, il cui valore viene misurato da una cella di carico. Come conseguenza del carico F applicato, il provino si allunga gradualmente: la misura dell'allungamento $\Delta L = L_f - L_0$ viene ricavata mediante un estensometro applicato direttamente al provino.

Oltre a garantire il funzionamento della macchina, l'unità di controllo correla tra loro, istante per istante, i valori del carico F e dell'allungamento ΔL , restituendoli su un diagramma cartesiano in termini di sforzo σ e di deformazione ϵ ⁶: un tipico esempio del risultato che si ottiene al termine della prova è mostrato in figura 2.5. La curva σ - ϵ può essere suddivisa in quattro zone (figura 2.6).

⁶ Prima di eseguire la prova di trazione, il campione deve essere misurato accuratamente per ricavare i valori di L_0 e d_0 (o di L_0 , a_0 e b_0 in caso di campioni prismatici) da inserire nell'unità di controllo. Una volta impostati i parametri, il calcolatore permette di ricavare automaticamente, lo sforzo σ e la deformazione ϵ durante la prova.

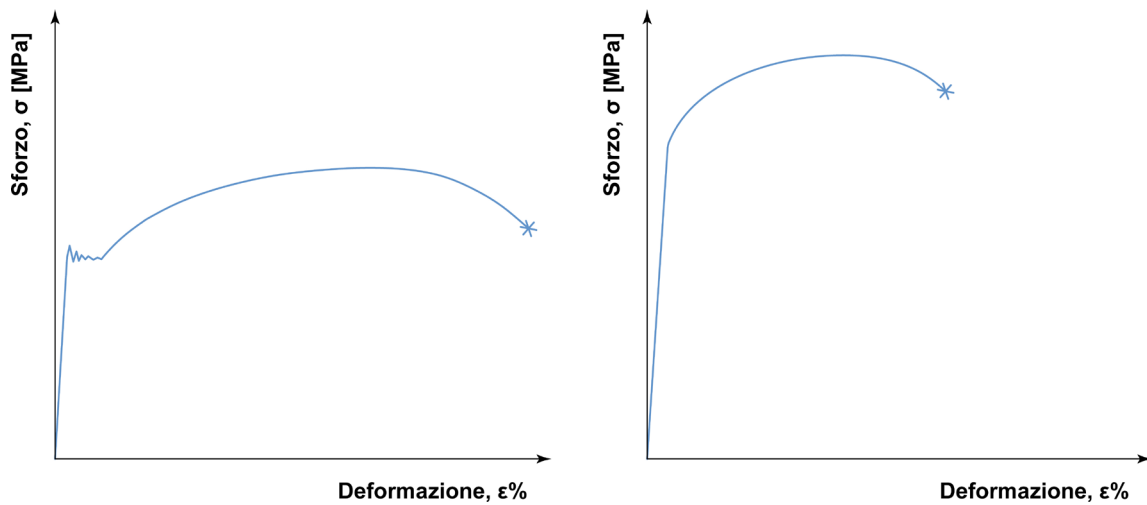


Figura 2.5 – Schematizzazione delle curve sforzo-deformazione (σ - ϵ) di un acciaio da costruzione di uso generale tipo EN S275 e di un acciaio da bonifica tipo EN C40 allo stato temprato e rinvenuto a 620°C.

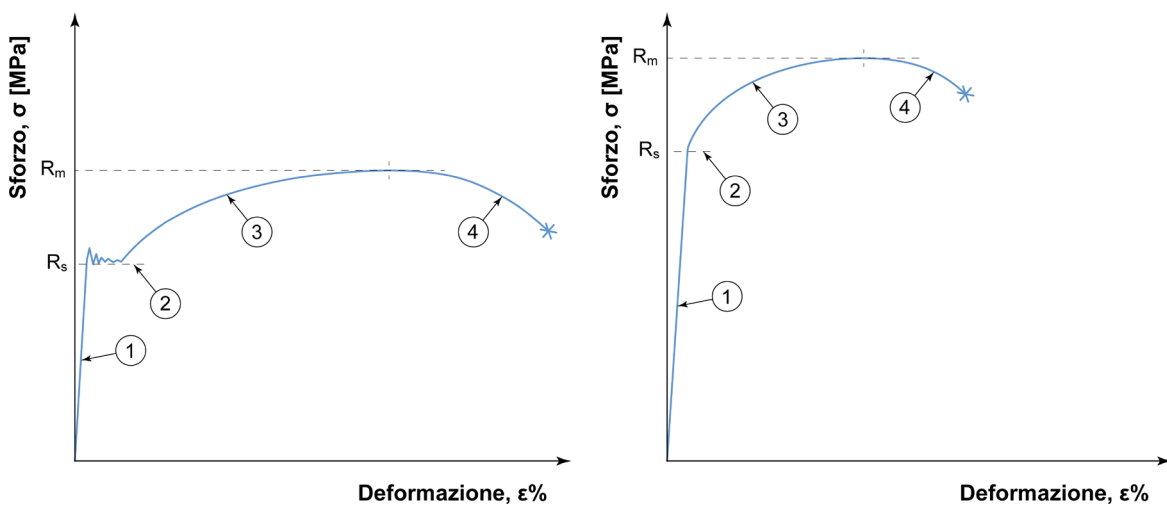


Figura 2.6 – Indicazione delle quattro zone in cui può essere suddivisa la curva σ - ϵ di un acciaio da costruzione di uso generale tipo EN S275 e di un acciaio da bonifica tipo EN C40 allo stato temprato e rinvenuto a 620°C.

La *zona 1* è caratterizzata da una retta inclinata passante per l'origine: in quest'area, pertanto, il legame tra lo sforzo σ e la deformazione ϵ è di tipo lineare. L'equazione che correla le due grandezze è:

$$\sigma = E \cdot \epsilon \quad [\text{eq. 2.5}]$$

dove E rappresenta il coefficiente angolare della retta ed è chiamata costante elastica longitudinale o modulo elastico o modulo di Young⁷; la sua unità di misura è N/mm² o MPa.

La zona 1 è detta delle piccole deformazioni perché ε sotto carico è sempre inferiore all'1%, o anche delle deformazioni elastiche, perché se la prova viene interrotta la curva di scarico si sovrappone a quella di carico⁸. In questo tratto, quindi, il materiale si comporta esattamente come una molla: si allunga per effetto della forza applicata e ritorna alle sue dimensioni originarie quando il carico viene rimosso.

La *zona 2* indica la fine del campo delle deformazioni elastiche e della correlazione lineare tra σ ed ε . In quest'area si possono osservare due situazioni distinte:

- aumento significativo della deformazione ε in corrispondenza di un livello di sollecitazione σ pressoché costante o leggermente oscillante fra un minimo ed un massimo (caso dell'acciaio EN S275);
- presenza di un punto angoloso sulla curva σ - ε con marcata deviazione dalla linearità tipica del precedente tratto elastico (caso dell'acciaio EN C40).

Questi fenomeni descrivono macroscopicamente un cambiamento in corso nell'acciaio a livello reticolare: è da questo punto che ha inizio il moto delle dislocazioni da cui dipende la deformazione plastica a freddo del materiale.

Il livello di sforzo misurato nella zona 2 è chiamato carico unitario (o sforzo) di snervamento⁹ e viene indicato come R_s o σ_s o YS (*Yield Strength*). Esso rappresenta un parametro di grande importanza da un punto di vista ingegneristico dato che viene normalmente utilizzato per la progettazione in ambito statico/quasi-statico.

Con le *zone 3* e *4* si passa dal campo delle deformazioni elastiche a quello delle deformazioni plastiche, o delle grandi deformazioni, che possono raggiungere valori di decine di punti percentuali. Nella zona 3, al crescere dello sforzo applicato σ , si ha un marcato aumento della deformazione ε . Successivamente la curva σ - ε raggiunge un valore massimo di sforzo - punto di demarcazione tra la zona 3 e la zona 4 - per poi diminuire gradualmente fino alla rottura del provino, identificata dall'asterisco al termine della zona 4.

⁷ Il modulo di Young, E , è una grandezza fisica, non meccanica. Il valore di E è strettamente correlato alle proprietà del legame metallico esistente tra gli atomi del reticolo, non alla microstruttura del materiale. Pertanto E è indipendente dal processo tecnologico, dal grado di incrudimento o dai trattamenti termici subiti dall'acciaio ed è funzione solamente della composizione chimica della lega. Gli acciai possiedono un modulo elastico compreso fra 200000-215000MPa (con oscillazioni tra 195000-220000MPa come è tipico di alcuni acciai inossidabili che contengono un quantitativo significativo di elementi di lega oltre al ferro ed al carbonio).

⁸ La macchina può essere arrestata in qualunque istante della prova. Spostando in senso inverso la traversa mobile è quindi possibile ridurre progressivamente il carico applicato fino a riportarlo a zero: in questo modo l'unità di controllo registra la curva σ - ε in fase di scarico del provino.

⁹ Se lo sforzo misurato nella zona 2 oscilla tra un minimo e un massimo, si deve considerare il valore minimo come carico unitario di snervamento, che verrà indicato come R_{el} .

Anche il massimo della curva σ - ϵ è un parametro molto importante perché consente di definire il carico unitario (o sforzo) massimo dell'acciaio, indicato come R_m o σ_m o UTS (*Ultimate Tensile Strength*)¹⁰.

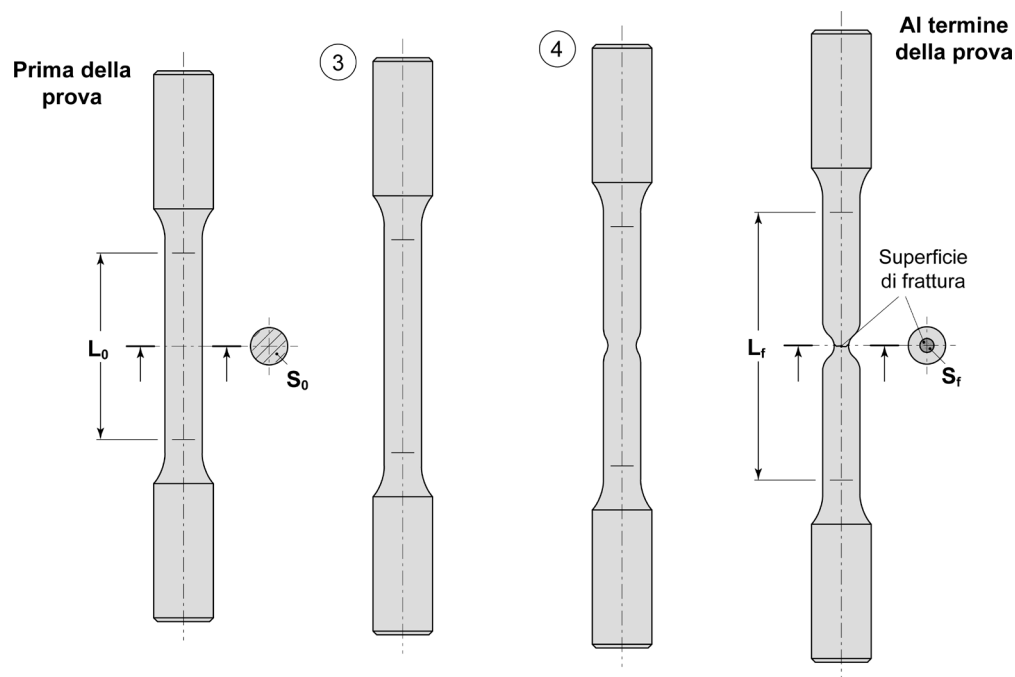


Figura 2.7 – Schematizzazione dell'aspetto di un provino di trazione prima della prova, nella zona 3, nella zona 4 e al termine della prova.

Da sottolineare un fenomeno molto particolare che distingue la zona 3 dalla 4: mentre nelle zone 1, 2 e 3 la deformazione è uniforme, cioè si sviluppa in modo omogeneo lungo tutto il tratto calibrato, quando si passa nella zona 4, la deformazione si concentra in un punto, generando una riduzione localizzata della sezione del provino a cui si dà il nome di *strizione* (figura 2.7).

Si noti inoltre che la deformazione prodotta nelle zone 3 e 4 è permanente: questo significa che l'acciaio presenta comunque una deformazione plastica, anche se il carico viene totalmente rimosso prima che il provino giunga a rottura. Questo concetto è chiaramente illustrato dalla figura 2.8, da cui è possibile notare come il materiale recuperi completamente solo la deformazione elastica ϵ_e , mentre quella plastica ϵ_p rimanga inalterata.

¹⁰ Il carico unitario massimo è normalmente chiamato - seppur impropriamente - carico unitario di rottura. Si ribadisce comunque che non si tratta del carico unitario in corrispondenza del quale si ha la rottura fisica del provino, ma dello sforzo massimo raggiunto durante la prova.

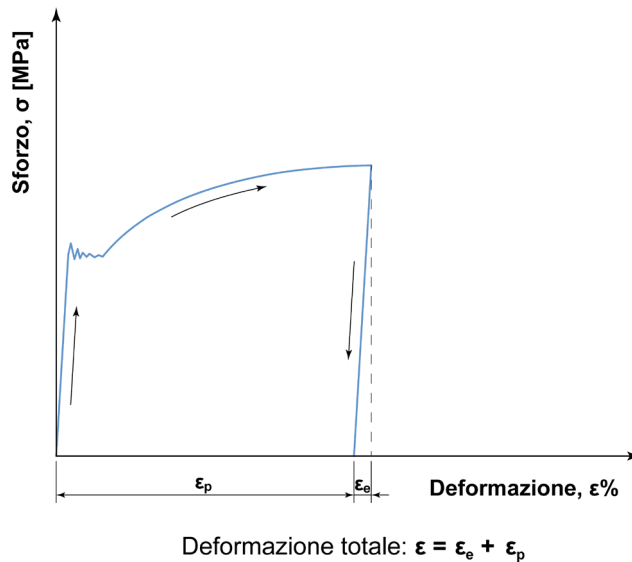


Figura 2.8 – Schematizzazione della curva sforzo-deformazione (σ - ϵ) per un acciaio da costruzione di uso generale tipo EN S275. La prova di trazione è stata interrotta riportando a zero il livello di sforzo in corrispondenza del campo delle deformazioni plastiche.

Al termine della prova di trazione, oltre ad E , R_s e R_m , si possono ricavare due ulteriori parametri di interesse ingegneristico, entrambi legati alla deformabilità plastica a freddo dell'acciaio: l'allungamento percentuale a rottura ($A\%$) e la strizione percentuale a rottura ($Z\%$).

Dopo aver recuperato il provino rotto si devono accostare i due lembi lungo il piano di frattura; quindi si misura con un calibro a corsoio il valore della lunghezza finale del tratto utile L_f e il diametro, d_f , della sezione finale S_f . $A\%$ ¹¹ e $Z\%$ si possono calcolare in base alle seguenti relazioni¹²:

$$A\% = \frac{L_f - L_0}{L_0} \cdot 100 \quad [\text{eq. 2.6}]$$

$$Z\% = \frac{S_0 - S_f}{S_0} \cdot 100 \quad [\text{eq. 2.7}]$$

¹¹ Se si utilizzano provini proporzionali in cui la costante k è pari ad un multiplo di 5,65 è obbligatorio indicare il suo valore con un pedice a lato di $A\%$ (es. $A_{11,3}$). Se invece si utilizzano provini non proporzionali la dicitura $A\%$ deve essere affiancata da un pedice che indica la lunghezza del tratto utile in millimetri (es. A_{80mm}).

¹² Si noti che per $A\%$ la differenza al numeratore è tra la lunghezza iniziale e quella finale del tratto utile. Nel caso invece di $Z\%$ è il contrario: sezione iniziale meno sezione finale sempre in corrispondenza del tratto utile.

Considerando ad esempio i due casi di figura 2.5, si possono ottenere i seguenti risultati per l'acciaio da costruzione di uso generale tipo EN S275:

$$E = 206000MPa$$

$$R_s = 310MPa$$

$$R_m = 460MPa$$

$$A\% = 28\%$$

$$Z\% = 59\%$$

e per l'acciaio da bonifica tipo C40 allo stato bonificato (temprato e rinvenuto a 620°C):

$$E = 206000MPa$$

$$R_s = 490MPa$$

$$R_m = 690MPa$$

$$A\% = 19\%$$

$$Z\% = 46\%$$

Per alcuni acciai si può verificare una situazione particolare: l'assenza di uno snervamento marcato identificabile con una singolarità della curva σ - ϵ (figura 2.9 a sinistra). Per avere un dato numerico definibile come carico unitario di snervamento, è allora necessario rilevare il cosiddetto carico unitario di scostamento dalla proporzionalità lineare dello 0,2%, indicato come $R_{p0.2}$.

In queste situazioni bisogna ricorrere ad un'opportuna costruzione grafica (figura 2.9 a destra).

Innanzitutto si deve misurare il valore del modulo elastico longitudinale E considerando la porzione iniziale della curva σ - ϵ dove è certamente rispettata la linearità tra sforzi e deformazioni. Noto il valore di E , si traccia sia la retta $\sigma = E \cdot \epsilon$ passante per l'origine degli assi sia la sua parallela traslata dello 0,2% sulle ascisse, cioè la retta di equazione $\sigma = E \cdot (\epsilon - 0,2)$, dove ϵ è espressa in percentuale. Il punto d'intersezione tra la seconda retta e la curva σ - ϵ individua il valore del carico unitario di scostamento dalla proporzionalità lineare dello 0,2%, indicato come $R_{p0.2}$ o $\sigma_{0.2}$ (*Proof Stress*).

Per ulteriori indicazioni in merito alla prova di trazione, si consiglia l'attenta lettura delle norme EN ISO 6892-1 e ASTM E8¹³.

¹³ Si tratta della norma EN ISO 6892-1, *Materiali metallici, Prova di trazione, Parte 1: Metodo di prova a temperatura ambiente* e della norma ASTM E8, *Tension Testing of Metallic Materials*.

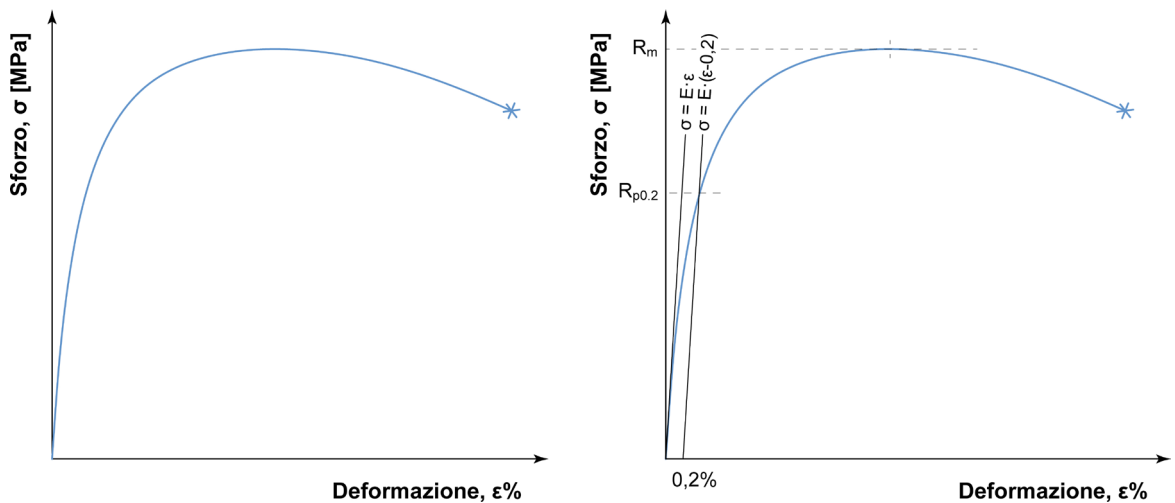


Figura 2.9 – (a sinistra) Schematizzazione della curva sforzo-deformazione (σ - ϵ) di un acciaio inossidabile ferritico EN X6Cr17 allo stato ricotto; (a destra) indicazione sulla medesima curva della costruzione grafica necessaria per determinare il carico unitario di scostamento dalla proporzionalità lineare dello 0,2%.

2.3 Il comportamento duttile o fragile degli acciai nella prova di trazione

Nel precedente paragrafo è stato esaminato il comportamento elasto-plastico di alcuni acciai; gli esempi mostrati sono tipici di acciai duttili, vale a dire di materiali che giungono a rottura al termine di una fase di deformazione plastica più o meno marcata.

A questa categoria appartiene la maggior parte dei metalli e delle leghe metalliche di interesse ingegneristico quali gli acciai da costruzione di uso generale, gli acciai speciali da costruzione, gli acciai inossidabili, nonché l'alluminio, il rame, il nichel, il titanio e le loro leghe. Non tutti gli acciai hanno però un comportamento duttile; alcuni di essi evidenziano un meccanismo di cedimento di tipo fragile, hanno cioè deformazione plastica molto limitata o nulla prima di giungere a rottura.

A conferma di quanto descritto è utile confrontare il diagramma σ - ϵ di un acciaio da bonifica EN C40 temprato in acqua, con o senza rinvenimento a 620°C (figura 2.10). Nel primo caso, superato il limite elastico, si osserva un'ampia deformazione plastica prima del cedimento (comportamento duttile), nel secondo, invece, le deformazioni permanenti sono di entità estremamente limitata (comportamento fragile). A livello pratico due sono gli indicatori che consentono di distinguere macroscopicamente fra una rottura duttile ed una fragile:

- *la direzione del piano di frattura*, che per materiali duttili ha un'inclinazione di 45° rispetto allo sforzo principale massimo, mentre per quelli fragili assume un valore di 90°;
- *l'entità della deformazione*, che per materiali duttili è estremamente marcata (maggiore del 5%), mentre per quelli fragili è pressoché trascurabile (inferiore al 5%).

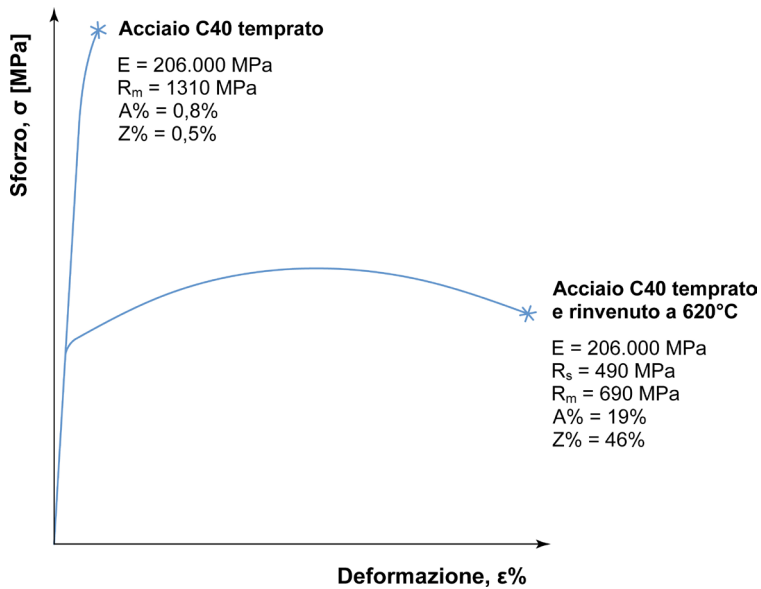


Figura 2.10 – Curve sforzi-deformazioni (σ - ϵ) di un acciaio da bonifica EN C40 temprato in acqua, con o senza rinvenimento a 620°C; si noti che in caso di comportamento fragile l'indicazione del carico unitario di snervamento R_s non ha alcun senso [Laboratori Omeco S.r.l., Monza – MB].

Queste differenze emergono chiaramente dal confronto fra le superfici di frattura dei due provini di trazione in acciaio EN C40 sottoposti a differente trattamento termico. Il campione temprato e rinvenuto a 620°C manifesta un comportamento duttile (figura 2.11 a sinistra), mentre quello unicamente temprato risulta fragile (figura 2.11 a destra).

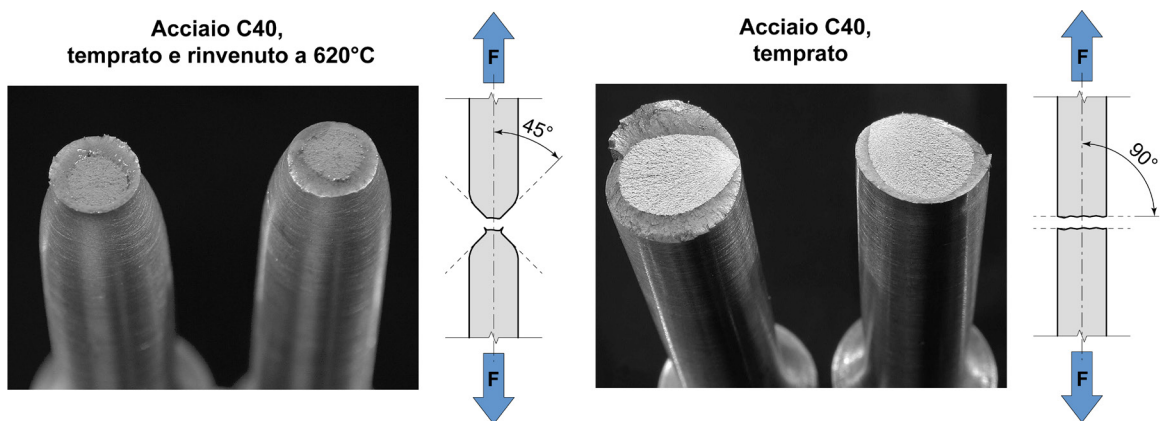


Figura 2.11 – Superfici di frattura di due provini di trazione in acciaio EN C40: (a sinistra) allo stato temprato e rinvenuto a 620°C e (a destra) allo stato unicamente temprato [Laboratori Omeco S.r.l., Monza – MB].

2.4 Sforzo reale e deformazione reale

Qualora sia necessario studiare la deformabilità plastica a freddo dei materiali metallici, è utile analizzare in dettaglio il tratto plastico della curva sforzi-deformazioni compreso tra il carico unitario di snervamento e il carico unitario di rottura.

A questo proposito è necessario considerare gli sforzi e le deformazioni vere o reali (σ^* - ε^*) che il provino assume nel corso della prova istante per istante, al posto degli sforzi e delle deformazioni convenzionali o ingegneristiche (σ - ε), le quali invece fanno riferimento alle dimensioni originarie del provino di trazione (S_0 e L_0). Dette S_i ed L_i la sezione istantanea e la lunghezza istantanea del tratto utile, si ha quindi:

$$\sigma^* = \frac{P}{S_i} \quad \varepsilon^* = \frac{dL}{L_i} \quad [\text{eq. 2.8}]$$

Si può dimostrare che nella regione delle deformazioni uniformi, cioè tra lo sforzo di snervamento e lo sforzo massimo, la correlazione tra sforzi e deformazioni convenzionali (σ - ε) e sforzi e deformazioni vere (σ^* - ε^*) è data da:

$$\sigma^* = \sigma \cdot (\varepsilon + 1) \quad \varepsilon^* = \ln(1 + \varepsilon) \quad [\text{eq. 2.9}]$$

La figura 2.12 mostra il diagramma sforzi-deformazioni di una generica prova di trazione: mentre nel campo elastico le due curve (σ - ε e σ^* - ε^*) sono sostanzialmente sovrapposte, in quello plastico si discostano in modo significativo.

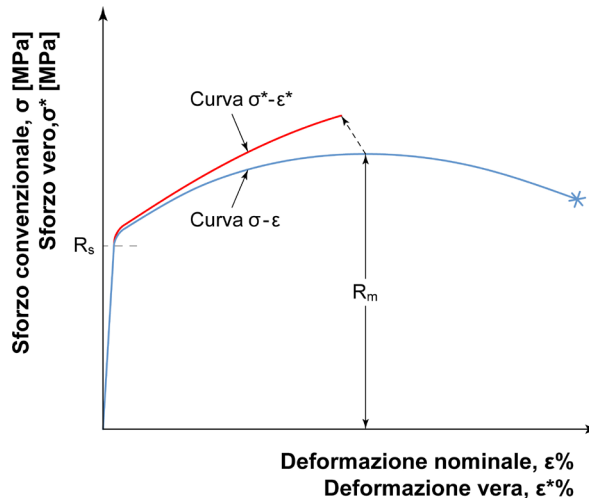


Figura 2.12 – Andamento di una generica curva di trazione in termine di sforzi convenzionali e deformazioni convenzionali (σ - ε) e di sforzi veri e deformazioni vere (σ^* - ε^*). La curva sforzi veri e deformazioni vere è tracciata fino ad R_m .

Nella regione delle deformazioni uniformi, cioè tra lo sforzo di snervamento e lo sforzo massimo, la curva sforzi veri-deformazioni vere ($\sigma^*-\varepsilon^*$) è ben rappresentata dall'equazione di Hollomon:

$$\sigma^* = K \cdot (\varepsilon^*)^n \quad [\text{eq. 2.10}]$$

dove K ed n sono due costanti, dipendenti dal materiale, chiamate rispettivamente costante di incrudimento e indice di incrudimento. Riscrivendo la [eq. 2.10] in termini logaritmici in base 10, si ha:

$$\log_{10}(\sigma^*) = \log_{10}(K) + n \cdot \log_{10}(\varepsilon^*) \quad [\text{eq. 2.11}]$$

che, su un riferimento cartesiano $\log_{10}(\sigma^*)-\log_{10}(\varepsilon^*)$, è una retta con coefficiente angolare n ed intercetta $\log_{10}(K)$ sull'asse $\log(\varepsilon^*) = 1$ (figura 2.13).

L'indice di incrudimento, n , rappresenta l'attitudine di un acciaio a deformarsi plasticamente per stiramento (*stretchability*) prima di giungere a strizione. Il suo valore è compreso tra 0 (regime perfettamente plastico) ed 1 (regime perfettamente elastico): in pratica nei materiali metallici il coefficiente n varia da 0,1 a 0,5. Un valore elevato dell'indice n è desiderabile quando il materiale deve essere formato a freddo (per gli acciai, indicativamente, $n \geq 0,16$), dato che facilita la fabbricazione di componenti di geometria complessa senza causare rotture impreviste durante la deformazione.

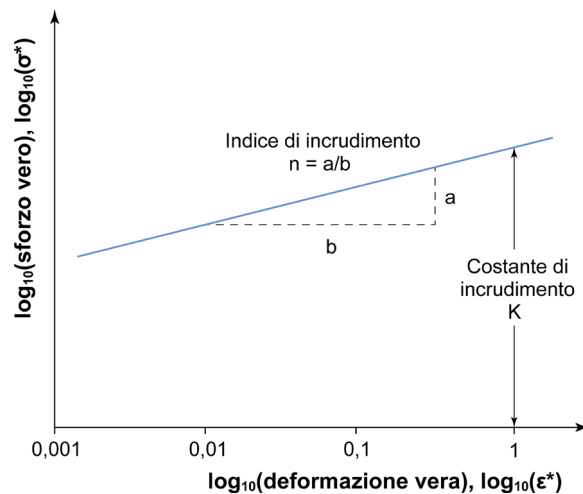


Figura 2.13 – Rappresentazione su un diagramma bi-logaritmico $\log_{10}(\sigma^*)-\log_{10}(\varepsilon^*)$ dell'equazione di Hollomon.

Sempre in relazione alla deformabilità plastica a freddo, specialmente in semilavorati piani formati a freddo (nastri), può essere utile misurare il cosiddetto rapporto di deformazione r del materiale¹⁴, chiamato anche indice di Lankford, definito dalla formula:

$$r = \frac{\varepsilon_w^*}{\varepsilon_t^*} \quad [\text{eq. 2.12}]$$

Essendo ε_w^* e ε_t^* la deformazione vera nel senso della larghezza (w) e dello spessore (t) del nastro durante la prova di trazione (figura 2.14).

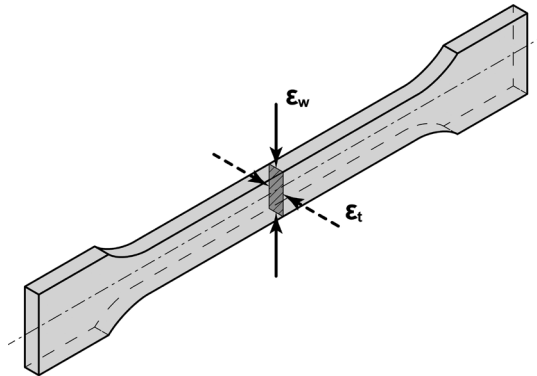


Figura 2.14 – Schematizzazione della modalità di determinazione della deformazione nel senso della larghezza (w) e dello spessore (t) del provino di trazione prelevato da un nastro [tratto da ASM International 2012].

Nelle lamiere sottili finite a freddo, a causa dell'anisotropia del materiale, il rapporto di deformazione r varia in funzione della direzione di prelievo dei campioni. Nei nastri in acciaio l'indice r in direzione trasversale all'asse di laminazione (r_{90}) è il più elevato, tipicamente $1,2 < r_{90} < 2$; al contrario r rilevato a 45° (r_{45}) è il più basso, in genere $0,6 < r_{45} < 1,2$. Di conseguenza si è soliti misurare r lungo tre differenti direzioni rispetto all'asse di laminazione del nastro (r_0, r_{45}, r_{90}), calcolando poi il valore medio, r_m , secondo la formula:

$$r_m = \frac{1}{4} \cdot (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) \quad [\text{eq. 2.13}]$$

Acciai con $r_m \approx 1,4$ evidenziano un'ottima attitudine ad essere imbutiti; se invece $r_m \approx 0,7$ le loro caratteristiche di formabilità sono piuttosto scarse.

¹⁴ Oltre che dal materiale esaminato, il valore di r è anche funzione della deformazione in corrispondenza della quale viene misurato: normalmente il rilievo di r è fatto al 20% della deformazione plastica durante la prova di trazione.



3. LE PROVE DI DUREZZA DEGLI ACCIAI

3.1 La durezza degli acciai

La durezza è una grandezza di natura meccanica: in ambito metallurgico si misura come la resistenza opposta da un acciaio alla penetrazione di un materiale più duro attraverso una compressione localizzata. La durezza viene determinata mediante prove meccaniche particolarmente diffuse grazie alla loro rapidità e facilità di esecuzione, nonché al costo limitato delle apparecchiature utilizzate. Questa tipologia di test ha il vantaggio di poter essere eseguita direttamente sul pezzo senza la necessità di doverlo danneggiare per realizzare campioni specifici. Diversamente dalla trazione, le prove di durezza non forniscono dati numerici utili al progettista, ma consentono di valutare in modo semplice la bontà del processo tecnologico a cui è stato sottoposto un componente (ad esempio la corretta esecuzione del trattamento termico, il grado di deformazione plastica a freddo, ecc.), fornendo anche un indice di confronto per la stima della qualità di due o più acciai.

Le prove di durezza, come quella di trazione, sono di tipo statico o quasi-statico. Dal punto di vista pratico le prove vengono effettuate premendo gradualmente un penetratore con caratteristiche geometriche note contro la superficie del pezzo da esaminare.

Il risultato viene determinato correlando il carico F applicato al penetratore con le caratteristiche geometriche dell'impronta lasciata nel pezzo o nel provino (area dell'impronta S o profondità di penetrazione h).

Tre sono le prove tipicamente utilizzate per misurare la durezza degli acciai (figura 3.1):

- la prova Brinell;
- la prova Vickers;
- la prova Rockwell.

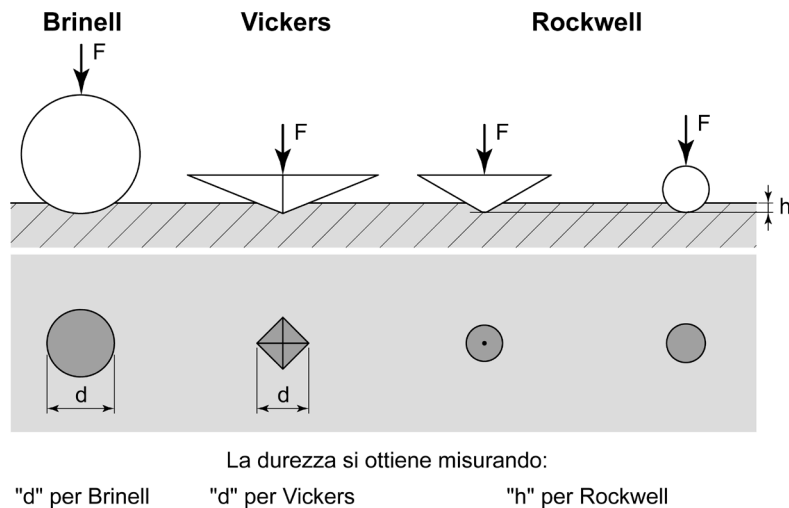


Figura 3.1 – Schema delle tre principali prove di durezza usate in ambito metallurgico.

Le prove di durezza possono ulteriormente essere distinte in:

- prove di macro-durezza, quando l'impronta interessa un volume ampio di materiale dell'ordine di qualche mm². In questo caso il carico applicato al penetratore può variare da 1 kg_f (9,81N) fino a 3000kg_f (29800N) e l'impronta che si ottiene è visibile ad occhio nudo;
- prove di micro-durezza, quando l'impronta interessa un volume di materiale inferiore al mm². In questo caso il carico applicato al penetratore è minore di 1kg_f (9,81N) e per poter osservare l'impronta è necessario l'impiego di un microscopio ottico.

Poiché sono state sviluppate all'inizio del '900, le prove di durezza fanno riferimento a valori del carico applicato espressi in kg_f; pertanto, nel prosieguo della trattazione, è sembrato opportuno derogare dalle unità di misura del sistema internazionale mantenendo l'originale indicazione in kg_f, ancor oggi usata in gran parte delle macchine di prova.

3.2 La prova di durezza Brinell

Nella durezza Brinell il penetratore è una sfera in acciaio temprato o in carburo di tungsteno che viene premuta contro la superficie del materiale da esaminare con un dato carico e per un tempo predefinito.

La durezza Brinell HB è espressa come rapporto fra la forza applicata F e la superficie dell'impronta S , che evidenzia la tipica forma a calotta sferica. La durezza Brinell HB è data dalla relazione¹:

$$HB = \frac{F}{S} = \frac{2 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad [\text{eq. 3.1}]$$

mentre la profondità h di penetrazione è espressa da:

$$h = \frac{1}{2} \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \quad [\text{eq. 3.2}]$$

dove F è il carico applicato in kg_f, D è il diametro del penetratore in mm e d il diametro medio della proiezione dell'impronta sulla superficie del campione in millimetri (figura 3.2).

Nel caso degli acciai allo stato ricotto o normalizzato, le abituali condizioni di prova prevedono l'uso di una sfera del diametro D di 10mm, un carico F di 3000kg_f (29400N) e un tempo di penetrazione di 15 secondi. In alternativa si può anche usare una sfera di diametro inferiore abbinata però ad un carico di entità minore: ad esempio $D=2,5\text{mm}$ e $F=187,5\text{kg}_f$ (1837N) oppure $D=5\text{mm}$ e $F=750\text{kg}_f$ (7350N).

¹ Se il carico applicato F fosse espresso in Newton il risultato della formula di calcolo della durezza dovrebbe essere moltiplicato per 0,102.

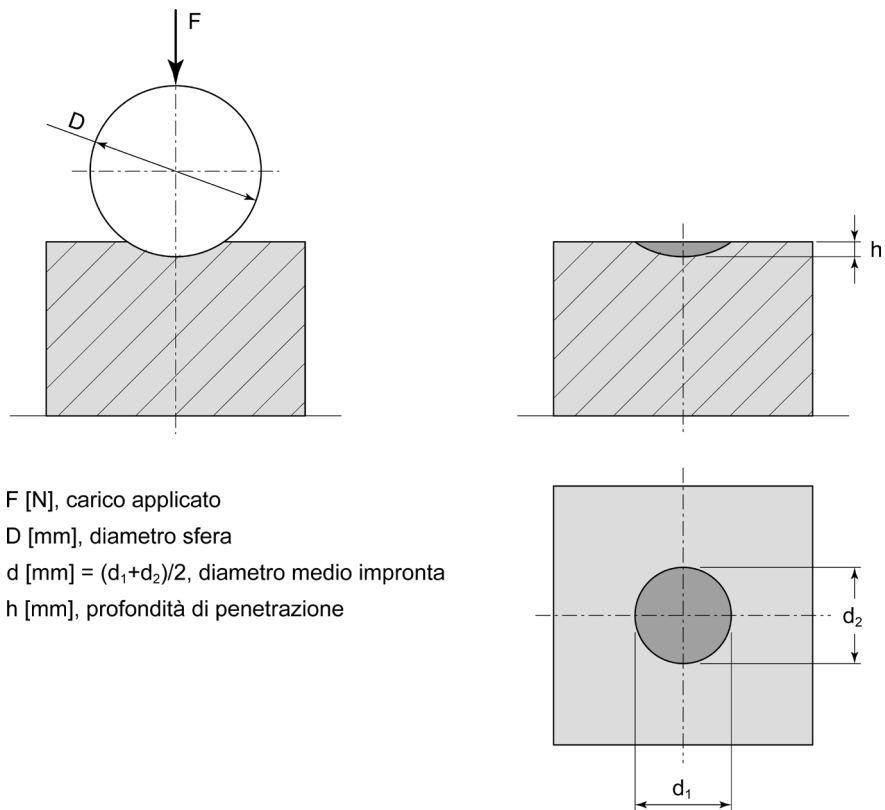


Figura 3.2 – Schema della prova di durezza Brinell e definizione dei principali parametri di prova.

Affinché la prova Brinell possa fornire risultati attendibili e confrontabili tra loro è necessario rispettare alcune prescrizioni. Al mutare del diametro D della sfera e del carico applicato F , l'angolo di penetrazione β non deve subire grosse variazioni, potendo oscillare unicamente in un intorno ben definito di 136° (figura 3.3). Dal punto di vista pratico questo si ottiene facendo in modo che il rapporto fra il diametro dell'impronta d e quello della sfera D abbia variazioni molto limitate, vale a dire $d/D = 0,25-0,50$. Il rispetto di questa condizione viene garantito fissando il rapporto fra il carico applicato F , in kg_f , e il diametro al quadrato della sfera D , in mm: nel caso degli acciai tale rapporto² è posto pari a 30, vale a dire $F/D^2 = 30$. Come si può facilmente desumere, le condizioni di prova previste dalla normativa ed indicate in precedenza ($D = 2,5\text{mm}$ e $F = 187,5kg_f$; $D = 5\text{mm}$ e $F = 750kg_f$; $D = 10\text{mm}$ e $F = 3000kg_f$) garantiscono proprio un rapporto $F/D^2 = 30$.

² Se il carico applicato F fosse espresso in Newton il rapporto F/D^2 dovrebbe essere moltiplicato per 0,102.

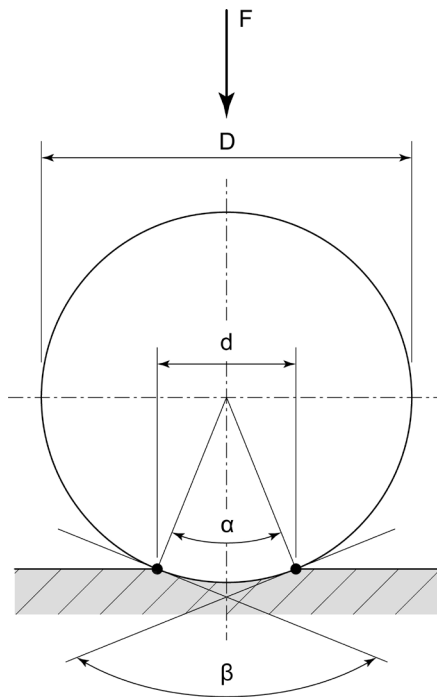


Figura 3.3 – Definizione grafica dell'angolo di penetrazione β in una prova Brinell in condizioni ideali ($\beta = 136^\circ$).

Nel caso degli acciai lo spessore minimo del campione deve essere pari ad almeno 8 volte la profondità dell'impronta h . La distanza minima tra il centro di due impronte adiacenti deve essere di almeno 4 volte il loro diametro d e la distanza minima tra il centro di un'impronta e i bordi del campione deve essere almeno pari a 2,5 volte d .

Le superfici di appoggio e di prova del campione devono essere piane e parallele ed avere finitura accurata in modo da limitare gli errori di misura dell'impronta. Prima di eseguire i test bisogna inoltre accertarsi che i provini siano privi di ossidi, sporcizia e sostanze lubrificanti.

Per la lettura del diametro d si ricorre ad un microscopio ottico, montato sulla macchina di prova, che consente di ingrandire l'impronta e di misurarla tramite un'opportuna scala graduata.

Una volta eseguito il test, la durezza Brinell deve essere indicata con l'indice HB, seguito dalla lettera *S* se si usa una sfera in acciaio temprato o dalla lettera *W* se si usa una sfera in carburo di tungsteno; seguono poi altre indicazioni che esprimono le condizioni di prova. Ad esempio 250HBW 2,5/187,5/20 indica che il test è stato eseguito con una sfera in carburo di tungsteno ed ha restituito un valore di durezza Brinell pari a 250. Le cifre dopo l'indice HBW specificano invece che la prova è stata condotta con un penetratore del diametro di 2,5mm, applicando un carico di 187,5kg, per 20 secondi. Il tempo deve essere indicato obbligatoriamente solo se diverso dalla durata standard di 15 secondi.

La prova Brinell è adatta per acciai con durezza massima di 400HB se si utilizzano sfere in acciaio temprato e di 550HB se si usano sfere in carburo di tungsteno. Se le durezze sono superiori ai valori indicati, il risultato ottenuto non è accettabile perché la deformabilità della sfera diventa comparabile a quella del materiale da esaminare.

Di un certo interesse il fatto che, nel caso degli acciai, il carico unitario di rottura a trazione espresso in MPa sia proporzionale alla durezza Brinell secondo la relazione:

$$R_m = 3-3,3 \cdot HB \quad [\text{eq. 3.3}]$$

Nel caso di un acciaio avente durezza Brinell pari a 250HB, si può stimare, ad esempio, un carico unitario di rottura R_m dell'ordine di 750-825MPa.

Per ulteriori indicazioni in merito alla prova Brinell, si consiglia l'attenta lettura delle norme EN ISO 6506-1 e ASTM E10³.

3.3 La prova di durezza Vickers

Nella prova di durezza Vickers il penetratore è realizzato in diamante sintetico ed ha la forma di una piramide a base quadrata con angolo al vertice di 136°.

Come per la Brinell, anche la durezza Vickers viene calcolata tramite il rapporto fra il carico applicato F e la superficie dell'impronta S lasciata nel campione. Poiché la sua proiezione ha pressoché la forma di un quadrato, la durezza Vickers è data dalla relazione⁴:

$$HV = \frac{2 \cdot F \cdot \sin 68^\circ}{d^2} \cong 1,8544 \cdot \frac{F}{d^2} \quad [\text{eq. 3.4}]$$

mentre la profondità h di penetrazione è data da:

$$h = \frac{d}{2 \cdot \sqrt{2} \cdot \tan 68^\circ} \cong \frac{d}{7} \quad [\text{eq. 3.5}]$$

dove F è il carico applicato in kg_f e d è il valor medio della diagonale dell'impronta in millimetri (figura 3.4).

³ Si tratta della norma EN ISO 6506-1, *Materiali metallici - Prova di durezza Brinell - Parte 1: Metodo di prova e della norma ASTM E10, Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials.*

⁴ Se il carico applicato F fosse espresso in Newton il risultato della formula di calcolo della durezza dovrebbe essere moltiplicato per 0,102.

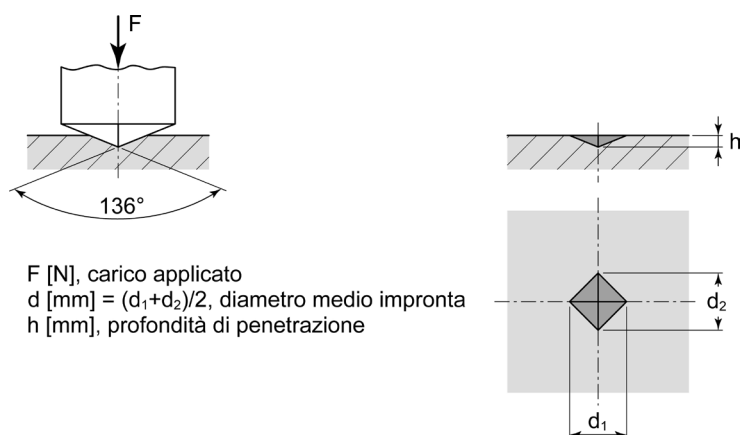


Figura 3.4 – Schema della prova di durezza Vickers e definizione dei principali parametri di prova.

Il carico applicato al penetratore Vickers varia normalmente fra 1kg_f e 120kg_f , anche se sono ammessi carichi inferiori; il tempo di applicazione deve essere di almeno 10 secondi. Val la pena rilevare che per carichi inferiori ad 1kg_f si parla di prove di micro-durezza Vickers e che, al diminuire del carico applicato, aumenta considerevolmente la dispersione dei risultati.

Anche per la durezza Vickers, come per la Brinell, è necessario rispettare alcune prescrizioni affinché i risultati possano essere considerati attendibili e comparabili fra loro.

Nel caso degli acciai lo spessore minimo del campione deve essere pari ad almeno 1,5 volte la diagonale, d , dell'impronta. La distanza minima tra il centro di due impronte adiacenti deve essere pari ad almeno 3 volte d e la distanza minima tra il centro di una impronta e i bordi del provino deve essere di almeno 2,5 volte d . Le superfici di appoggio e di prova del campione devono rispettare le stesse prescrizioni previste per la prova Brinell (superfici piane e parallele, finitura accurata, assenza di ossidi, sporcizia e sostanze lubrificanti) ma con tolleranze ancora più strette. Le impronte Vickers hanno dimensioni nettamente inferiori di quelle Brinell e anche piccole imperfezioni del campione possono provocare errori di lettura inaccettabili. La prova Vickers, rispetto alla Brinell, ha il grande vantaggio di utilizzare un penetratore in diamante sintetico con angolo al vertice di 136° : in questo modo l'angolo di penetrazione risulta costante ed è possibile eseguire prove di durezza con carichi differenti senza la necessità di cambiare il penetratore.

Grazie a queste caratteristiche la prova Vickers consente di esaminare una gamma di acciai con durezza molto differenti. Si può passare, ad esempio, dai 150-200HV degli acciai a basso contenuto di carbonio allo stato ricotto o normalizzato, ai 1800-2200HV tipici dei carburi presenti negli acciai per utensili.

La limitata profondità di penetrazione e la piccola dimensione dell'impronta consentono di impiegare la prova Vickers anche per la misurazione della durezza di componenti trattati superficialmente. Sfruttando carichi uguali o inferiori a $0,5\text{kg}_f$ (in questi casi si parla di micro-durezza Vickers) è possibile misurare l'andamento della durezza dello strato cementato, nitrurato o temprato superficialmente.

La possibilità di usare carichi molto bassi, fino ad un minimo di $10g_f$, consente, inoltre, di misurare la durezza delle singole fasi contenute all'interno dei costituenti strutturali, quali ad esempio la fase Fe_3C delle lamelle di perlite negli acciai comuni o la fase σ negli acciai inossidabili.

Anche per la durezza Vickers e micro-Vickers la lettura della diagonale media dell'impronta viene eseguita tramite l'impiego del microscopio ottico montato sulla macchina di prova. Data la piccola dimensione delle impronte gli ingrandimenti sono però più elevati (da 100x a 1000x) rispetto alla prova Brinell (8-10x).

La durezza Vickers deve essere indicata utilizzando l'indice HV seguito dai valori che esprimono le condizioni di prova: 550HV 5/20 significa, ad esempio, che il test ha restituito un valore di durezza Vickers pari a 550 ed è stato condotto con un carico di $5kg_f$ applicato per 20 secondi. Anche in questo caso il tempo di penetrazione deve essere indicato obbligatoriamente solo se diverso dalla durata standard di 15 secondi. Poiché il principio fisico di misura della durezza è identico tra Vickers e Brinell⁵ (rapporto tra il carico applicato al penetratore, F , e area dell'impronta lasciata nel campione, S), anche la durezza Vickers può essere utilizzata per stimare il carico unitario di rottura a trazione degli acciai secondo la relazione:

$$R_m = 3-3,3 \cdot HV \quad [\text{eq. 3.6}]$$

Per ulteriori indicazioni in merito alla prova di durezza Vickers, si consiglia l'attenta lettura delle norme EN ISO 6507-1, ASTM E92 e ASTM E384⁶.

3.4 La prova di durezza Rockwell

Per la prova di durezza Rockwell vengono abitualmente utilizzati due differenti tipologie di penetratori:

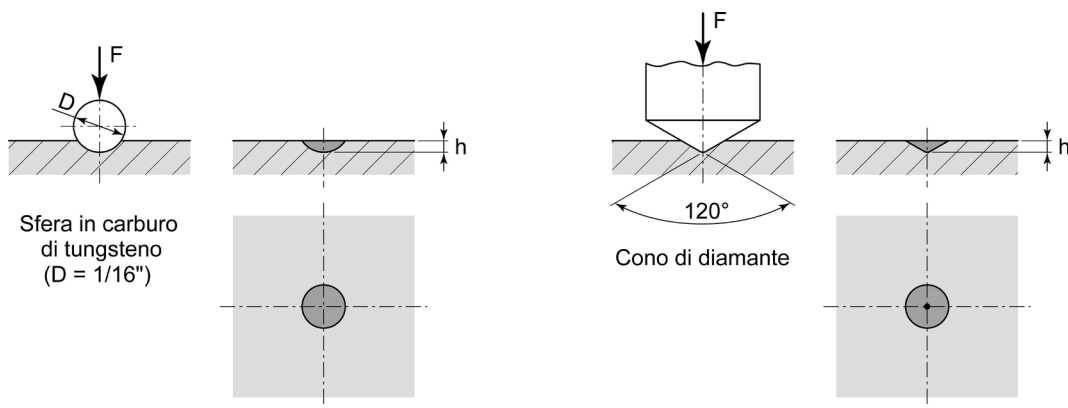
- per la scala di misura tipo B, una sfera in carburo di tungsteno del diametro di 1/16 di pollice (circa 1,587mm) a cui viene applicato un carico complessivo di $100kg_f$;
- per la scala di misura tipo C, un cono in diamante sintetico con angolo al vertice di 120° a cui viene applicato un carico complessivo di $150kg_f$ ⁷.

Per valutare la durezza dell'acciaio, la prova Rockwell prende in considerazione l'affondamento h del penetratore e non la superficie S dell'impronta, come invece avviene per la Brinell e la Vickers (figura 3.5). Questa peculiarità rende la prova Rockwell più rapida e semplice da automatizzare.

⁵ La scala di durezza Brinell e Vickers sono correlabili tra loro mediante la formula $HB \cong 0,95 \cdot HV$.

⁶ Si tratta della norma EN ISO 6507-1, *Materiali metallici - Prova di durezza Vickers - Parte 1: Metodo di prova e delle norme ASTM E92, Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials e ASTM E384, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.*

⁷ Oltre alla B ed alla C, esistono in realtà molte altre scale di misura della durezza Rockwell. A tale proposito si consiglia di esaminare con attenzione le normative di riferimento (vedi la nota 10).



F [N], carico applicato
h [mm], profondità di penetrazione

Figura 3.5 – Definizione dei principali parametri di prova per la durezza (a sinistra) Rockwell B e (a destra) Rockwell C.

Lo svolgimento della prova di durezza Rockwell prevede una sequenza ben definita di operazioni da svolgere in successione (figura 3.6):

1. il penetratore viene appoggiato al pezzo/campione e viene applicato il pre-carico F_0 pari a 10kg_f ; in corrispondenza di questa posizione del penetratore, la macchina di prova definisce il livello iniziale "i" da cui misurare l'affondamento;
2. al penetratore viene successivamente aggiunto un carico F_1 di 90kg_f per la scala di misura B ($F_0 + F_1 = 100\text{kg}_f$) e di 140kg_f per la scala di misura C ($F_0 + F_1 = 150\text{kg}_f$), mantenendo il carico totale per un tempo predefinito: dal precedente livello "i" il penetratore si porta al livello "m" di affondamento massimo;
3. trascorso il tempo predefinito, si rimuove dal penetratore il carico F_1 (90kg_f per la scala B, 140kg_f per la scala C): come conseguenza il penetratore si porta a livello finale "f"⁸ e la macchina di prova provvede a misurare l'affondamento h come differenza tra il livello "i" ed il livello "f".

La durezza Rockwell viene calcolata in base alle seguenti relazioni (HRB per la scala di misura B; HRC per la scala di misura C):

$$HRB = 130 - \frac{h}{0,002} \quad [\text{eq. 3.7}]$$

$$HRC = 100 - \frac{h}{0,002} \quad [\text{eq. 3.8}]$$

dove l'affondamento⁹ h è misurato in millimetri.

⁸ Nel momento in cui viene rimosso il carico F_1 , il materiale ha un recupero elastico di limitata entità: per questo motivo il penetratore risale dal livello "m" al livello "f".

⁹ Ogni punto di durezza Rockwell, sia B che C, corrisponde ad un affondamento del penetratore di $2\mu\text{m}$.

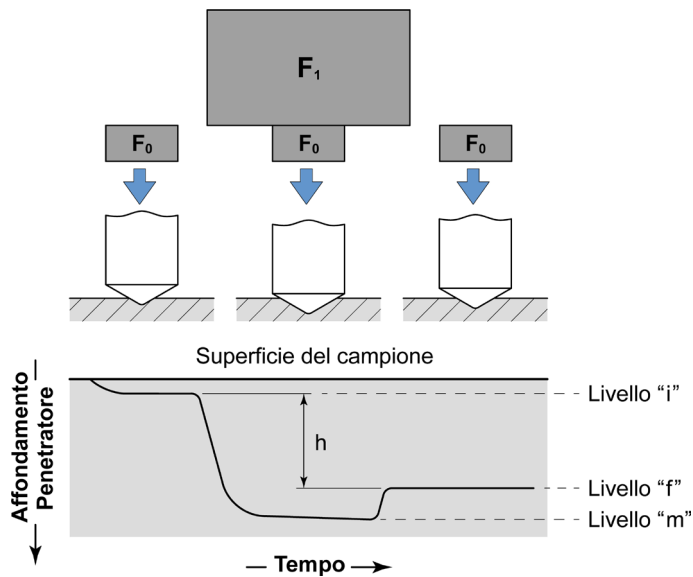


Figura 3.6 – Schema delle operazioni da svolgere per l'esecuzione della prova di durezza Rockwell.

Per la corretta misura della durezza Rockwell è necessario rispettare alcune prescrizioni affinché i risultati possano essere considerati attendibili e comparabili fra loro.

Nel caso degli acciai lo spessore minimo del campione deve essere pari ad almeno 15 volte l'affondamento h del penetratore se si tratta della scala B , 10 volte se si tratta della scala C . La distanza minima tra il centro di due impronte adiacenti deve essere pari ad almeno 3 volte il loro diametro d e la distanza minima tra il centro di una impronta e il bordo del campione deve essere pari ad almeno 2,5 volte d .

Le superfici di appoggio e di prova del campione devono rispettare le stesse prescrizioni previste per le prove Brinell e Vickers (superfici piane e parallele, finitura accurata, assenza di ossidi, sporcizia e sostanze lubrificanti) con tolleranze simili a quelle necessarie per la Brinell.

La prova Rockwell richiede estrema cura nella preparazione del piano di appoggio del provino e nel suo posizionamento. Il test è infatti molto sensibile ai cedimenti del campione, cosa che introdurrebbe un errore inaccettabile nella misura dell'affondamento h del penetratore. Si noti che durante l'esecuzione della prova Rockwell (B o C) è la macchina stessa che calcola h e restituisce all'operatore il valore di durezza del materiale, senza la necessità di dover ricorrere ad una misurazione diretta dell'impronta. Grazie alla sua praticità ed immediatezza di lettura, la durezza Rockwell è perciò impiegata sia in laboratorio che in officina. La prova Rockwell B ha validità nell'intervallo di misura 35-100HRB ed è adatta per acciai allo stato ricotto o normalizzato e per acciai inossidabili austenitici, ferritici o duplex. La prova Rockwell C ha invece validità nell'intervallo 20-70HRC ed è usata per acciai bonificati con $R_m > 600\text{MPa}$.

La durezza Rockwell viene espressa utilizzando l'indice HR , seguito dalla lettera indicativa del penetratore usato: 60HRC significa, ad esempio, che la prova ha restituito un valore di durezza Rockwell tipo C pari a 60 punti.

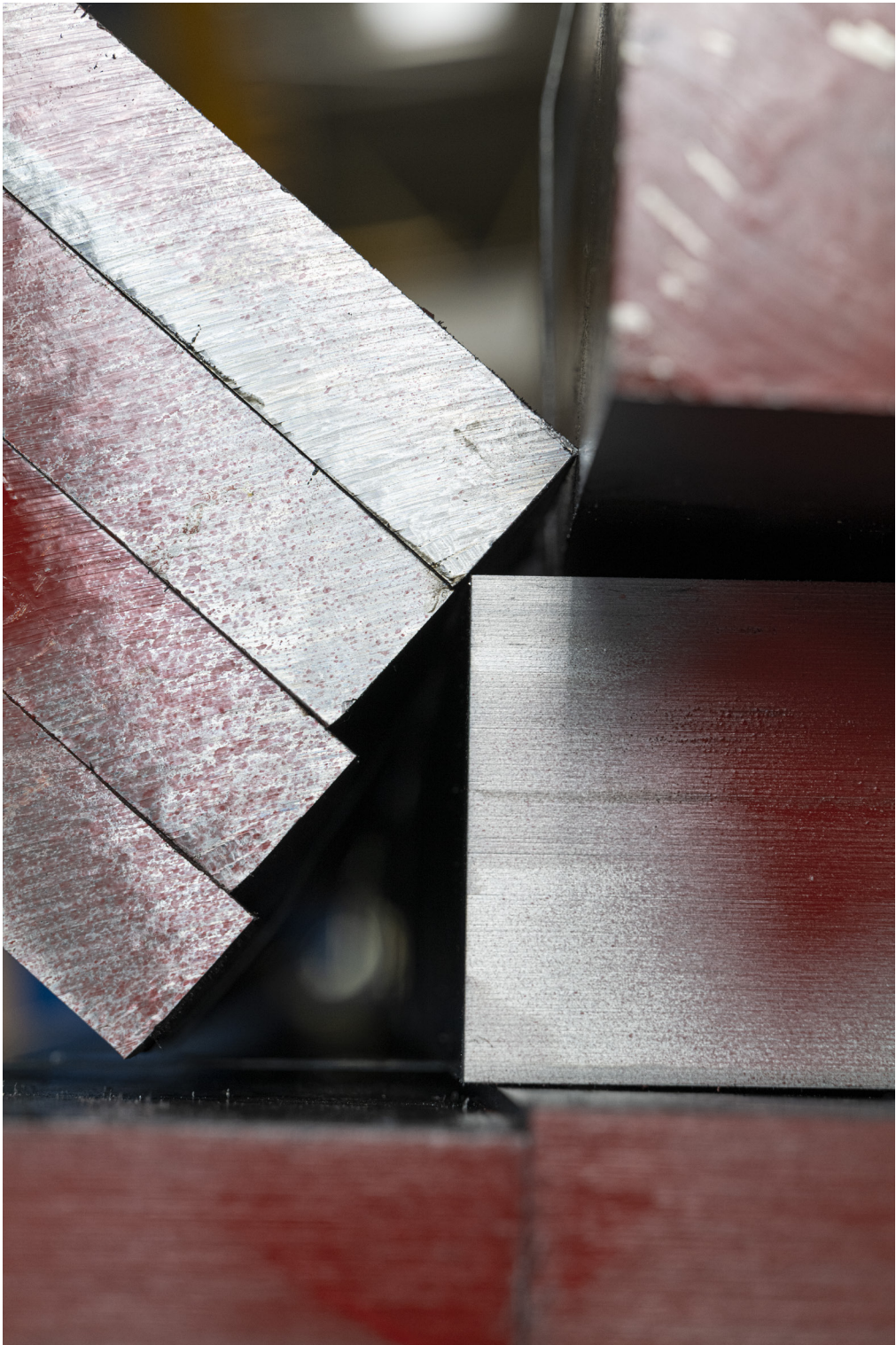
Come già osservato, il principio su cui si basa la durezza Rockwell è differente rispetto a quello della durezza Brinell e Vickers: affondamento h del penetratore nel primo caso, superficie dell'impronta S nel secondo. Tra le due scale, pertanto, non è possibile stabilire correlazioni basate sull'analogia fisica del fenomeno. D'altra parte è sempre possibile definire delle equivalenze empiriche tra le scale (HRB/HRC e HB/HV) eseguendo le misure di durezza con le diverse metodologie di prova a parità di tipo d'acciaio. Un esempio in tal senso è proposto in tabella 3.1, tratto dall'ASTM E140¹⁰. Per ulteriori indicazioni in merito alla prova Rockwell, si consiglia l'attenta lettura delle norme UNI EN ISO 6508 e ASTM E18¹¹.

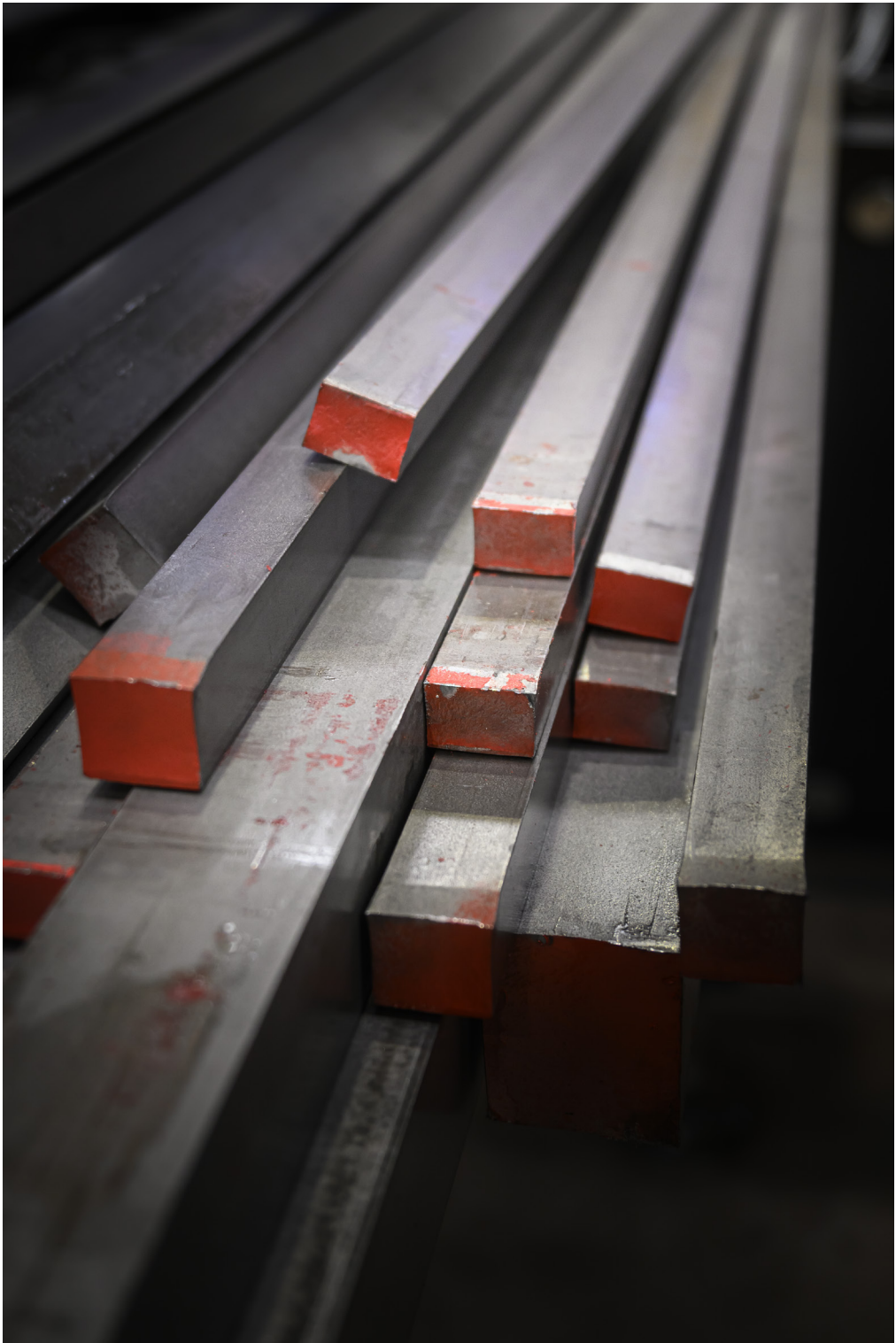
Rockwell B [HRB]	Vickers [HV]	Brinell [HBS/HBW]	Rockwell C [HRC]	Vickers [HV]	Brinell [HBS]	Brinell [HBW]
100	240	240	60	697
98	228	228	58	653	...	615
96	216	216	56	613	...	577
94	205	205	54	577	...	543
92	195	195	52	544	...	512
90	185	185	50	513	...	481
88	176	176	48	484	451	455
86	169	169	46	458	432	432
84	162	162	44	434	409	409
82	156	156	42	412	390	390
80	150	150	40	392	371	371
78	144	144	38	372	353	353
76	139	139	36	354	336	336
74	135	135	34	336	319	319
72	130	130	32	318	301	301
70	125	125	30	302	286	286
68	121	121	28	286	271	271
66	117	117	26	272	258	258
64	114	114	24	260	247	247
62	110	110	22	248	237	237
60	107	107	20	238	226	226

Tabella 3.1 – Tabella di equivalenza indicativa tra le prove di durezza HRB , HRC , HB , HV per acciai non austenitici [tratta da ASTM E140].

¹⁰ Si tratta della norma ASTM E140, Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb Hardness. Una norma analoga è la EN ISO 18265, Materiali metallici - Conversione dei valori di durezza.

¹¹ Si tratta delle norme EN ISO 6508-1, Materiali metallici - Prova di durezza Rockwell - Parte 1: metodo di prova, e della norma ASTM E18, Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials.





4. LA PROVA DI RESILIENZA DEGLI ACCIAI

4.1 Tenacità e fragilità

Qualunque sia l'applicazione finale, gli acciai devono sempre avere un comportamento tenace: solo in questo modo l'eventuale rottura del componente avviene dopo una consistente deformazione plastica della massa metallica, segno premonitore del possibile cedimento.

Se il comportamento dell'acciaio fosse invece fragile, si avrebbe rottura senza alcuna avvisaglia del problema. Il cedimento fragile si verifica infatti in modo repentino senza alcuna deformazione plastica: la propagazione della frattura è rapidissima, con velocità pari a quella del suono in quel mezzo (nel caso dell'acciaio circa 5000m/s). In molti casi, oltre al piano principale di frattura fragile, si osservano anche fenomeni di frammentazione con proiezioni di parti metalliche nell'ambiente circostante.

Con riferimento alle rotture duttili o fragili va segnalato un altro importante aspetto, spesso trascurato: l'utilizzo di un materiale intrinsecamente tenace non è una garanzia di cedimento duttile del componente. Non si deve dimenticare infatti che si manifestano rotture fragili anche in acciai a comportamento tenace. In questi casi la rottura non dipende dal materiale utilizzato ma dall'intervento di altri fattori quali:

- la bassa temperatura d'esercizio,
- l'elevata velocità di applicazione del carico,
- la presenza nel componente di cricche, discontinuità metallurgiche o geometriche a raggio di fondo intaglio tendente a zero,
- oppure l'effetto combinato delle cause precedentemente indicate.

La prova di resilienza o prova di resistenza all'impatto ha proprio questo scopo: è la prova meccanica più comune ed economica, utilizzata per quantificare la maggiore o minore resistenza alla frattura fragile di qualsiasi acciaio. Di fatto questa prova sperimentale, unitamente alla prova di trazione, è tra le più usate per stabilire la corrispondenza di un acciaio ad uno specifico riferimento normativo¹.

4.2 La prova di resilienza

La prova di resilienza o di Charpy² consiste nell'applicare un carico impulsivo ad un provino intagliato, sollecitato in flessione su tre punti: a questo scopo si utilizza un'opportuna macchina di prova, con mazza battente pendolare. In relazione alla tipologia di acciaio ed alla normativa di riferimento, il test può essere effettuato sia a temperatura ambiente che a temperature inferiori.

¹ Si noti che in ambito anglosassone la resilienza è chiamata *impact resistance* (o *impact strength*). Al contrario il termine *resilience*, anch'esso esistente in inglese, ha un significato molto diverso: si riferisce alla capacità di un materiale di assorbire energia qualora venga sollecitato meccanicamente e di restituirla una volta che venga scaricato. Il termine inglese *resilience*, per altro, è molto più usato in ambito psicologico che in campo meccanico, definendo l'attitudine di una persona a riprendersi rapidamente dalle difficoltà.

² La denominazione della prova fa riferimento a Georges Augustin Albert Charpy (1865-1945), ingegnere francese, che per primo la propose alla comunità scientifica durante il 7° Congresso Internazionale dell'Association for Testing of Materials, svoltosi a Budapest dall'8 al 13 settembre 1901.

Le normative EN ISO 148-1 e ASTM E23 prevedono due tipologie standardizzate di saggi di prova³: il provino Charpy con intaglio a V e il provino Charpy con intaglio ad U . In entrambi i casi si tratta di campioni prismatici della lunghezza di 55mm con sezione quadrata 10x10mm, caratterizzati dalla presenza di un intaglio⁴ in posizione mediana rispetto all'asse maggiore: nel primo l'intaglio è a V con angolo di 45° , profondità di 2mm e raggio di fondo di 0,25mm, nel secondo l'intaglio è a U , con profondità di 5mm e raggio di fondo di 1mm (figura 4.1).

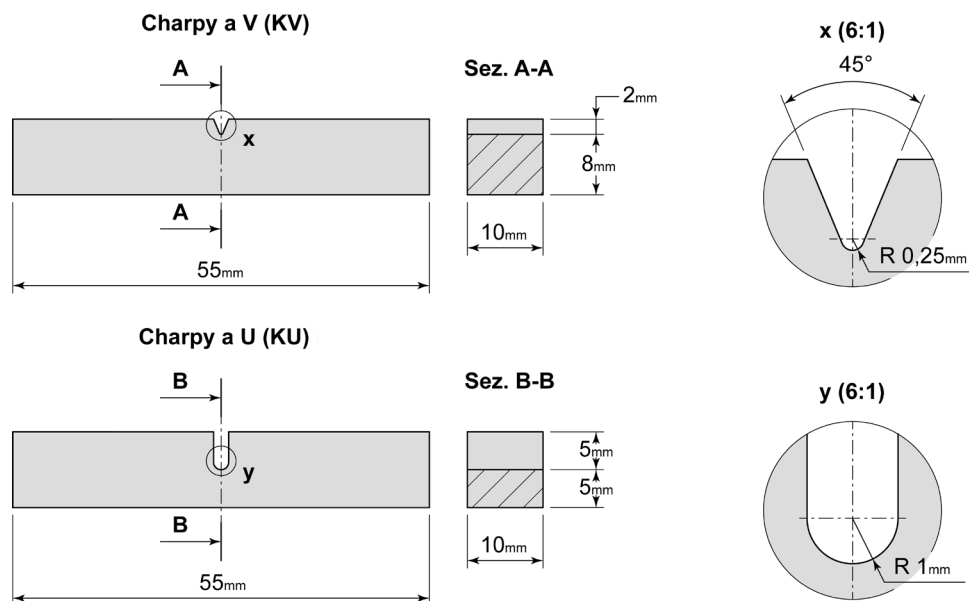


Figura 4.1 – Caratteristiche geometriche dei provini di resilienza con intaglio a V e con intaglio a U .

Il campione da esaminare, lasciato a temperatura ambiente o preventivamente raffreddato alla temperatura richiesta, viene posizionato con l'asse maggiore disposto orizzontalmente sui due appoggi della macchina di prova, detti incudini.

Il carico impulsivo viene generato dalla mazza battente pendolare lasciata cadere da un'altezza prefissata: la mazza impatta il provino in corrispondenza del suo piano mediano, sulla superficie opposta a quella in cui è ricavato l'intaglio.

³ Si tratta della norma EN ISO 148-1, *Metallic materials - Charpy pendulum impact test - Part 1: Test method*, che regola la prova di resilienza secondo i criteri europei e della norma ASTM E23, *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*, che si riferisce ai criteri americani.

⁴ La presenza dell'intaglio (a V o ad U) favorisce la rottura del provino inducendo in prossimità del suo apice uno stato di sforzo equitriassiale che inibisce localmente il moto delle dislocazioni limitando la deformazione plastica dell'acciaio.

A causa dell'elevata velocità dell'impatto, stimabile in circa 4-5m/s, il provino si deforma repentinamente fino a rompersi di schianto; la velocità di deformazione indotta nel materiale è molto elevata, dell'ordine di 10^3 s^{-1} (figura 4.2).

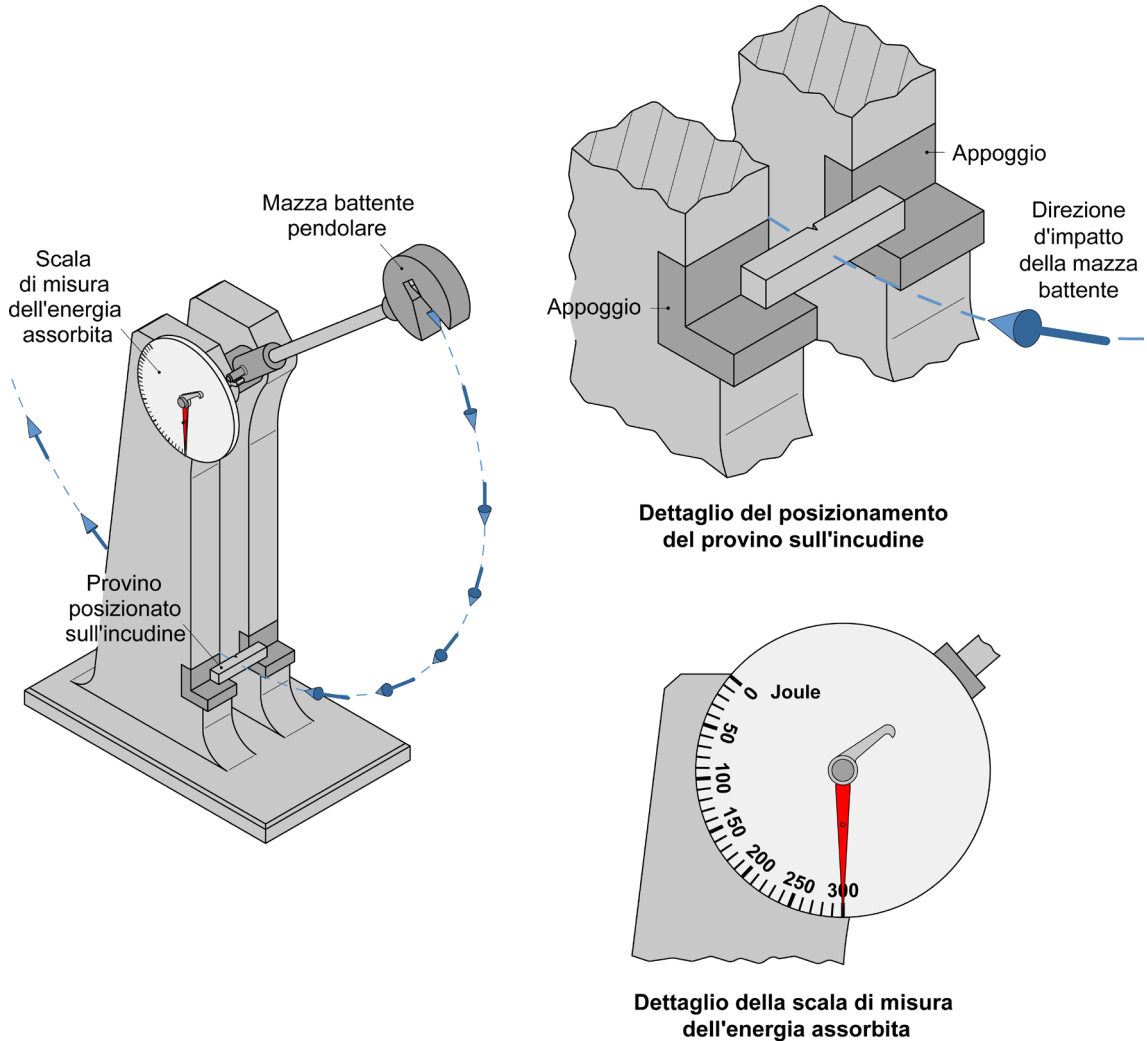


Figura 4.2 – Schema della macchina di prova e del posizionamento del provino con l'indicazione della direzione di caduta della mazza battente pendolare.

Il risultato della prova di Charpy è dato dalla quantità di energia utilizzata per rompere il provino ad una determinata temperatura di prova. Il valore viene restituito in automatico dalla macchina che calcola la differenza tra l'energia potenziale iniziale ($m \cdot g \cdot h_1$) e finale ($m \cdot g \cdot h_2$) posseduta dalla mazza battente. Si noti che tali grandezze sono proporzionali all'altezza iniziale (h_1) e a quella finale massima (h_2) a cui la mazza battente risale dopo aver impattato il campione.

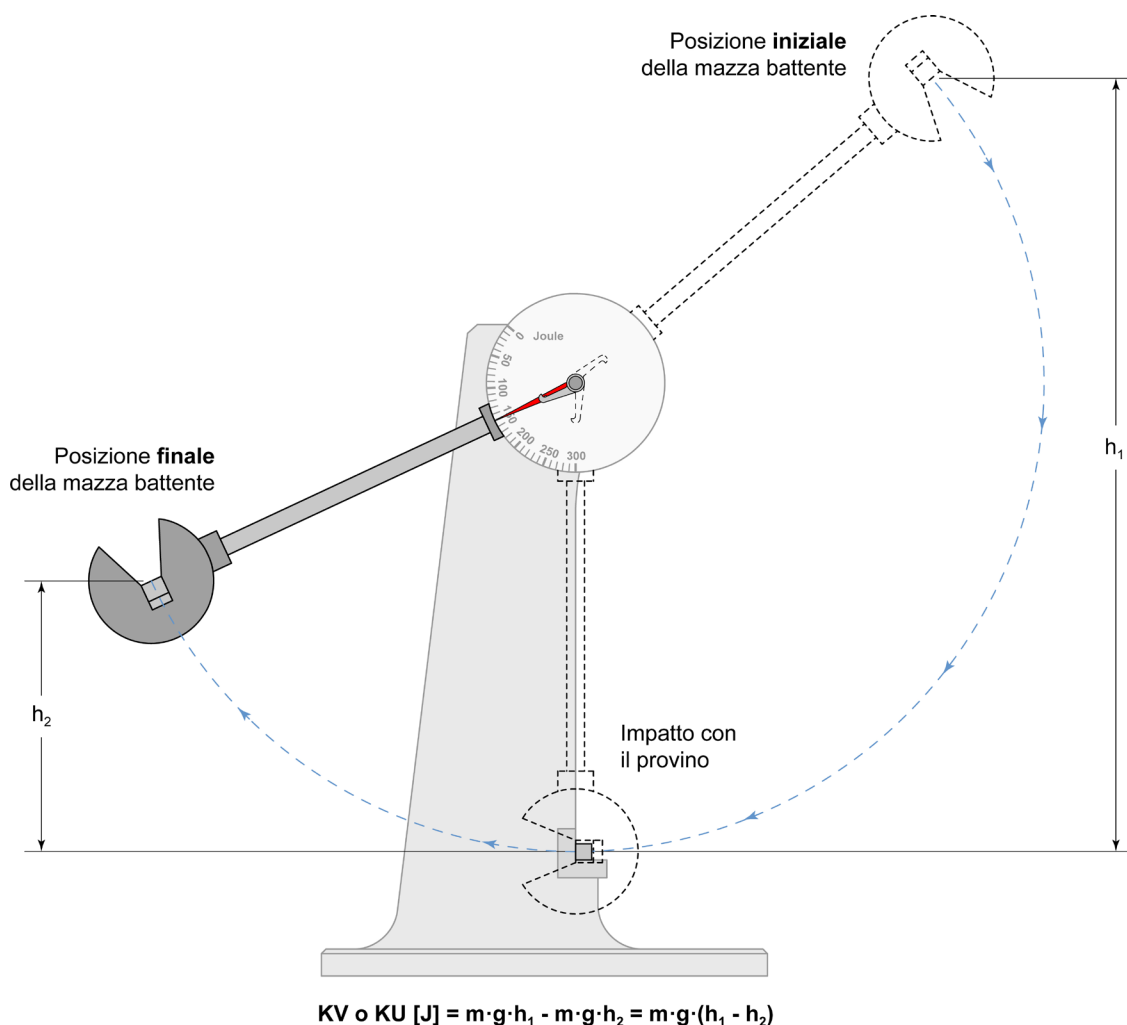


Figura 4.3 – Schematizzazione della modalità di calcolo dell'energia assorbita per rompere il provino di Charpy.

Al termine della prova il risultato viene espresso tramite la sigla KV o KU (provini Charpy con intaglio a *V* o con intaglio a *U*) seguita dal valore di energia espresso in Joule (figura 4.3).

A causa della dispersione dei risultati, la resilienza viene sempre misurata come valor medio di tre prove eseguite alla medesima temperatura. Se, ad esempio, per una terna di provini Charpy con intaglio a *V*, testati a -20°C, si ottenesse 65J, 57J e 60J, il valore della resilienza verrebbe indicato come $KV_{med, -20^{\circ}C} = 60,7J$. La maggiore o minore dispersione dei risultati è spesso legata alla modalità di fabbricazione dei saggi, oltreché alla corretta esecuzione della prova. La geometria, la profondità e, soprattutto, la finitura dell'intaglio sono parametri critici che devono essere tassativamente rispettati (figura 4.4). Il risultato può essere influenzato sensibilmente anche dall'errore di posizionamento del provino sull'incudine.

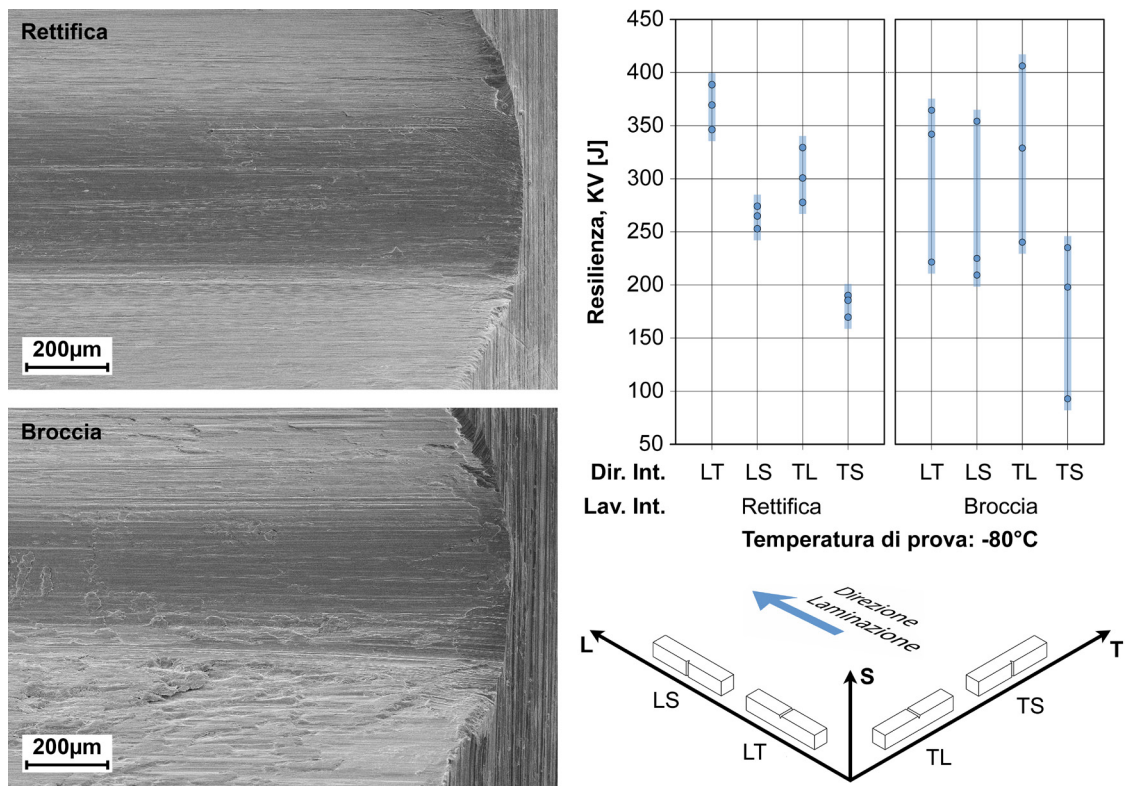


Figura 4.4 – Effetto delle modalità di lavorazione del provino sulla dispersione dei risultati della prova di resilienza: (a sinistra) aspetto microscopico del fondo dell’intaglio ottenuto per rettifica o di broccia, (a destra) andamento dei risultati della prova in relazione alla finitura dell’intaglio ed alla direzione di prelievo dei campioni (acciaio inossidabile bifasico EN X2CrNiMoN22-5-3, temperatura di prova: -80°C) [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

Un altro importante parametro che può essere valutato è l’aspetto macroscopico della superficie di frattura. L’esame visivo dei provini permette infatti di stabilire se la rottura sia avvenuta in modo completamente tenace, completamente fragile o misto tenace/fragile.

Le differenti tipologie di rottura sono chiaramente osservabili ad occhio nudo. Le fratture fragili appaiono altamente riflettenti, mentre quelle duttili sono più opache e dall’aspetto fibroso.

In caso di rotture miste il cedimento fragile è sempre localizzato nella porzione centrale della superficie di frattura al di sotto dell’intaglio, mentre la zona duttile è posizionata sul perimetro esterno (figura 4.5).

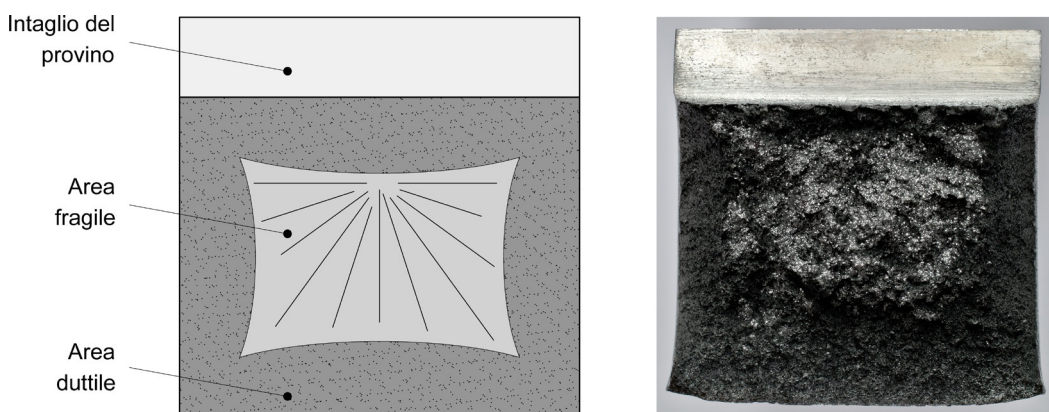


Figura 4.5 – Schematizzazione ed esempio reale della superficie di frattura di un provino di resilienza con l’indicazione delle aree di cedimento duttile e fragile (acciaio automatico tipo EN 11SMnPb37, temperatura di prova: 20°C, KV = 21J; percentuale di frattura fragile: 35%). [Laboratori Hammer S.r.l., Rho – MI].

La prova di resilienza è di fondamentale importanza per classificare gli acciai in base alla loro tenacità/fragilità al variare della temperatura d’esercizio, condizione cruciale per una corretta scelta dei materiali destinati alla costruzione di strutture o componenti meccanici. La prova di Charpy consente infatti di valutare la maggiore o minore sensibilità alla frattura fragile in modo semplice e rapido, essendo più adatta per stimare questa proprietà rispetto alla prova di trazione.

D’altra parte *il valore di energia assorbita durante la prova di resilienza non è un dato utilizzabile in sede progettuale*⁵: variando infatti la forma dell’intaglio e/o le dimensioni del provino, si ottengono risultati non confrontabili tra loro a parità d’acciaio e di temperatura a cui viene eseguito il test. Inoltre va rilevato come la condizione di carico imposta al campione (urto ad elevatissima velocità d’impatto) sia oltremodo severa e per nulla rappresentativa delle soluzioni progettuali abitualmente adottate per componenti meccanici.

4.3 La curva di transizione

Quando si vuole avere un’indicazione pratica della resistenza alla frattura fragile di un acciaio, il dato da considerare non è tanto il livello massimo di energia assorbita per rompere il provino, vale a dire il valore della resilienza in sé, quanto piuttosto la capacità del materiale di continuare ad assorbire energia anche per temperature via via più fredde.

⁵ Il principale motivo per cui, all’inizio degli anni ‘70 del secolo scorso, si è sviluppata la disciplina della meccanica della frattura è quello di misurare un parametro utile in sede progettuale (la cosiddetta “tenacità alla frattura, K_{Ic} ”) che tenga conto della resistenza alla frattura fragile degli acciai al variare della temperatura. Per approfondimenti sul tema si veda, ad esempio, Broek D., *The Practical Use of Fracture Mechanics*, Kluwer, Dordrecht, NL, 1988.

Questa informazione può essere ottenuta solo effettuando una sequenza di prove di resilienza a temperature inferiori a quella ambiente. Così facendo si riesce a determinare la temperatura in corrispondenza della quale avviene il passaggio da un meccanismo di cedimento tenace (elevato assorbimento d'energia, bassa percentuale di frattura fragile) ad uno fragile (basso assorbimento d'energia, elevata percentuale di frattura fragile): tale temperatura è detta *temperatura di transizione* e rappresenta il livello al di sotto del quale il rischio di frattura fragile diviene concreto (figura 4.6).

Temperatura di prova [°C]	20	-30	-60	-90	-120	-150	-196
Resilienza, KV [J]	84 - 77 - 80	74 - 79 - 82	64 - 69 - 59	33 - 40 - 36	15 - 13 - 17	8 - 4 - 6	3 - 4 - 1
Frattura fragile [%]	0 - 0 - 0	2 - 0 - 0	20 - 25 - 28	64 - 56 - 61	86 - 80 - 87	95 - 100 - 97	100 - 100 - 100

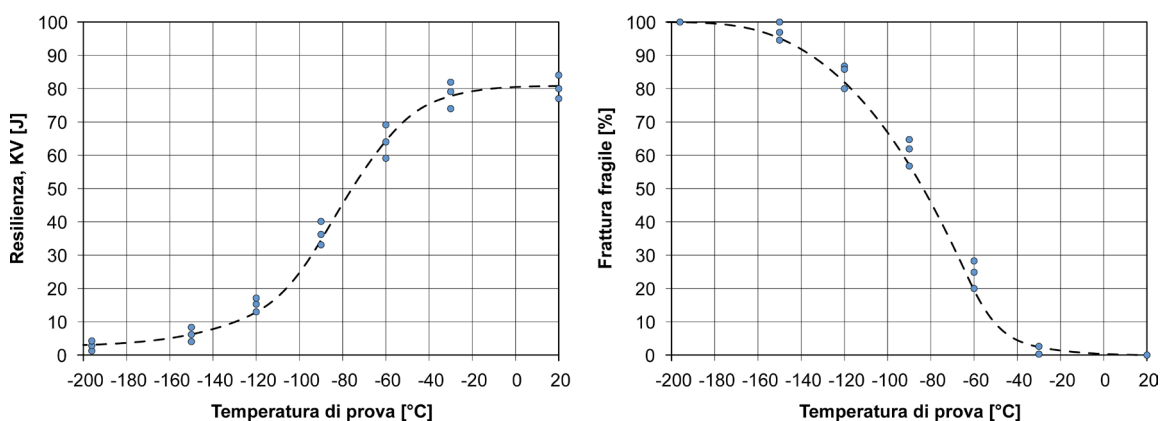


Figura 4.6 – Curve di transizione per un acciaio tipo EN 36CrNiMo4, temprato in olio e rinvenuto a 620°C. I diagrammi sono stati ottenuti interpolando i dati di resilienza misurati a temperature via via più fredde di quella ambiente (a sinistra: energia assorbita-temperatura di prova; a destra: percentuale di frattura fragile-temperatura di prova) [Laboratori Hammer S.r.l., Rho – MI].

La temperatura di transizione non è definibile con precisione dato che sia la diminuzione di energia, sia l'aumento dell'area di frattura fragile si manifestano sempre con gradualità. Per individuare questo parametro è quindi necessario adottare una convenzione⁶ (figura 4.7):

- la temperatura di transizione, T_{tr} , è determinata in corrispondenza del valore di energia medio fra il livello massimo e quello minimo della curva di transizione;
- la temperatura di transizione, FATT (*Fracture Appearance Transition Temperature*), è definita in corrispondenza della superficie che produce il 50% di frattura fragile.

⁶ Nella presente trattazione sono descritti i criteri più comuni per definire la temperatura di transizione degli acciai. Per ulteriori approfondimenti si veda Dieter G. E., *Mechanical Metallurgy*, McGraw Hill, London, UK, 1988.

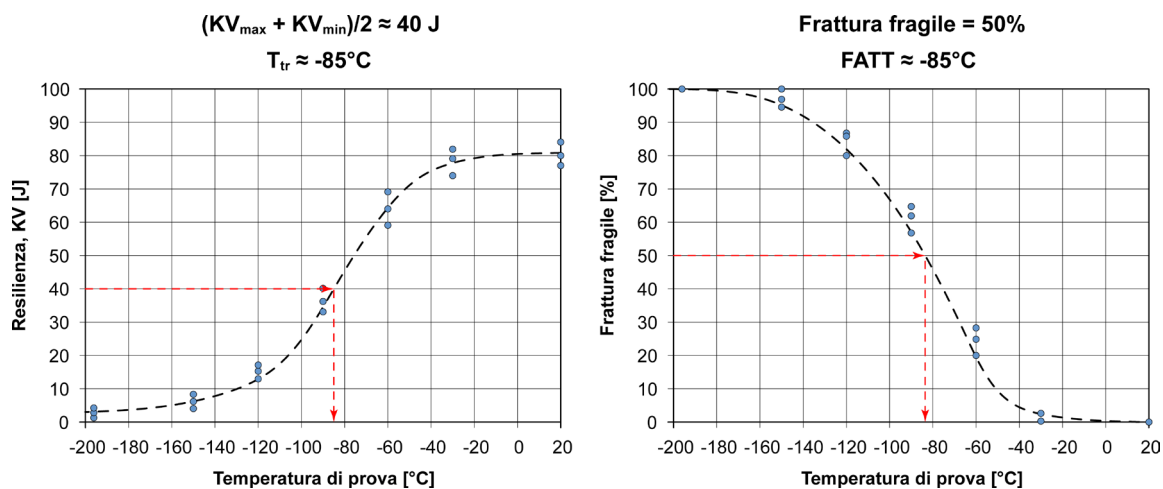


Figura 4.7 – Individuazione della temperatura di transizione a partire dalle curve sperimentali riportate in figura 4.6.

Un altro criterio ricorrente, soprattutto nelle normative di prodotto, individua la temperatura di transizione in base ad un valore arbitrario di energia assorbita che, per gli acciai da costruzione di uso generale, è pari a 27J. In questo caso particolare ci si riferisce alla temperatura di transizione con l'acronimo *DTT* (*Ductility Transition Temperature*). Si noti bene che il valore di 27J per la determinazione della temperatura di transizione deriva da prove sperimentali e, pertanto, non può essere considerato come un valore univoco di riferimento per ogni tipologia di acciaio⁷.

4.4 Metallurgia degli acciai e resilienza

La resistenza alla frattura fragile, o resilienza, è strettamente legata alle caratteristiche metallurgiche dell'acciaio: gli acciai ad altissima resistenza, ad esempio, sono intrinsecamente molto più fragili di quelli dolci al carbonio o degli acciai inossidabili austenitici. In alcuni casi, inoltre, la fragilità del materiale può anche aver origine da fenomeni di infragilimento, quali l'infragilimento da idrogeno, la fragilità da rinvenimento, l'invecchiamento degli acciai dolci al carbonio, ecc.

Per incrementare la resilienza di un acciaio si può agire su alcune caratteristiche metallurgiche; tra queste si sottolineano la composizione chimica, la dimensione media del grano, la microstruttura e il contenuto inclusionale.

⁷ "27J" deriva dalla conversione in unità di misura del sistema internazionale dell'indicazione numerica anglosassone "20ft-lb_i" (piede x libbre forza). Stabilita negli Stati Uniti all'inizio del '900 come soglia di accettabilità della resistenza all'impatto di acciai comuni, questa indicazione è ancora presente nei sistemi normativi dell'ASTM (*American Society for Testing and Materials*) e dell'ASME (*American Society of Mechanical Engineers*).

Il miglioramento più rilevante può essere ottenuto controllando il tenore di carbonio, elemento che, a tutti gli effetti, ha un'influenza nociva nei confronti della resistenza alla frattura fragile degli acciai. La diminuzione di questo elemento chimico rende l'acciaio più tenace: la *DTT* si sposta di circa 14°C verso temperature più fredde per ogni riduzione di 0,1% di carbonio. Non si dimentichi, però, che l'abbassamento del tenore di carbonio, comporta anche la progressiva diminuzione della durezza e della resistenza a trazione dell'acciaio (figura 4.8).

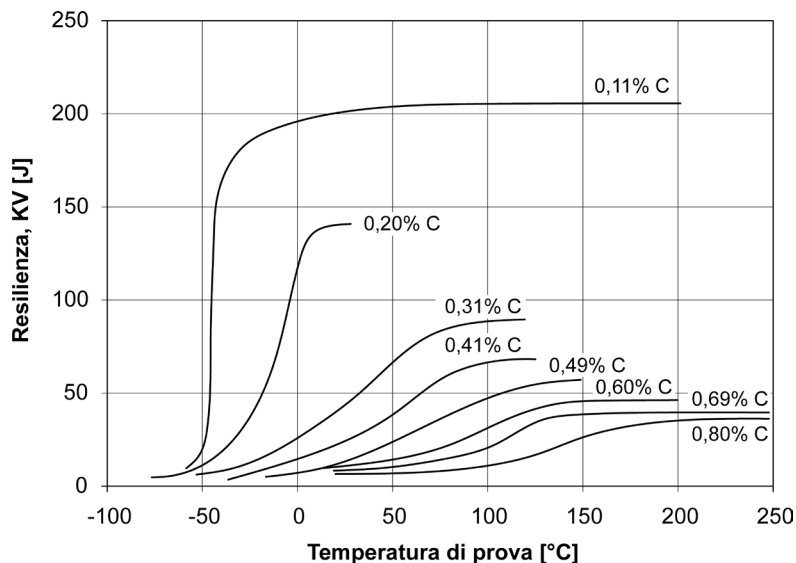


Figura 4.8 – Effetto del carbonio sulla curva di transizione di acciai non legati dopo normalizzazione (microstruttura ferritico-perlitica) [tratto da Burns e Pickering 1964].

Il manganese e il nichel hanno invece effetti benefici. L'aggiunta di manganese trasla la *DTT* verso temperature più fredde di circa 5°C per ogni aumento dello 0,1%. Per garantire un livello adeguato di resistenza alla frattura fragile, il rapporto manganese/carbonio deve normalmente essere compreso fra 3 e 7: in tal modo è possibile diminuire la temperatura di transizione, T_{tr} , fino a circa -50°C, come è tipico per la maggior parte degli acciai da costruzione di uso generale (figura 4.9).

Il nichel ha un effetto ancor più favorevole del manganese: per contenuti compresi fra il 3% e l'8%⁸ consente di spostare la *DTT* verso temperature prossime a -150°C. Quantitativi maggiori permettono di eliminare del tutto la temperatura di transizione, ottenendo una curva pressoché orizzontale. In queste condizioni il materiale risulta tenace a qualsiasi temperatura d'impiego (figura 4.10)⁹.

⁸ Per contenuti di nichel superiori al 5% l'acciaio deve essere necessariamente identificato come acciaio legato e non è più possibile considerarlo né come acciaio da costruzione di uso generale, né come acciaio speciale da costruzione.

⁹ Tutti i metalli e le leghe che, a temperatura ambiente, hanno un reticolo cristallino cubico a facce centrate (C.F.C.) come il rame, l'alluminio, l'argento, l'oro, il nichel, il piombo ed il platino non presentano la transizione tenace-fragile. Anche gli acciai possono acquisire questa proprietà grazie all'aggiunta di un contenuto di nichel superiore all'8%. Il nichel è infatti un elemento austenitizzante che stabilizza l'austenite a temperatura ambiente.

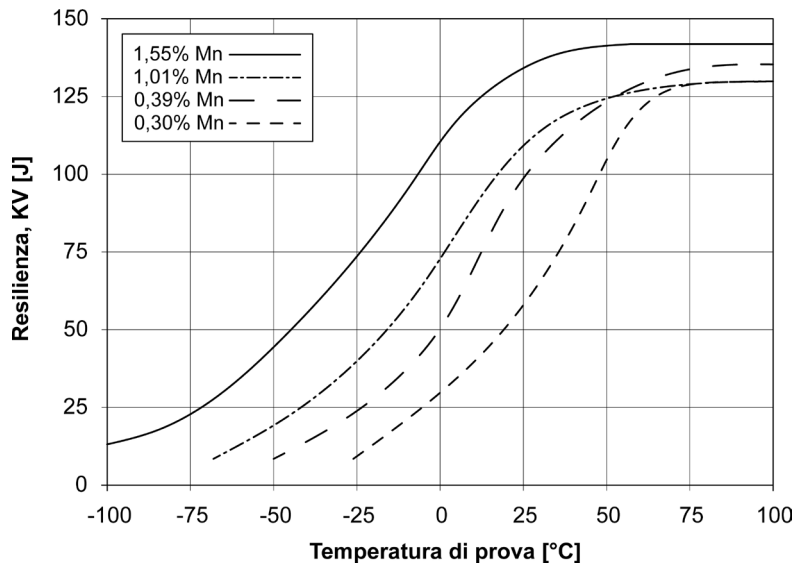


Figura 4.9 – Effetto del manganese sull’andamento della curva di transizione di un acciaio a medio-basso tenore di carbonio ($C = 0,30\%$; trattamento di normalizzazione; struttura ferritico-perlitica) [tratto da Rineholt e Harris 1951].

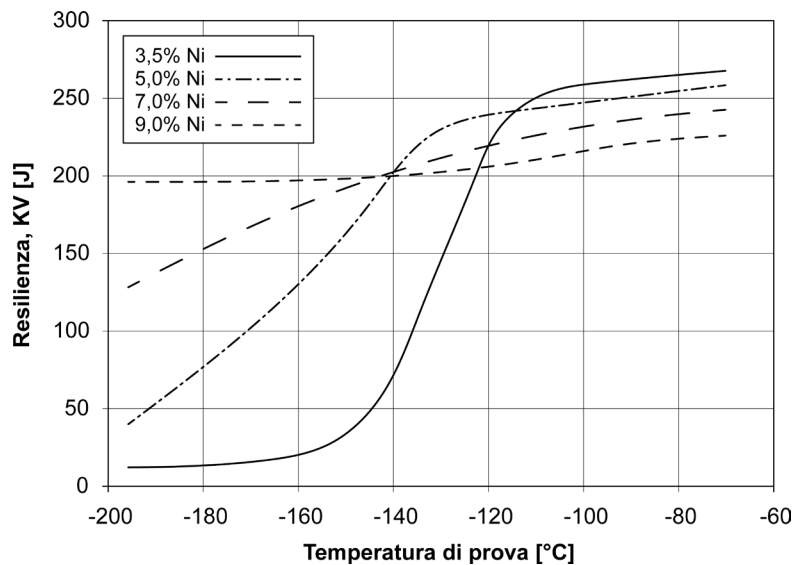


Figura 4.10 – Effetto del nichel sull’andamento della curva di transizione di acciai a basso tenore di carbonio ($C = 0,055-0,062\%$; $Mn = 0,71-0,73\%$; $Si = 0,18-0,23\%$) [tratto da Wang et al. 2017].

Gli altri elementi di lega eventualmente presenti nell'acciaio, quali cromo, molibdeno, silicio, alluminio, vanadio e niobio hanno effetti variabili.

Il cromo e il molibdeno migliorano i valori di energia assorbita anche se favoriscono un leggero spostamento della transizione tenace-fragile verso temperature più calde. A tale proposito è opportuno ricordare che il cromo è normalmente aggiunto per aumentare la temprabilità dell'acciaio, mentre il molibdeno ha lo scopo di inibire il fenomeno della fragilità da rinvenimento.

Il silicio, nei tipici tenori connessi al processo di fabbricazione dell'acciaio (0,15-0,30%), ha effetti benefici poiché riduce il livello inclusionale del materiale; in percentuali maggiori (0,75-2,00%), come nel caso degli acciai per molle, la resilienza peggiora leggermente.

L'alluminio, usato come disossidante dell'acciaio, contribuisce a migliorare la resilienza poiché favorisce la riduzione della dimensione media del grano cristallino (figura 4.11).

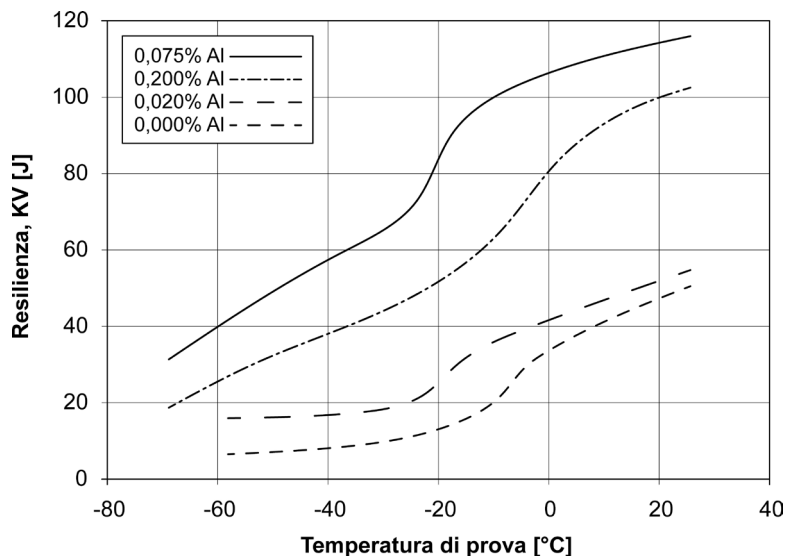


Figura 4.11 – Effetto dell'alluminio sull'andamento delle curve di transizione di acciai a medio tenore di carbonio allo stato normalizzato [tratto da ASM-H.1 1991].

Vanadio e niobio vengono usati come micro-alliganti negli acciai a basso tenore di carbonio: di solito i tenori massimi sono dell'ordine di 0,10-0,15%. La presenza di questi elementi, oltre ad indurre il rafforzamento per precipitazione nell'acciaio (acciai *HSLA*), tende ad inibire l'accrescimento dei grani durante i processi termomeccanici di fabbricazione dei semilavorati. Vanadio e niobio favoriscono perciò il miglioramento della resilienza, sia in termini di energia assorbita che di spostamento della transizione verso temperature più fredde (figura 4.12).

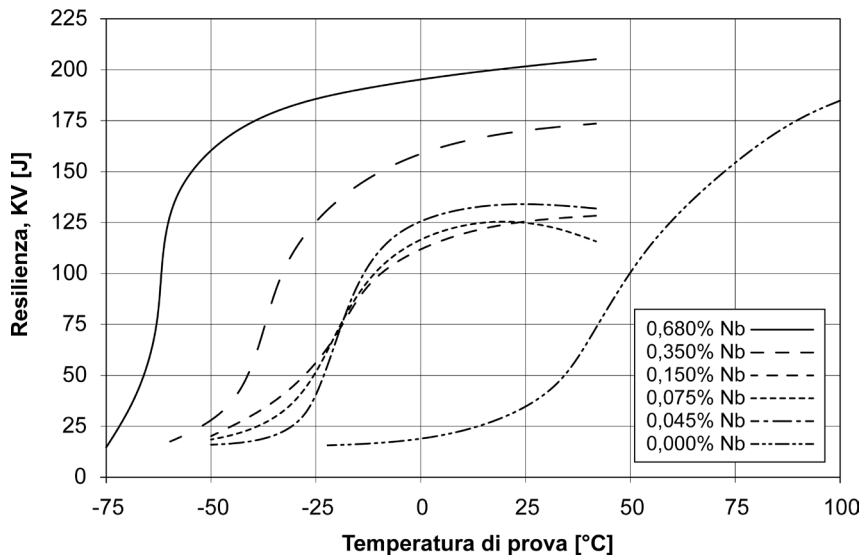


Figura 4.12 – Effetto del niobio sull’andamento delle curve di transizione di acciai a basso tenore di carbonio, normalizzati a 955°C [tratto da Phillips et al. 1964].

Il fosforo, lo zolfo e l’ossigeno sono invece elementi nocivi. Essi esercitano un drastico effetto peggiorativo sulla resistenza alla frattura fragile: la *DTT* trasla verso temperature più calde di circa 5-7°C per ogni 0,01% di fosforo o zolfo e di circa 6°C per ogni 0,001% di ossigeno (figura 4.13).

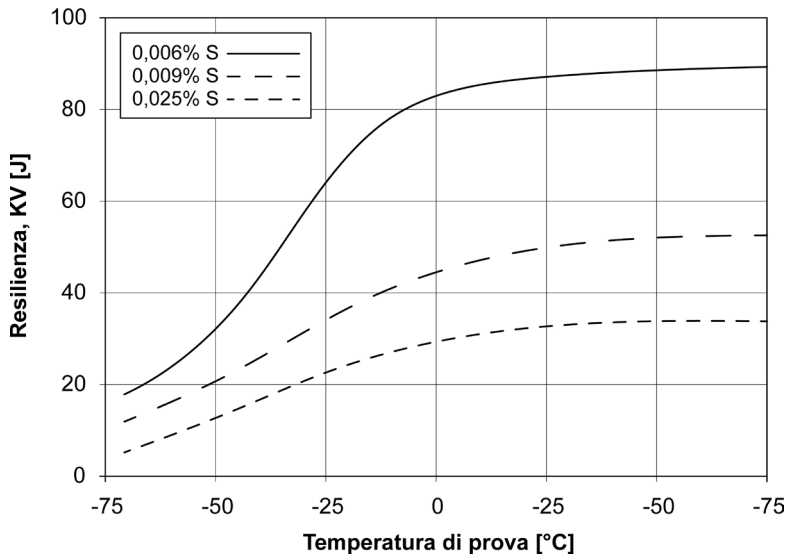


Figura 4.13 – Effetto dello zolfo sull’andamento delle curve di transizione per acciai tipo HSLA [tratto da ASM-H.1 1991].

A parità di composizione chimica, anche la dimensione media del grano cristallino esercita un effetto importante: col diminuire della dimensione dei grani, la temperatura di transizione si sposta verso valori via via sempre più freddi. Negli acciai da costruzione di uso generale, ad esempio, la temperatura di transizione tenace-fragile diminuisce di circa 16°C per ogni incremento di un punto sulla scala di misura ASTM¹⁰ della dimensione del grano. Per questo motivo gli acciai da costruzione di uso generale, a parità di composizione chimica, hanno migliore resilienza se vengono sottoposti a trattamento di normalizzazione (struttura di ferrite e perlite fine) rispetto a quello di ricottura (struttura di ferrite e perlite grossolana).

Un altro elemento di rilievo è la microstruttura (figura 4.14): negli acciai speciali da costruzione la microstruttura più tenace è la martensite rinvenuta, seguita da bainite e perlite.

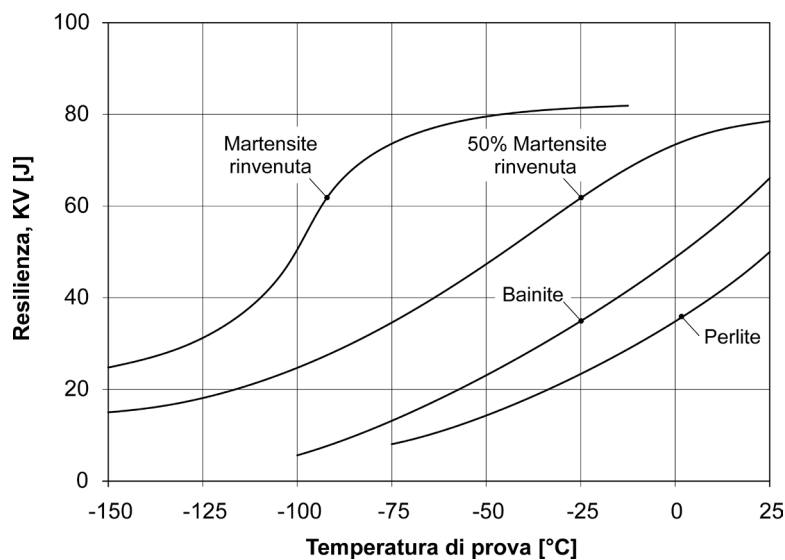


Figura 4.14 – Effetto della microstruttura sulla resistenza alla frattura fragile in un acciaio da bonifica a medio tenore di carbonio (C = 0,40%; Cr = 0,70%, Mo = 0,32%). Nota: la struttura perlitica è ottenuta mediante un raffreddamento con stazionamento isothermico a 650°C; la struttura bainitica è ottenuta tramite un raffreddamento in bagno di piombo fuso a 450°C; la struttura al 50% di martensite è ottenuta mediante tempra in bagno di piombo fuso a 450°C per 35 secondi; la struttura al 100% di martensite è ottenuta tramite tempra in olio; in tutti i casi il rinvenimento è stato eseguito per avere la medesima durezza finale [tratto da ASM-H.1 1991].

¹⁰ Secondo la normativa ASTM E112, *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size* (a cui si rimanda per ulteriori approfondimenti), la dimensione media del grano austenitico viene determinata mediante microscopia ottica dopo preparazione ed attacco del campione seguendo specifiche procedure (ad esempio con il metodo McQuaid-Ehn). La dimensione media del grano, indicata con G , è data dal numero di grani n osservabili su una superficie del campione di un pollice quadrato ($25,4 \times 25,4 \text{ mm} \cong 645 \text{ mm}^2$) a 100 ingrandimenti. La formula che consente di calcolare G è $n = 2^{G-1}$. Si noti che G aumenta al diminuire della dimensione media del grano. Una microstruttura cristallina avente $G = 12$ corrisponde ad una dimensione media del grano di $5,6 \mu\text{m}$, $G = 10$ corrisponde a $11 \mu\text{m}$, $G = 8$ corrisponde a $22 \mu\text{m}$, $G = 6$ corrisponde a $45 \mu\text{m}$, $G = 4$ corrisponde a $90 \mu\text{m}$, $G = 2$ corrisponde a $180 \mu\text{m}$. Tipicamente un acciaio di buona qualità ha una dimensione media del grano che va da $G = 6$ a $G = 10$. In ogni caso più l'acciaio ha grano fine, più le sue proprietà meccaniche - resistenza a trazione, durezza e resilienza - saranno migliori.

Anche lo stato inclusionale è molto importante: acciai molto puliti, cioè con una quantità ed una dimensione delle inclusioni ridotta, hanno comportamento nettamente migliore rispetto ad acciai più sporchi. Questa tendenza è resa evidente dal confronto fra il comportamento tenace-fragile di un acciaio da costruzione di uso generale tipo EN S355 con quello di un acciaio automatico tipo EN 11SMn30 (figura 4.15).

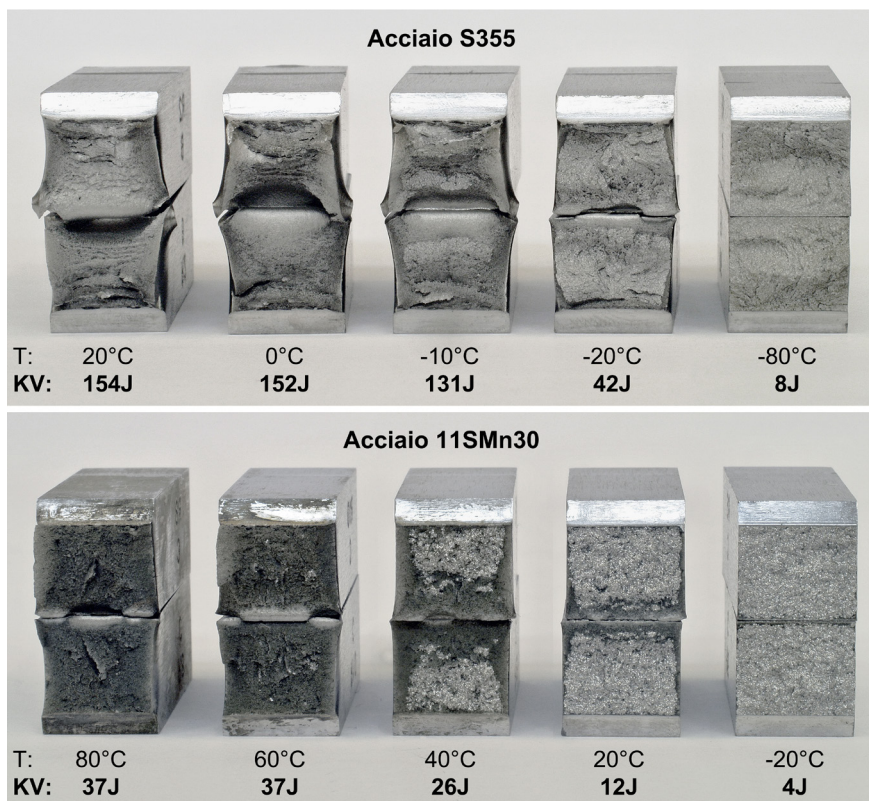


Figura 4.15 – Aspetto della superficie di frattura di provini di resilienza (in alto) per un acciaio da costruzione di uso generale tipo EN S355 e (in basso) per un acciaio automatico tipo EN 11SMn30 [Laboratori Hammer S.r.l., Rho – MI].

Un ultimo fattore di estrema importanza per comprendere i problemi di tenacità/fragilità degli acciai è legato alla "bandosità" (o struttura a bande), vale a dire alla disposizione che le fibre del materiale assumono a valle del processo di colata e di deformazione plastica a caldo. Ogni volta che viene realizzato un semilavorato, sia esso ottenuto per laminazione, forgiatura o stampaggio, il materiale assume una struttura fibrosa - del tutto simile a quella del legno - orientata lungo la direzione di deformazione plastica prevalente. Per effetto della struttura a bande si osserva un fenomeno singolare: le proprietà meccaniche misurate nel senso della direzione delle fibre tendono ad essere sistematicamente superiori rispetto a quelle ricavate in direzione trasversale.

A questo proposito la figura 4.16 mostra l'andamento delle curve di transizione per provini estratti parallelamente e trasversalmente all'asse di una lamiera deformata plasticamente a caldo. I provini *A* e *B* sono ricavati in direzione parallela a quella di laminazione: nel caso *A* l'intaglio ha la giacitura lungo lo spessore, mentre nel *B* è orientato in direzione normale all'asse. I provini *C* sono invece disposti trasversalmente alla direzione di laminazione e l'intaglio è posizionato lungo lo spessore.

Come è facile intuire nei provini orientati parallelamente alla direzione di laminazione (*A* e *B*), tutte le fibre collaborano alla resistenza dell'acciaio e la loro disposizione è tale da opporsi alla propagazione della frattura. Al contrario, nei campioni disposti trasversalmente all'asse (*C*), il cedimento si sviluppa attraversando fibre adiacenti che ostacolano solo in modo marginale lo sviluppo della rottura. L'energia assorbita dai provini *C* è perciò nettamente inferiore rispetto ai casi *A* e *B*.

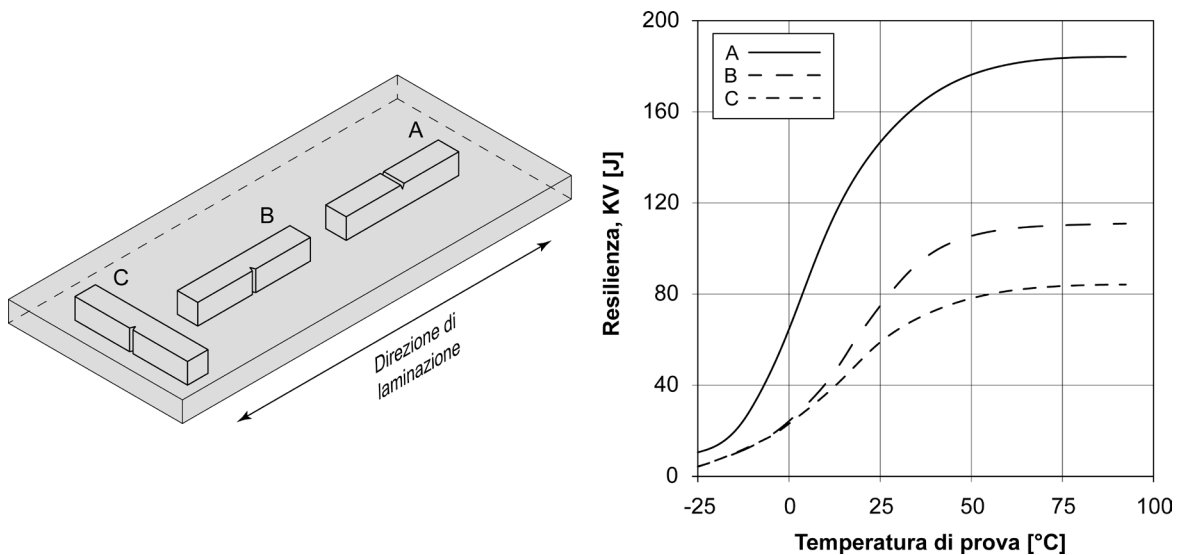


Figura 4.16 – Curve di transizione tenace-fragile per un acciaio con $C = 0,012\%$. Effetto della fibratura di una lamiera deformata plasticamente a caldo in funzione della direzione di prelievo dei provini [tratto da Puzak et al. 1952].



5. IL CEDIMENTO DUTTILE E FRAGILE DEGLI ACCIAI

5.1 I meccanismi di cedimento

Il comportamento macroscopicamente duttile o fragile di un acciaio trova giustificazione nei meccanismi di deformazione e rottura che si manifestano a livello microscopico nei reticoli cristallini.

Nel caso della deformazione plastica il fenomeno fisico predominante è lo scorrimento dei piani cristallografici, vale a dire la traslazione relativa di due o più aree di un reticolo cristallino sottoposto a sollecitazioni di taglio τ . Questo meccanismo di deformazione è favorito dalla presenza delle dislocazioni, senza le quali lo sforzo di taglio τ sarebbe superiore di alcuni ordini di grandezza rispetto a quello misurato sperimentalmente¹. Quanto descritto non consente però di comprendere perché un componente meccanico si deforma quando viene sollecitato da forze esterne di trazione, compressione, flessione e torsione semplice, o da una loro combinazione.

Per capire meglio il problema è utile considerare il modello di Schmid che consente di determinare l'entità dello sforzo di taglio τ ipotizzando che la massa metallica sia sottoposta a trazione semplice e che sia costituita da un singolo grano di forma cilindrica.

In base a questo modello gli sforzi medi τ e σ , agenti in direzione tangenziale e normale ad un generico piano A del grano cristallino, sono legati alla forza F applicata e all'area A_0 normale all'asse, secondo le relazioni:

$$\tau = \frac{F}{A_0} \cdot \cos \theta \cdot \cos \varphi \quad [\text{eq. 5.1}]$$

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \cdot \cos \theta \cdot \sin \varphi \quad [\text{eq. 5.2}]$$

essendo θ e φ gli angoli compresi tra l'asse e , rispettivamente, la parallela e la normale al piano A . Variando l'inclinazione di quest'ultimo è possibile determinare l'angolo φ per cui τ e σ raggiungono il livello più alto: la sollecitazione di scorrimento massima τ_{\max} si ha per $\varphi = 45^\circ$ mentre quella di trazione massima σ_{\max} per $\varphi = 90^\circ$ (figura 5.1).

La deformazione plastica non si manifesta però per qualsiasi livello di τ : affinché si abbia lo scorrimento della massa metallica, è necessario che lo sforzo massimo di taglio τ_{\max} superi un valore critico, detto τ_c , sufficiente ad attivare il moto delle dislocazioni.

Il modello di Schmid, per quanto semplice possa apparire, consente di comprendere perché, negli acciai che manifestano un comportamento macroscopicamente duttile, il piano di frattura sia sempre inclinato di 45° rispetto alla direzione dello sforzo principale massimo: esempio tipico è il fenomeno della deformazione con strizione nei provini di trazione.

¹ Per una trattazione approfondita sulle dislocazioni e, più in generale, sui difetti del reticolo cristallino è possibile fare riferimento al capitolo 2 del testo Boniardi M., Casaroli A., *Metallurgia degli acciai - Parte prima*, Lucefin, Esine, 2017.

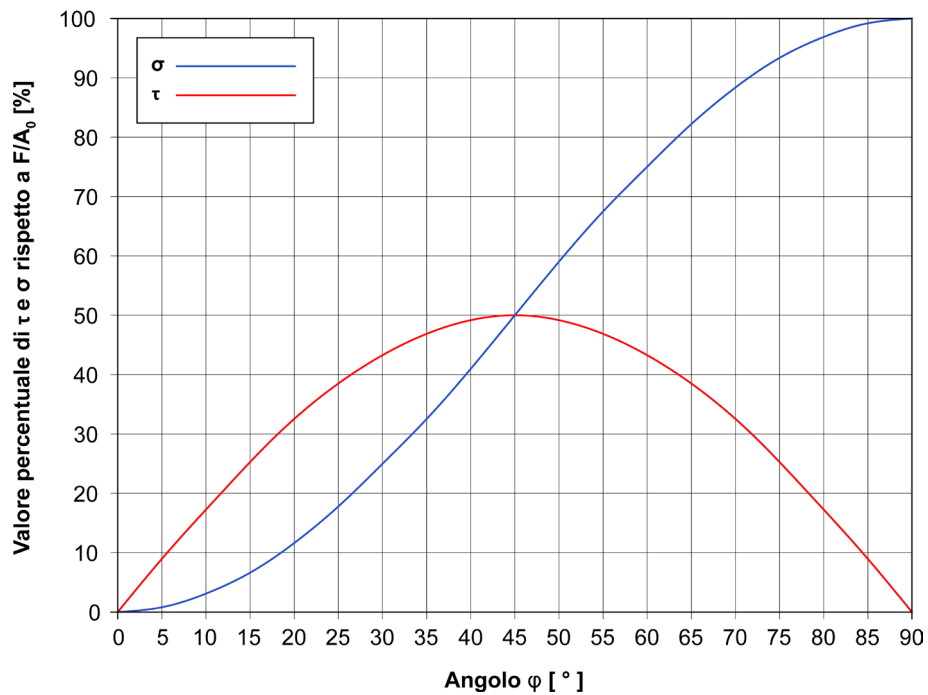
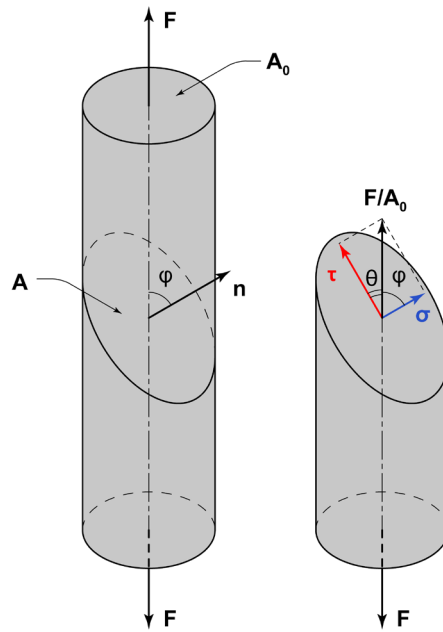


Figura 5.1 – Andamento degli sforzi medi in direzione tangenziale (τ) e normale (σ) ad un piano A inclinato rispetto all'asse secondo gli angoli θ e φ . I valori di τ e σ sono espressi come percentuale dello sforzo medio generato dalla forza F sulla superficie A_0 , normale all'asse del grano [tratto da Brooks et al. 1993].

Per estendere la schematizzazione di Schmid ai reticoli cristallini è necessario introdurre due ulteriori concetti. In un generico reticolo lo scorrimento plastico si innesca preferenzialmente tra piani cristallografici aventi:

- maggiore densità atomica e
- maggiore distanza interplanare,

vale a dire tra piani in corrispondenza dei quali l'energia E necessaria per ottenere lo scorrimento è minima (figura 5.2).

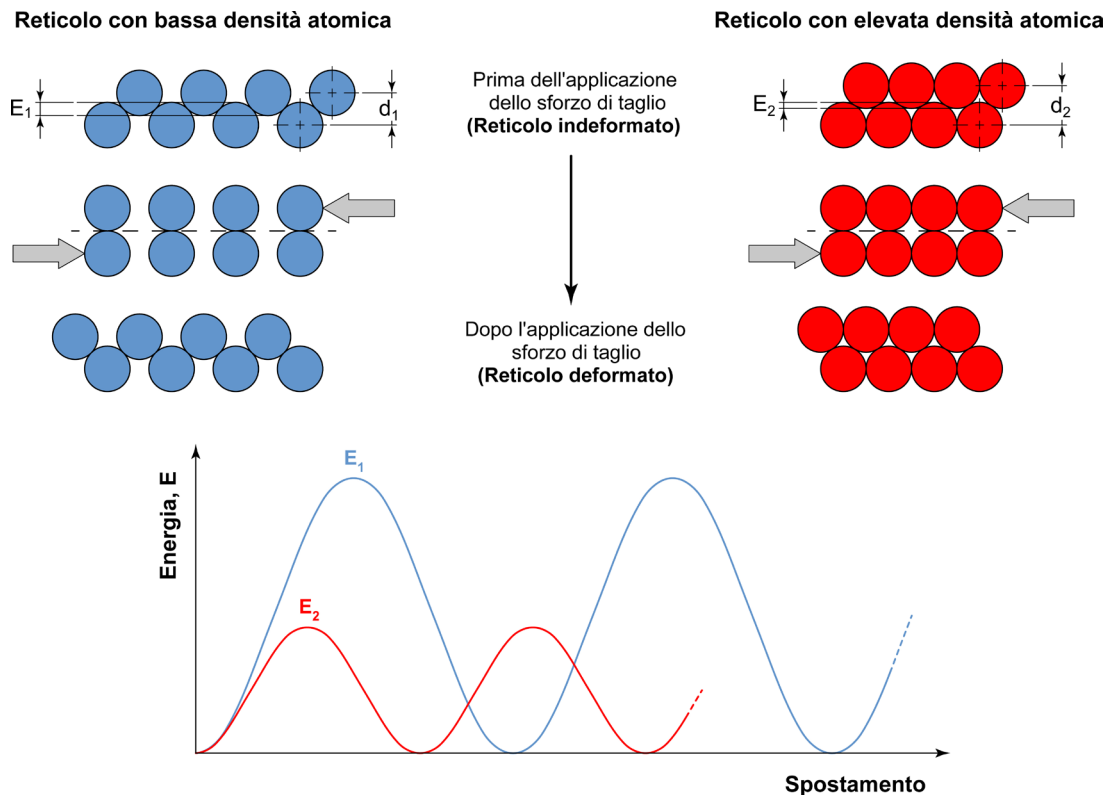


Figura 5.2 – Modalità di scorrimento fra due piani reticolari contigui: (a sinistra) caso di un piano con bassa densità atomica, (a destra) caso di un piano con elevata densità atomica. Si noti che E rappresenta l'energia necessaria per far avvenire lo scorrimento (proporzionale a τ_c) e d la distanza interplanare.

Analizziamo ora il caso degli acciai, identificando i piani caratterizzati dalla maggiore densità atomica e dalla più elevata distanza interplanare. Se il reticolo è cubico a corpo centrato (C.C.C.), come nel ferro α , 6 sono i piani di scorrimento per ciascuno dei quali vi sono 2 direzioni di slittamento preferenziali: in questo caso si parla di $6 \times 2 = 12$ sistemi di scorrimento plastico. Analogamente se il reticolo è cubico a facce centrate (C.F.C.), come nel ferro γ , dove 4 sono i piani di scorrimento lungo 3 direzioni di slittamento, per un totale di $4 \times 3 = 12$ sistemi di scorrimento plastico (figura 5.3 e 5.4).

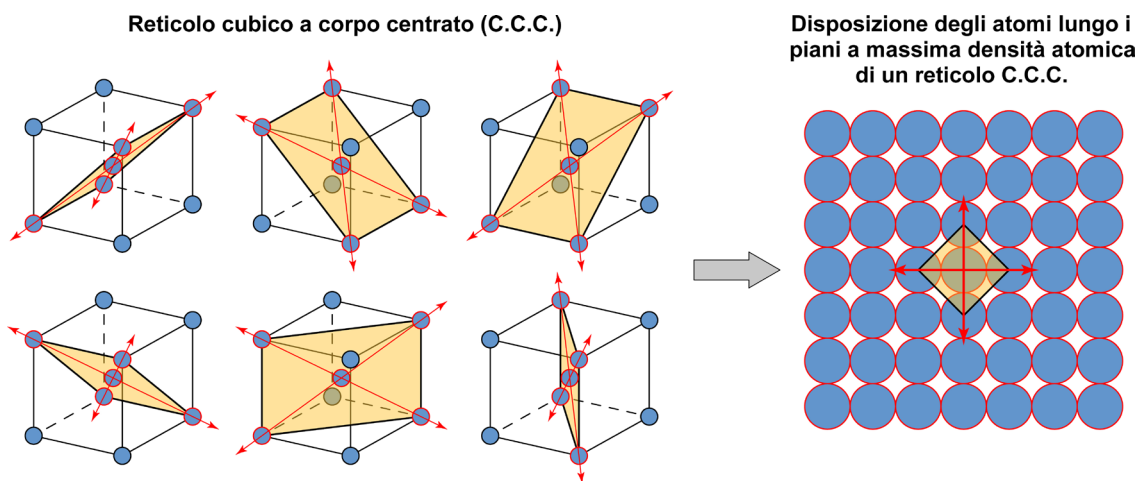


Figura 5.3 – Piani di scorrimento e direzioni di slittamento in celle elementari a reticolo cubico a corpo centrato (C.C.C.).

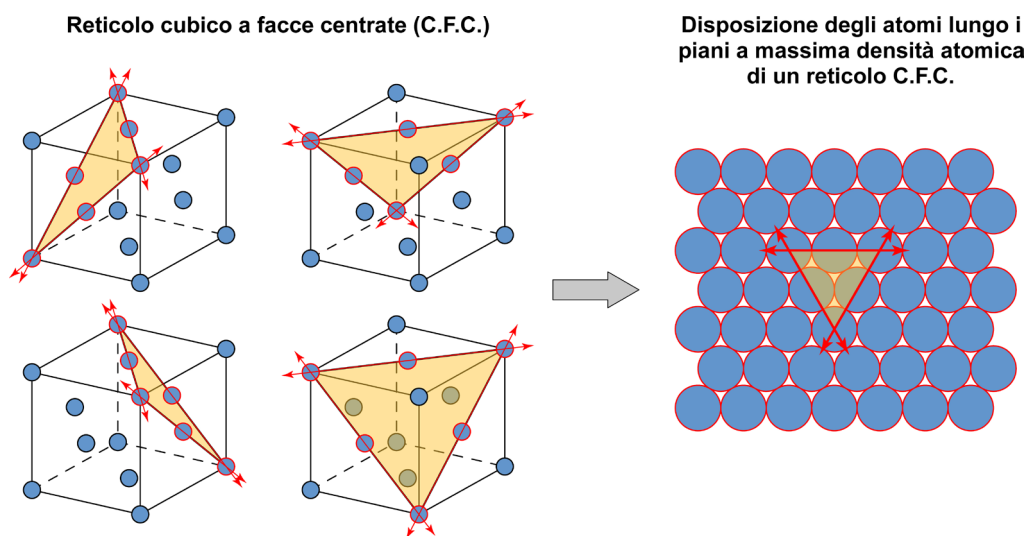


Figura 5.4 – Piani di scorrimento e direzioni di slittamento in celle elementari a reticolo cubico a facce centrate (C.F.C.).

Estendiamo ora il problema ai materiali policristallini caratterizzati da una moltitudine di grani con differente orientazione cristallografica.

Quando si applica una sollecitazione di trazione monoassiale, lo scorrimento plastico non si manifesta inizialmente in egual misura in tutti i grani, ma si attiva prima nei cristalli in cui almeno una direzione preferenziale di scorrimento (tra quelle con maggiore densità atomica e distanza interplanare) giace proprio su di un piano in cui lo sforzo di taglio τ è massimo: se τ_{\max} eguaglia τ_{cr} ha inizio la deformazione plastica.

Naturalmente al crescere della forza applicata F aumenta lo sforzo di taglio τ , il quale può arrivare a superare il valore critico τ_{cr} anche per quei grani orientati in modo sfavorevole alla sollecitazione di taglio: ciò induce in ultima analisi la deformazione generalizzata e lo scorrimento plastico di tutta la massa metallica (figura 5.5).

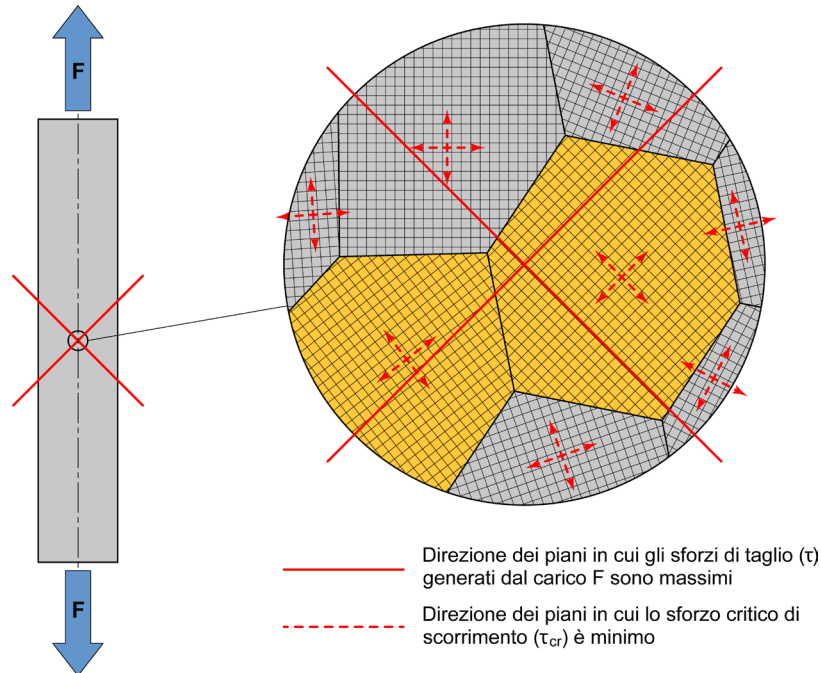


Figura 5.5 – Schematizzazione del meccanismo di deformazione dei grani cristallini all'interno di una barra cilindrica sottoposta ad una sollecitazione di trazione monoassiale. Le linee rosse continue indicano i piani in cui gli sforzi di taglio (τ) generati dal carico F raggiungono il valore massimo, mentre quelle rosse tratteggiate mostrano i piani lungo i quali lo sforzo critico di scorrimento (τ_{cr}) è minimo. I grani orientati in modo più favorevole allo scorrimento sono evidenziati in arancione.

Analogamente agli sforzi tangenziali, τ , anche gli sforzi normali, σ , al generico piano A di figura 5.1 possono superare un valore critico σ_{cr} : quando ciò avviene il materiale manifesta il cedimento per *clivaggio*, vale a dire per rottura istantanea di tutti i legami atomici lungo un determinato piano del reticolo cristallino, detto piano di clivaggio. Superato lo sforzo critico di clivaggio, σ_{cr} , si ha la separazione netta del grano che si "spezza" senza manifestare alcuna deformazione.

Nella realtà lo scorrimento plastico ed il clivaggio sono due meccanismi competitivi, la cui attivazione dipende dal tipo di sollecitazione applicata al componente, dall'entità degli sforzi che si sviluppano al suo interno e dai valori degli sforzi critici di scorrimento (τ_{cr}) e di clivaggio (σ_{cr}).

Se in una determinata sezione del pezzo, la componente di taglio τ delle azioni interne cresce più rapidamente di quella normale σ (linea nera tratteggiata in figura 5.6) si attiva il moto delle dislocazioni ed il cedimento

è caratterizzato dallo scorrimento plastico; se invece accade il contrario, il moto delle dislocazioni è inibito e la rottura avviene per clivaggio (linea nera continua in figura 5.6).

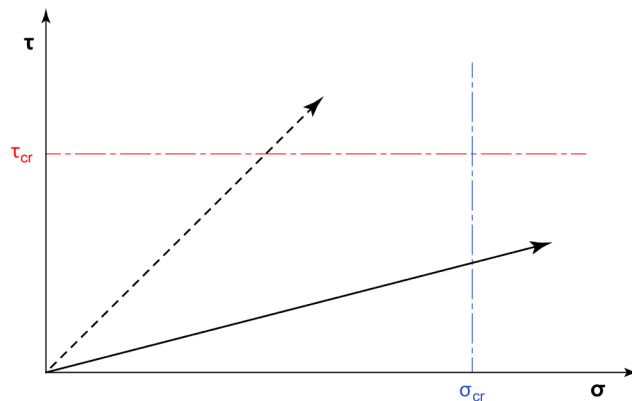


Figura 5.6 – Condizioni di carico per cui il cedimento si manifesta per scorrimento (linea nera tratteggiata) o per clivaggio (linea nera continua) [tratto da Brooks et al. 1993].

Le modalità di cedimento sono condizionate anche dall'entità dello sforzo critico che deve essere raggiunto per la sua attivazione (τ_{cr} o σ_{cr}), i cui valori dipendono essenzialmente da quattro fattori:

1. *Natura del materiale.* Come osservato precedentemente lo scorrimento plastico si manifesta come conseguenza del movimento relativo tra i piani aventi densità atomica superiore e maggiore distanza interplanare, rappresentati in figura 5.3 e 5.4.

A tale proposito si osservi che la distanza interplanare tra i piani di massima densità atomica è più grande nel caso del reticolo cubico a facce centrate (C.F.C.) rispetto a quello cubico a corpo centrato (C.C.C.)². Inoltre i piani di scorrimento del reticolo C.F.C. hanno densità atomica maggiore rispetto a quelli del reticolo C.C.C.³. In virtù di ciò, la deformabilità plastica del reticolo C.F.C. è sempre nettamente più elevata rispetto a quella del reticolo C.C.C.

2. *Temperatura.* Di norma gli sforzi critici di scorrimento plastico τ_{cr} e di clivaggio σ_{cr} diminuiscono all'aumentare della temperatura, da cui dipende l'entità delle forze interatomiche del legame metallico. Nel caso degli acciai a reticolo cubico a corpo centrato (C.C.C.), lo scorrimento plastico risulta favorito per temperature pari o più calde di quella di transizione T_{tr} ed il clivaggio per temperature più fredde (figura 5.7).

² Nel reticolo cubico a corpo centrato (C.C.C.) la distanza interplanare d è pari a $(\sqrt{6}/3) \cdot R$ (essendo R il raggio atomico); nel caso del ferro α , poiché $R = 0,125\text{nm}$, si ha $d \cong 0,102\text{nm}$. Nel reticolo cubico a facce centrate (C.F.C.) la distanza interplanare d è invece pari a $2 \cdot (\sqrt{6}/3) \cdot R$; nel ferro γ , poiché $R = 0,126\text{nm}$, si ha $d \cong 0,206\text{nm}$ (per i valori dei raggi atomici R del ferro α e del ferro γ , si veda Boniardi M., Casaroli A., *Metallurgia degli acciai - Parte prima*, Lucefin, Esine, 2017).

³ Nella cella elementare del reticolo cubico a corpo centrato (C.C.C.), il piano di massima densità atomica ha un'area pari a $16 \cdot (\sqrt{2}/3) \cdot R^2$ (essendo R il raggio atomico) mentre in quella del reticolo cubico a facce centrate (C.F.C.) ha un'area di $4 \cdot \sqrt{3} \cdot R^2$. In entrambi i casi, poiché sui piani di massima densità atomica si hanno due atomi propri (l'area degli atomi sul piano è pari a $2 \cdot \pi \cdot R^2$), la densità atomica (l'area degli atomi sul piano rispetto all'area del piano) vale $\sim 83,3\%$ per il reticolo C.C.C. e $\sim 90,7\%$ per il reticolo C.F.C.

Per gli acciai a reticolo cubico a facce centrate (C.F.C.) questa inversione di comportamento non si verifica, essendo sempre favorito lo scorrimento plastico. L'energia necessaria per attivare lo scorrimento dei reticoli C.F.C. è infatti molto minore rispetto a quella dei reticoli C.C.C.

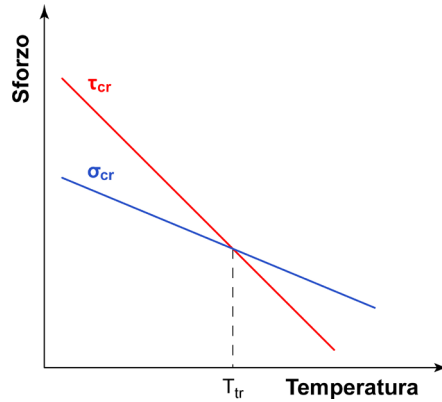


Figura 5.7 – Andamento dello sforzo critico di scorrimento (τ_{cr}) e dello sforzo critico di clivaggio (σ_{cr}) in funzione della temperatura per un acciaio a reticolo cubico a corpo centrato (C.C.C.) [tratto da Brooks et al. 1993].

3. *Velocità di applicazione del carico.* A temperatura ambiente la velocità di applicazione del carico esercita un'influenza rilevante solo quando è dell'ordine del millesimo di secondo o inferiore, come tipico nelle esplosioni o negli impatti balistici ad alta velocità. In queste condizioni la durata dell'impulso delle forze in gioco non è sufficiente per consentire il moto delle dislocazioni, che risulta inibito, e la modalità di cedimento diviene di tipo fragile (figura 5.8).

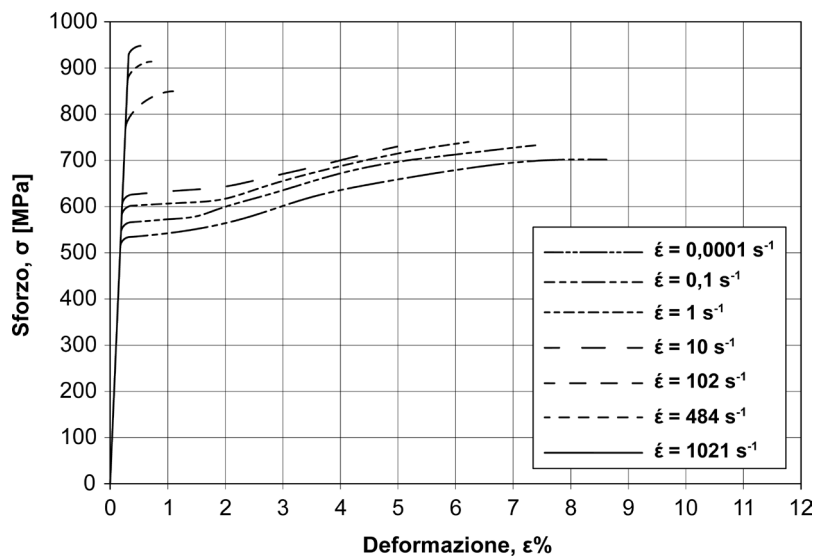


Figura 5.8 – Andamento della curva sforzi-deformazioni di un acciaio EN 20MnMoNi-5 allo stato bonificato all'aumentare della velocità di deformazione a temperatura ambiente [tratto da Davis et al. 1982].

4. *Presenza di intagli geometrici, discontinuità metallurgiche a raggio di fondo estremamente ridotto, cricche.*

Nei componenti meccanici sono spesso presenti aree di intensificazione degli sforzi (intagli, fori, variazioni di sezione, discontinuità metallurgiche, cricche, porosità, inclusioni, ecc.), cioè zone dove lo sforzo effettivo supera di molto quello nominale, favorendo localmente la rottura del componente.

In tali aree si sviluppa sempre uno stato di sforzo equitriassiale, vale a dire una condizione in cui i tre sforzi principali sono pressoché uguali. In questa situazione le sollecitazioni di taglio tendono a zero (figura 5.9) e il materiale ha difficoltà a scorrere plasticamente divenendo suscettibile alla frattura fragile. Questa possibilità aumenta al crescere dello spessore del componente e/o della lunghezza dell'intaglio: entrambi i fattori rendono sempre più difficoltosa la deformazione plastica favorendo la rottura fragile per clivaggio.

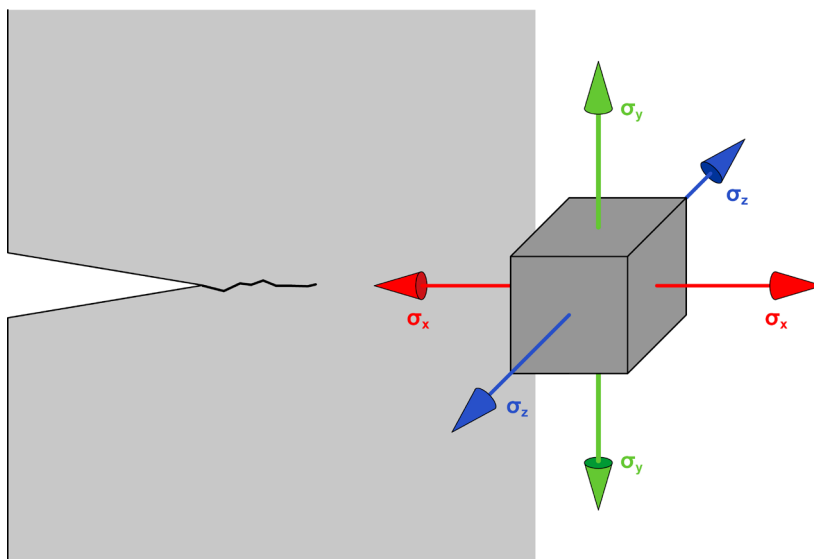


Figura 5.9 – Stato di sforzo equi-triassiale in prossimità dell'apice di una cricca o di un intaglio a raggio di fondo nullo in un generico componente meccanico di grosso spessore.

5.2 Frattura per coalescenza di micro-vuoti (*dimples*)

Negli acciai a comportamento duttile la superficie di frattura si genera per coalescenza di micro-vuoti generati dallo scorrimento plastico in corrispondenza di piccole discontinuità della massa metallica, quali particelle di seconde fasi, inclusioni o bordi grano. Successivamente, all'aumentare del livello di deformazione, i micro-vuoti accrescono la propria dimensione e coalescono fino a formare una superficie continua. Questo meccanismo di cedimento, strettamente legato al moto delle dislocazioni nella massa metallica, porta alla formazione di una superficie di frattura caratterizzata da "fossette" o "crateri" di dimensione micrometrica, detti *dimples* o aree di plasticizzazione dei micro-vuoti (figura 5.10).

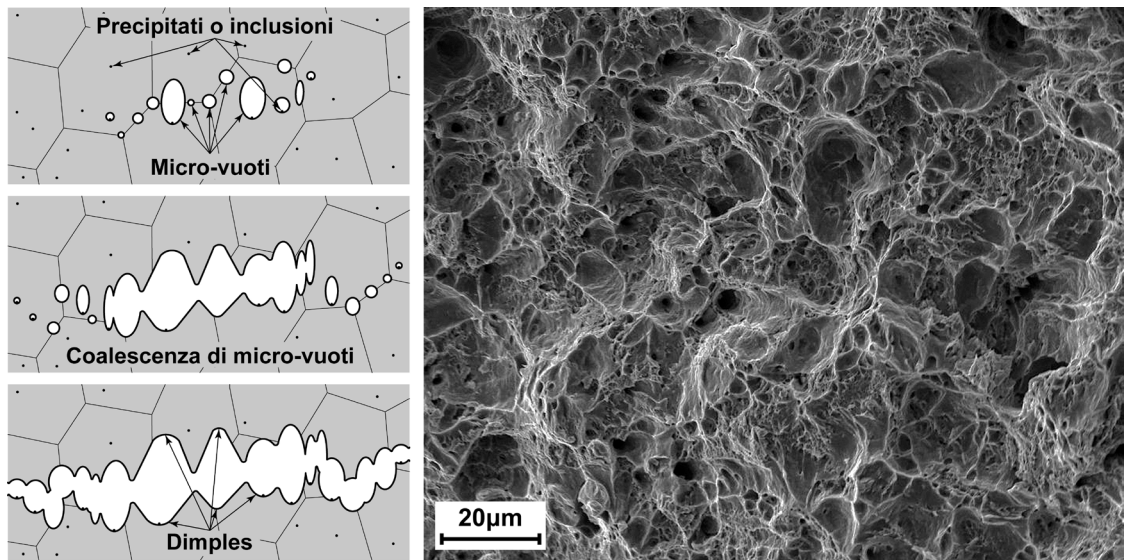


Figura 5.10 – Meccanismo di formazione dei *dimples* ed aspetto al microscopio elettronico a scansione di una superficie di frattura generata per coalescenza di micro-vuoti [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

La dimensione dei *dimples* dipende essenzialmente dal numero e dalla distribuzione dei micro-vuoti che si sono nucleati durante lo scorrimento. La forma dei *dimples*, invece, varia in funzione del tipo di carico applicato: forze di trazione producono *dimples* di geometria tondeggiante ed equiassica, mentre sollecitazioni di taglio, torsione o strappo generano *dimples* allungati lungo il piano di rottura. In questi casi è necessario osservare entrambe le facce della superficie di frattura: se il carico è di taglio o torsione i *dimples* evidenziano verso opposto, se invece si verifica uno strappo il verso è coincidente (figura 5.11).

5.3 Frattura per clivaggio transgranulare

Il clivaggio transgranulare è la modalità di cedimento tipica degli acciai che subiscono una frattura fragile ed è caratterizzato dalla rottura netta dei grani che si "spezzano in due" senza manifestare scorrimento plastico: per questo motivo tali rotture vengono definite transgranulari, cioè rotture che attraversano i grani cristallini. Il piano di frattura è sempre normale alla direzione dello sforzo principale massimo.

In linea teorica il clivaggio transgranulare di un materiale metallico policristallino dovrebbe produrre una frattura caratterizzata da superfici piane altamente riflettenti. In realtà il reticolo cristallino è sempre caratterizzato da difetti che inducono la nucleazione di numerose micro-cricche, le quali propagano su livelli diversi per poi unirsi tramite bruschi cambi di piano. In pratica la superficie di frattura che ne deriva ha l'aspetto riportato in figura 5.12, tipico delle rotture per clivaggio transgranulare.

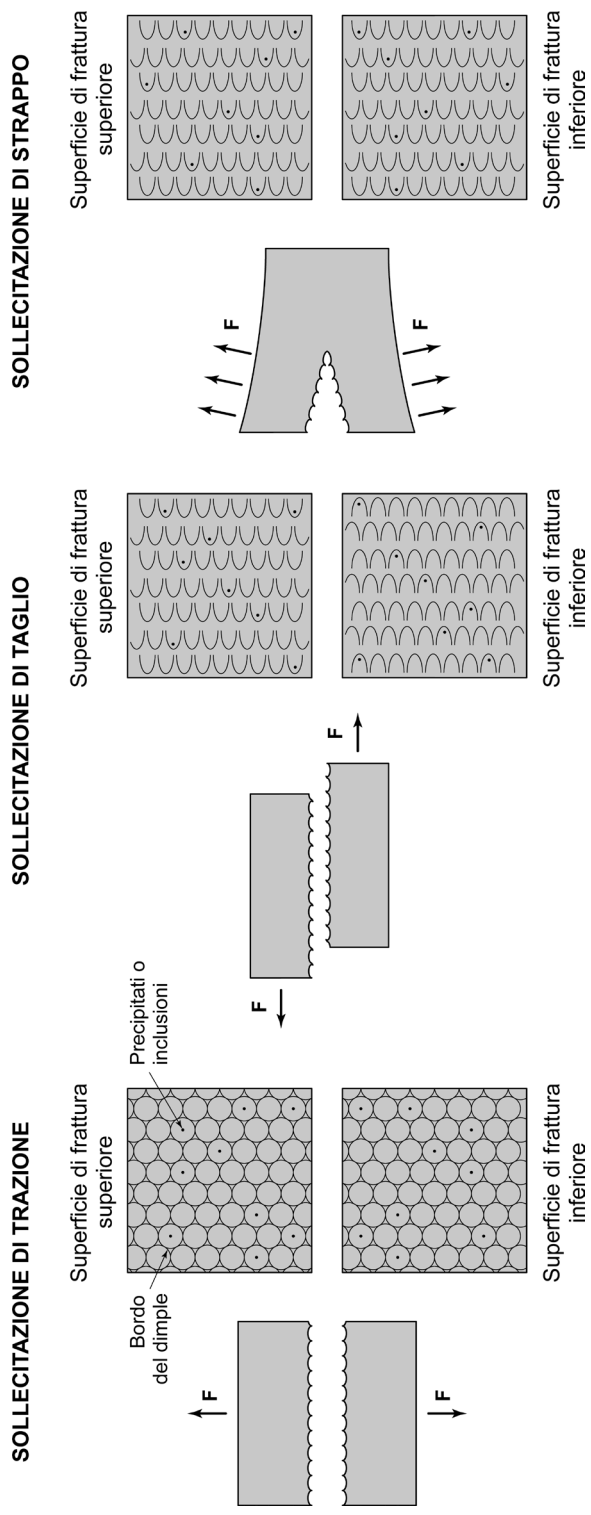


Figura 5.11 – Influenza delle condizioni di carico sulla forma/geometria dei *dimples* tipici delle fratture per coalescenza di micro-vuoti.

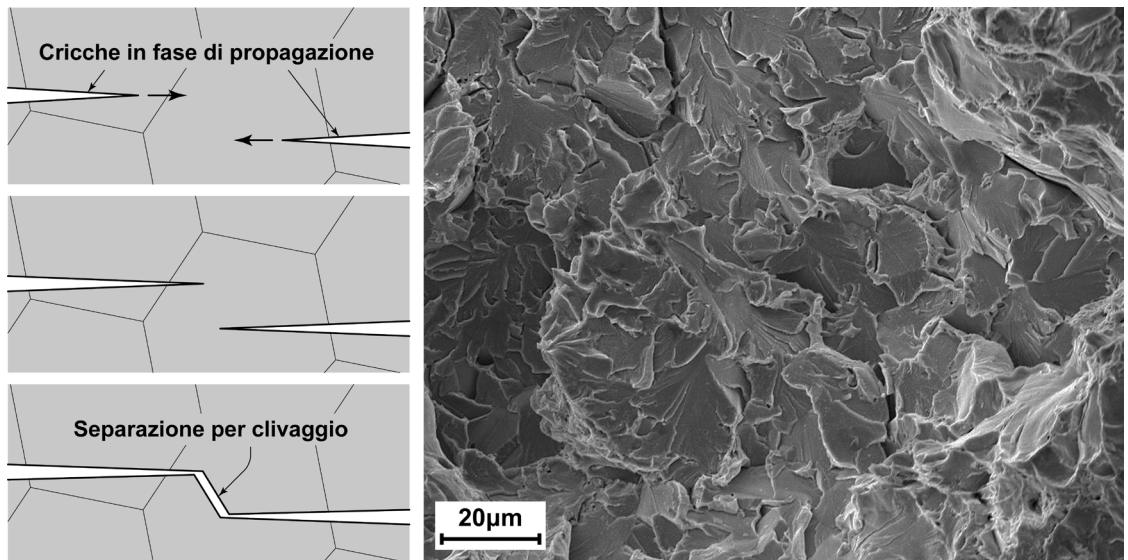


Figura 5.12 – Illustrazione schematica della separazione per clivaggio dei legamenti residui tra piani di clivaggio transgranulare ed aspetto al microscopio elettronico a scansione della superficie di frattura [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

Le fratture per clivaggio sono contraddistinte da una morfologia particolare, detta a *delta di fiume*, o *river pattern*. Queste tracce si formano quando la frattura propaga fra grani a differente orientazione cristallografica. In questa fase la micro-cricca originaria si separa in più parti poste su piani leggermente differenti: la morfologia che si ottiene è simile a quella di un fiume con le sue diramazioni. I *river pattern* consentono di identificare la direzione locale di propagazione di una micro-cricca che, ricorrendo all'analogia del delta di fiume, avviene da monte a valle (figura 5.13).

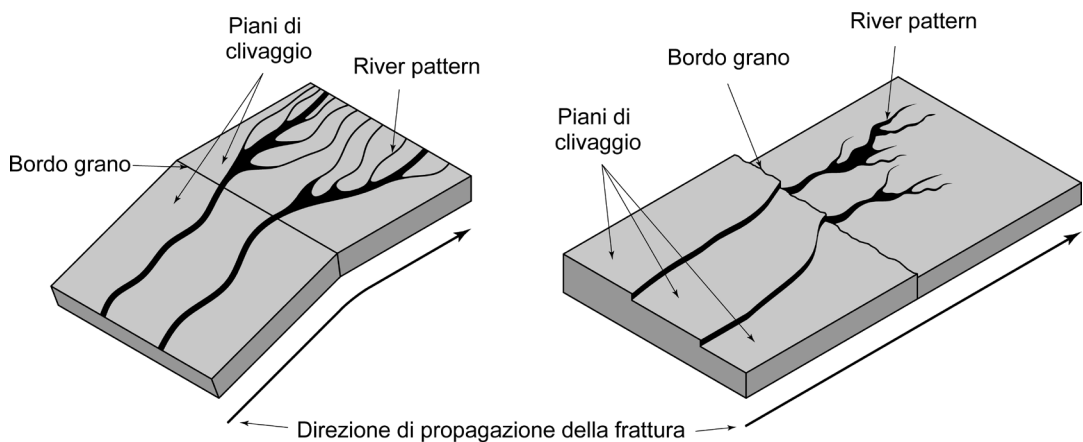


Figura 5.13 – Effetto dei bordi grano su una superficie di frattura generata per clivaggio transgranulare [tratto da ASM-H.12 1987].

Le rotture fragili transgranulari avvengono quando è inibito il moto delle dislocazioni nel reticolo cristallino. Si manifestano tipicamente nei fenomeni di fragilità indotti da condizioni esterne all'acciaio; se tali condizioni esterne venissero eliminate, l'acciaio tornerebbe a comportarsi in modo duttile. Si tratta di cedimenti che si verificano a temperature più fredde di quella di transizione o in condizioni di carichi applicati con elevatissime velocità di deformazione, oppure in presenza di difetti a raggio di fondo intaglio tendente a zero (discontinuità geometriche a spigolo vivo, difetti metallurgici, cricche, ecc.).

5.4 Frattura in modo misto

I meccanismi di rottura in modo misto si manifestano ogni volta che la frattura non si sviluppa completamente né per scorrimento plastico, né per clivaggio transgranulare.

Un esempio tipico è quello dei materiali metallici a reticolo cubico a corpo centrato, vale a dire la maggior parte degli acciai, quando si trovano alla temperatura di transizione duttile/fragile. In questi casi la superficie di frattura evidenzia aree in cui la rottura inizia per clivaggio transgranulare ma termina per coalescenza di micro-vuoti (*dimples*): i legamenti residui sono infatti soggetti a scorrimento plastico prima della lacerazione finale. Talvolta ci si riferisce a questo fenomeno col nome di frattura per quasi-clivaggio (figura 5.14).

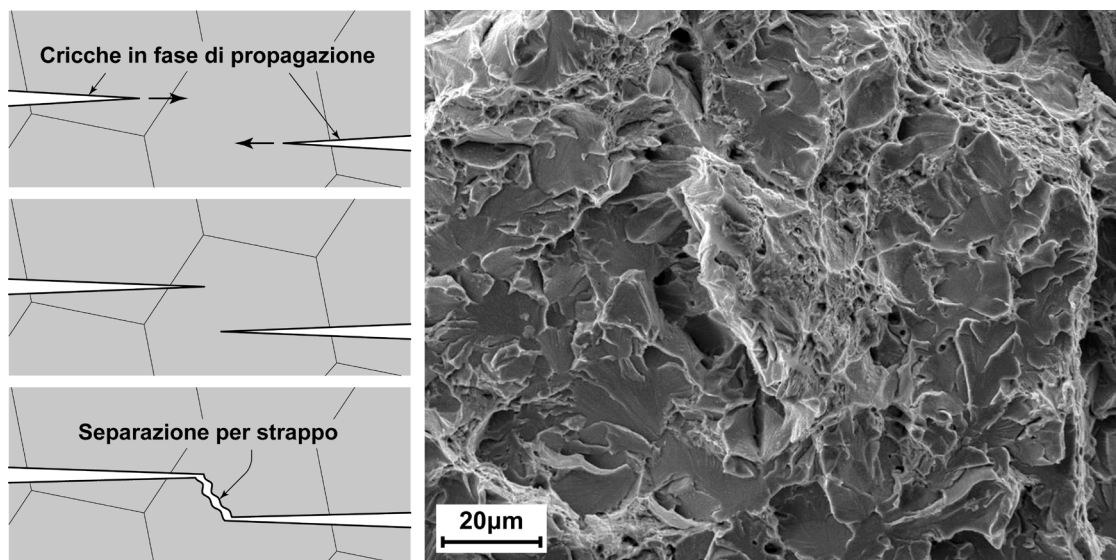


Figura 5.14 – Illustrazione schematica della separazione per strappo dei legamenti residui tra piani di clivaggio transgranulare ed aspetto al microscopio elettronico a scansione di una superficie di frattura per quasi-clivaggio [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

5.5 Frattura intergranulare

Come ampiamente descritto, i due principali meccanismi di cedimento di un materiale metallico sono intimamente connessi con le dislocazioni presenti nel reticolo cristallino. Se le dislocazioni possono muoversi sotto l'azione delle forze esterne, si ha lo scorrimento plastico; se invece il loro moto è inibito si osserva il clivaggio transgranulare.

In realtà esiste una terza modalità di frattura, anch'essa di tipo fragile, caratterizzata dalla decoesione lungo i bordi grano: la frattura intergranulare.

Questa tipologia di cedimento si manifesta unicamente quando la resistenza meccanica dei bordi grano decade in modo drastico a causa di un arricchimento locale di elementi chimici nocivi o alla precipitazione di una seconda fase fragile. Il piano di frattura è sempre normale alla direzione dello sforzo principale massimo ma, a livello microscopico, segue l'andamento dei bordi grano (figura 5.15).

Le rotture fragili intergranulari sono sempre indice di un'anomalia intervenuta durante la fase di produzione e/o di trattamento termico dell'acciaio, oppure a causa del suo utilizzo in un ambiente critico per cui non è adatto. Le cause sono sempre da ricercare in specifici fenomeni d'infragilimento, quali ad esempio - ma non solo - l'infragilimento da idrogeno, la fragilità da rinvenimento, l'irraggiamento neutronico, la fragilità da metalli liquidi, ecc.

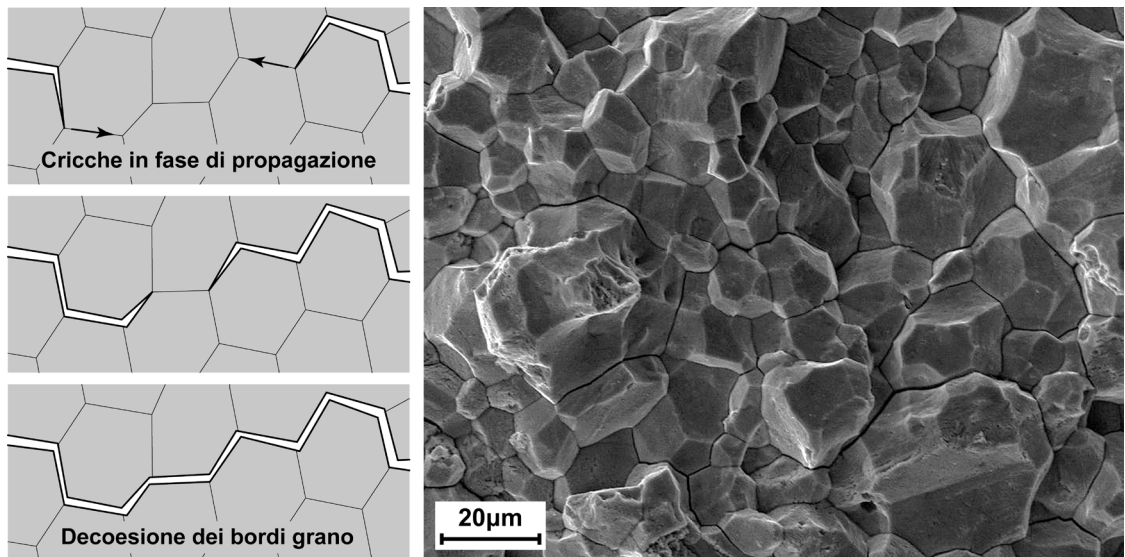


Figura 5.15 – Illustrazione schematica del meccanismo di decoesione dei bordi grano ed aspetto al microscopio elettronico a scansione di una superficie di frattura intergranulare [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].



6. LA FATICA DEGLI ACCIAI

6.1 Cos'è la fatica

La fatica è il fenomeno di cedimento più comune di molti elementi strutturali, parti di macchina o componenti industriali; casi di rottura per fatica sono tipici dei settori meccanico, energetico, aerospaziale, chimico, petrolchimico, alimentare, dei trasporti, biomedico, civile. Il problema è così ricorrente che all'incirca il 75% dei cedimenti in esercizio sono attribuibili a fenomeni di fatica: per questo motivo è qui necessario un approfondimento, anche in relazione all'utilizzo che gli acciai hanno nelle applicazioni reali.

Il danneggiamento per fatica non è repentino e istantaneo come nel caso delle rotture fragili: esso avviene progressivamente e si manifesta in pezzi sottoposti ad applicazioni ripetute del carico, variabili nel tempo con un regime ciclico e/o oscillatorio.

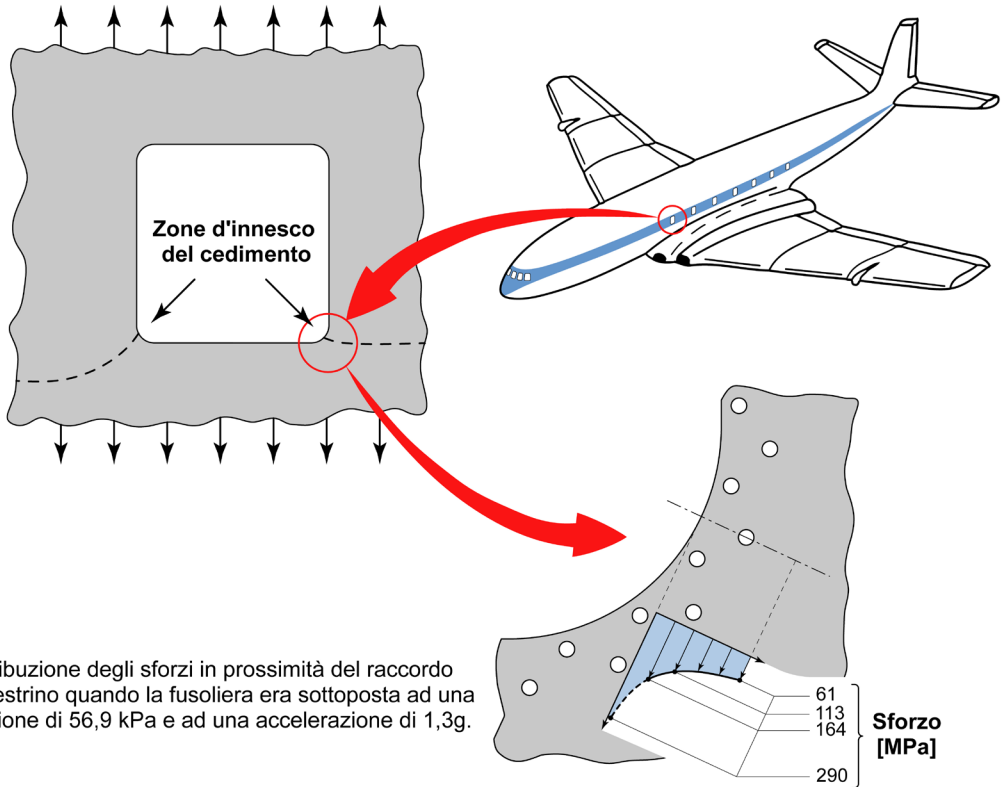
Il degrado si origina attraverso una piccola cricca, cioè una fessurazione del materiale, che si propaga dapprima lentamente e poi via via più velocemente all'interno del pezzo. Raggiunta una dimensione critica, quando cioè la sezione resistente del componente è fortemente ridotta, la fessurazione provoca il cedimento di schianto alle condizioni di lavoro generate dai carichi normalmente applicati in esercizio.

La formazione di cricche non comporta deformazione plastica macroscopica o strizione nella zona di frattura: a tutti gli effetti una rottura per fatica è un cedimento morfologicamente fragile. Di conseguenza non si hanno indicazioni tangibili del fenomeno di danneggiamento in atto fin tanto che si verifica il cedimento di schianto del componente. Il problema della fatica dei materiali metallici fu scoperto per la prima volta agli inizi dell'800 e da allora è stato ampiamente studiato¹; i primi lavori sistematici sono dovuti a Wöhler² che si occupò del fenomeno in relazione al cedimento degli assili ferroviari in acciaio tra il 1850 e il 1860. Gli studi sulla fatica si intensificarono dopo la seconda guerra mondiale, principalmente a causa di rotture sistematiche su costruzioni aeronautiche: eclatanti al proposito sono stati i cedimenti catastrofici degli aviogetti inglesi per uso civile de Havilland Comet avvenuti negli anni '50, (figura 6.1).

Data la complessità del fenomeno si verificano ancora oggi numerosi casi di rottura per fatica su una vasta gamma di prodotti industriali: alberi a gomiti, alberi a camme, assi, rotor, 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, protesi biomedicali, ecc.

¹ La prima segnalazione di un problema di fatica è generalmente attribuita a Wilhelm August Julius Albert (1787-1846) che rilevò il fenomeno su una catena utilizzata in miniera. Egli riconobbe come il problema del cedimento non fosse legato all'effetto di un sovraccarico, come si credeva all'epoca, quanto piuttosto alla ripetizione ciclica del carico applicato.

² August Wöhler (1819-1914), ingegnere tedesco, si occupò per tutta la vita di ferrovie. Dopo aver inizialmente affrontato gli aspetti tecnici della fabbricazione delle rotaie e della conduzione delle locomotive, divenne ispettore capo di tutto il materiale rotabile delle ferrovie tedesche. In questo periodo compì i suoi noti studi sul cedimento per fatica degli assili ferroviari. Nel 1854 fu nominato direttore generale delle ferrovie prussiane, poi tedesche, carica che mantenne fino al pensionamento avvenuto nel 1889.



Distribuzione degli sforzi in prossimità del raccordo del finestrino quando la fusoliera era sottoposta ad una pressione di 56,9 kPa e ad una accelerazione di 1,3g.

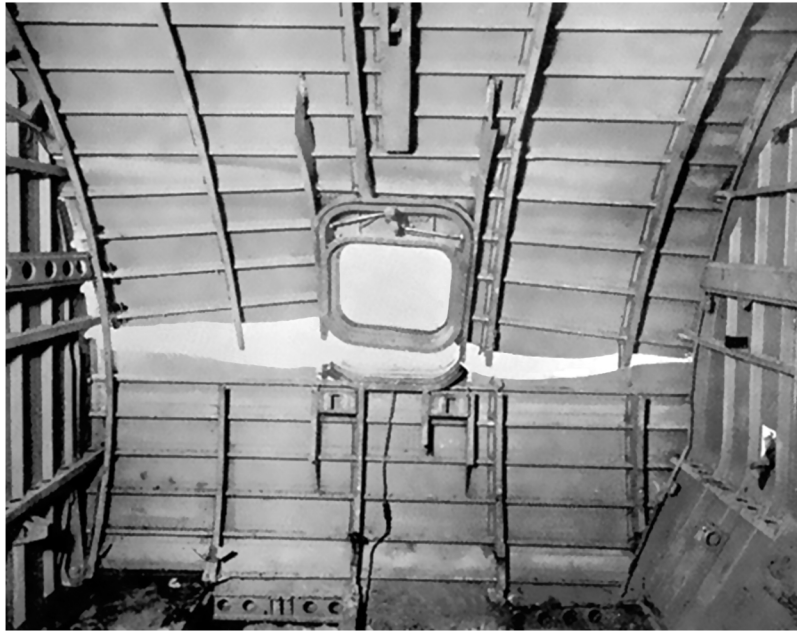


Figura 6.1 – Meccanismo di cedimento per fatica della fusoliera dell'aviogetto de Havilland DH. 106 Comet in corrispondenza di uno dei finestrini - prove di laboratorio sull'esemplare G-ALYU [tratto da Swift 1987 e AA.VV. 1955].

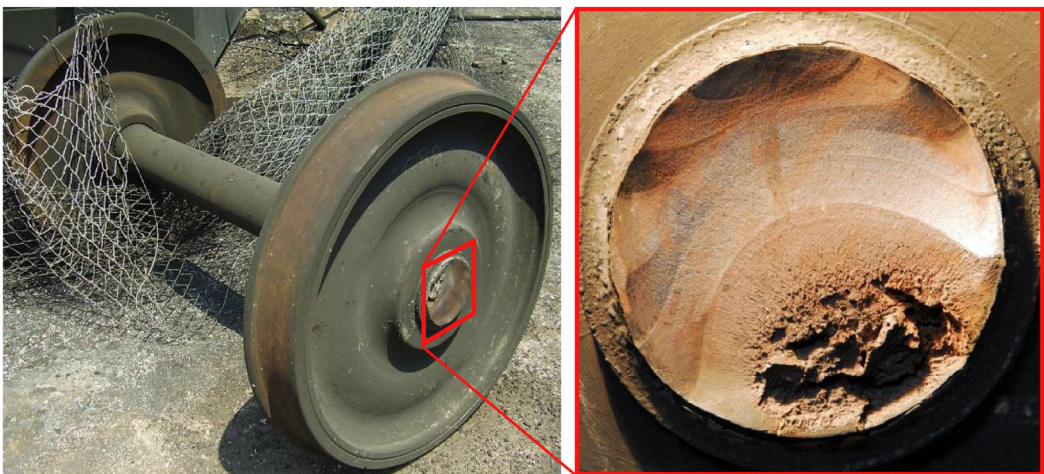


Figura 6.2 – Incidente ferroviario di Viareggio del treno merci 50325 Trecate - Gricignano. Dettaglio della superficie di frattura dell'assile rotto per fatica [fotografie POLFER, incidente ferroviario di Viareggio, 29 giugno 2009].

Per avere un'idea dell'attualità del problema basta citare due tra i più gravi incidenti ferroviari degli ultimi anni: i disastri di Eschede, in Germania, nel 1998 e di Viareggio, in Italia, nel 2009. In entrambe le situazioni la causa scatenante del deragliamentò è stata la rottura per fatica di un componente del materiale rotabile: la ruota nel primo caso, l'assile nel secondo (figura 6.2).

La ragione principale del persistere dei cedimenti per fatica risiede nel fatto che in ogni struttura o componente meccanico, esistono sempre zone in cui sono presenti discontinuità geometriche, alterazioni superficiali o difetti, spesso nascosti o non facilmente quantificabili. Proprio da tali anomalie locali, agenti da punti di intensificazione degli sforzi, ha origine la maggior parte dei cedimenti.

Un altro grosso problema è legato alla cattiva manutenzione dei componenti e al verificarsi di fenomeni di degrado in esercizio: corrosione o usura possono indurre l'innescò di cricche di fatica anche per componenti progettati e realizzati in modo corretto.

6.2 Le fratture per fatica

I cedimenti per fatica si manifestano nelle normali condizioni d'esercizio sotto l'azione delle sollecitazioni nominali di progetto; di conseguenza i carichi applicati producono sforzi inferiori a quello di snervamento necessario per innescare una deformazione plastica macroscopica del componente.

Tuttavia gli sforzi applicati in alcuni punti della massa metallica possono eccedere localmente il limite di snervamento del materiale: ciò può dipendere dalle irregolarità superficiali del pezzo o per effetto della presenza di discontinuità meccaniche o microstrutturali o, ancora, a motivo di danneggiamenti del componente dovuti all'esercizio. Di conseguenza applicando al componente un carico esterno in maniera ciclica si sviluppa, a livello microscopico, una deformazione plastica via via crescente: in questi punti si innesca la cricca di fatica.

Il meccanismo alla base di questo fenomeno è legato al moto delle dislocazioni nel reticolo, come è tipico di qualunque evento connesso con la resistenza meccanica dei materiali metallici.

In una lega metallica policristallina e duttile, come l'acciaio ad esempio, la deformazione plastica ciclica si manifesta inizialmente nei grani in cui i piani di scorrimento sono inclinati di 45° rispetto allo sforzo principale massimo, cioè lungo quei piani cristallografici dove lo sforzo tangenziale τ è maggiore. La presenza di sforzi ciclici di trazione porta alla formazione di bande di scorrimento sulla superficie di questi grani, la cui entità aumenta al crescere dei cicli di fatica; ciò dà origine a zone in cui il materiale è proteso all'infuori dalla superficie (micro-estrusioni) o verso all'interno (micro-intrusioni). Le discontinuità micro-geometriche consentono lo sviluppo di micro-cricche, dell'ordine di 2-3 grani cristallini, orientate a 45° rispetto alla direzione dello sforzo principale massimo (figura 6.3). La successiva fase di propagazione è governata dalle sollecitazioni meccaniche cicliche con un piano di frattura che si sviluppa in direzione perpendicolare allo sforzo principale massimo (figura 6.4).

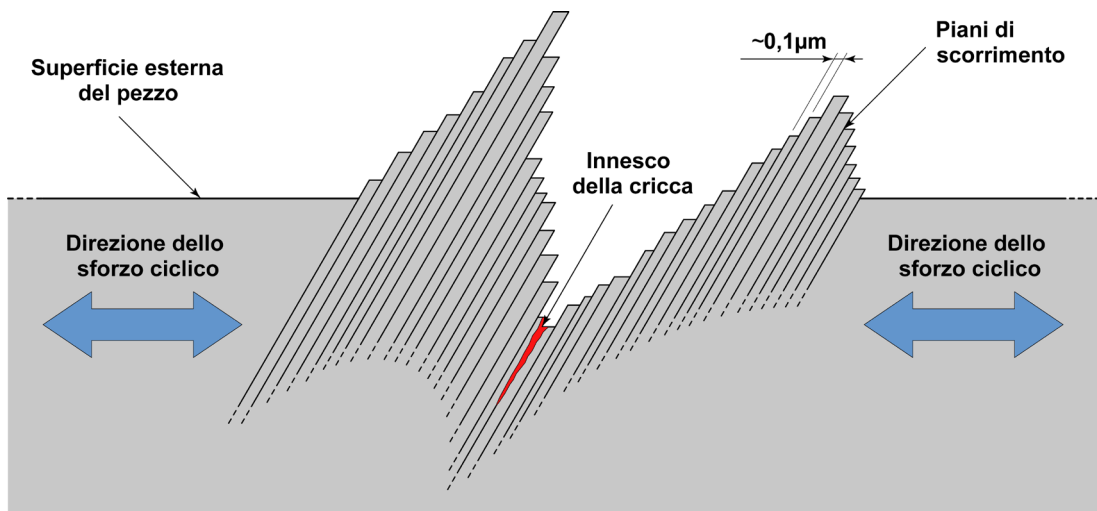


Figura 6.3 – Formazione dei piani di scorrimento di micro-estrusione e micro-intrusione in un materiale metallico policristallino e innesco della cricca di fatica.

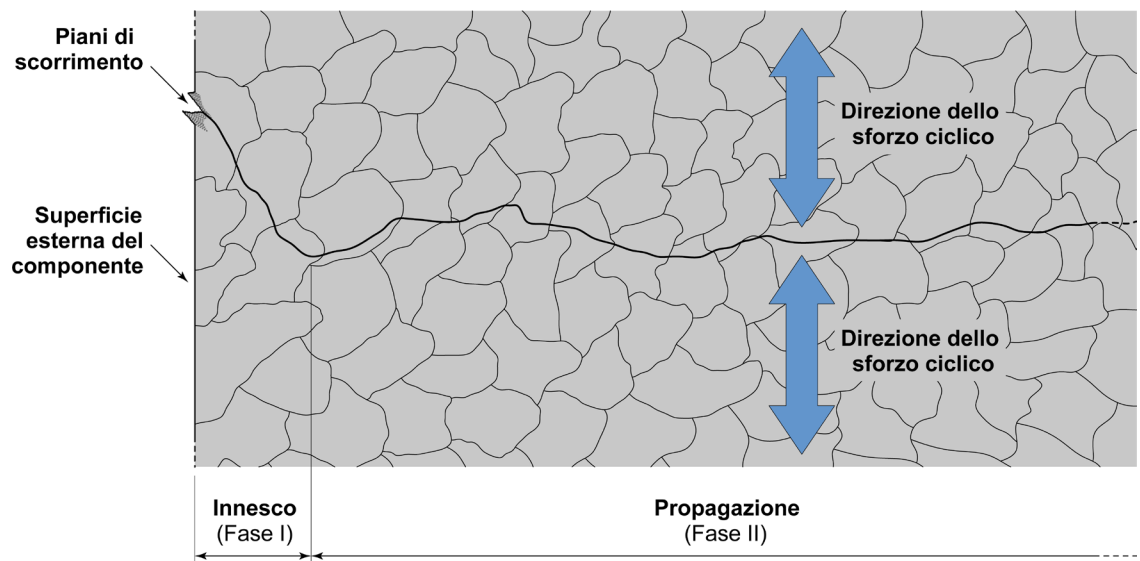


Figura 6.4 – Innesco (fase I) e propagazione (fase II) di una cricca per fatica.

L'innesco e la propagazione del cedimento per fatica è il risultato dell'azione simultanea di uno sforzo di trazione ciclico ripetuto nel tempo e di una deformazione plastica locale. In assenza di una di queste due condizioni non si può avere la nucleazione e la crescita della cricca di fatica. Lo sforzo ciclico permette la nucleazione della cricca innescando localmente la deformazione plastica, mentre la componente di trazione consente la successiva propagazione.

Nella fatica è corretto parlare di cedimento progressivo, sia nella fase che precede la formazione della cricca microscopica che durante la propagazione macroscopica. La rottura per fatica di un componente può essere suddivisa in tre stadi, ben visibili sulla superficie di frattura (figura 6.4):

- I. *innesco della cricca di fatica*, in corrispondenza della superficie o di zone sub-superficiali.
- II. *propagazione stabile della cricca di fatica* che progressivamente si estende all'interno della sezione resistente del componente.
- III. *cedimento di schianto per sovraccarico (o propagazione instabile)* quando la sezione resistente del pezzo si è talmente ridotta da non poter più sostenere il carico esterno.

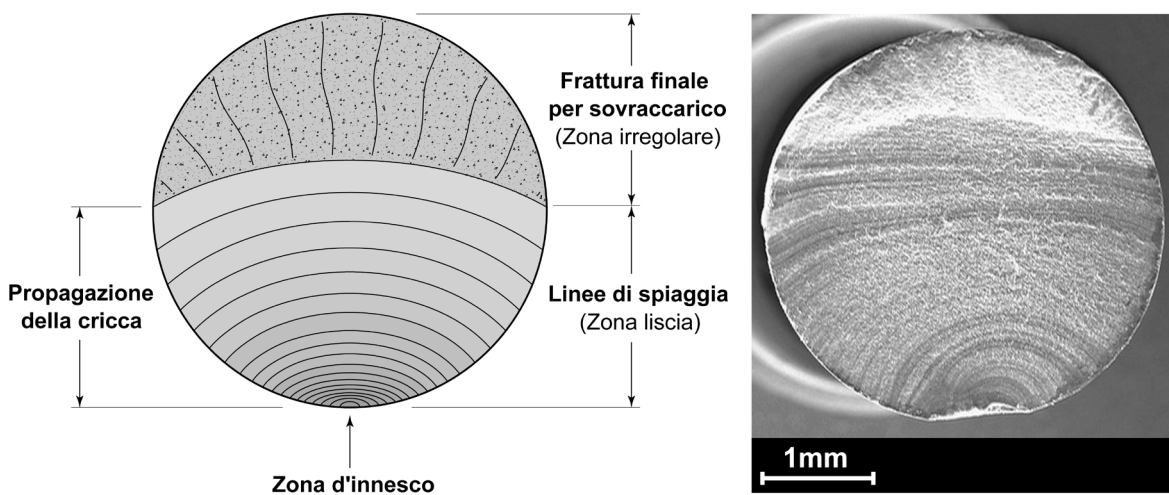


Figura 6.5 – Rappresentazione schematica dei tre stadi di sviluppo di un cedimento per fatica ed esempio di una tipica superficie di frattura (filo in alluminio di un conduttore dell'alta tensione) [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

Quando si considera un componente meccanico che ha subito un cedimento per fatica, si identificano normalmente due aree ben distinte sulla superficie di frattura: la zona d'innesco e propagazione della cricca e la zona di rottura finale di schianto.

La prima zona (innesco e propagazione) è caratterizzata da linee concentriche. Questi segni prendono diverse denominazioni in relazione 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 segni superficiali che rappresentano l'avanzamento progressivo del cedimento e che riconducono al punto d'origine della cricca. Le linee di spiaggia o d'arresto (nel seguito si useranno questi termini) si sviluppano quando la sollecitazione di fatica viene sospesa per un certo periodo di tempo per poi essere ripresa. Se questa sequenza di eventi viene ripetuta nel tempo si genera una superficie di frattura simile a quella schematizzata in figura 6.6.

La seconda zona (rottura di schianto) si forma, invece, quando la sezione resistente residua del pezzo è troppo ridotta per sostenere il carico applicato. La rottura finale rappresenta un evento catastrofico e improvviso (propagazione instabile) senza segni di deformazione plastica che possano preannunciarlo.

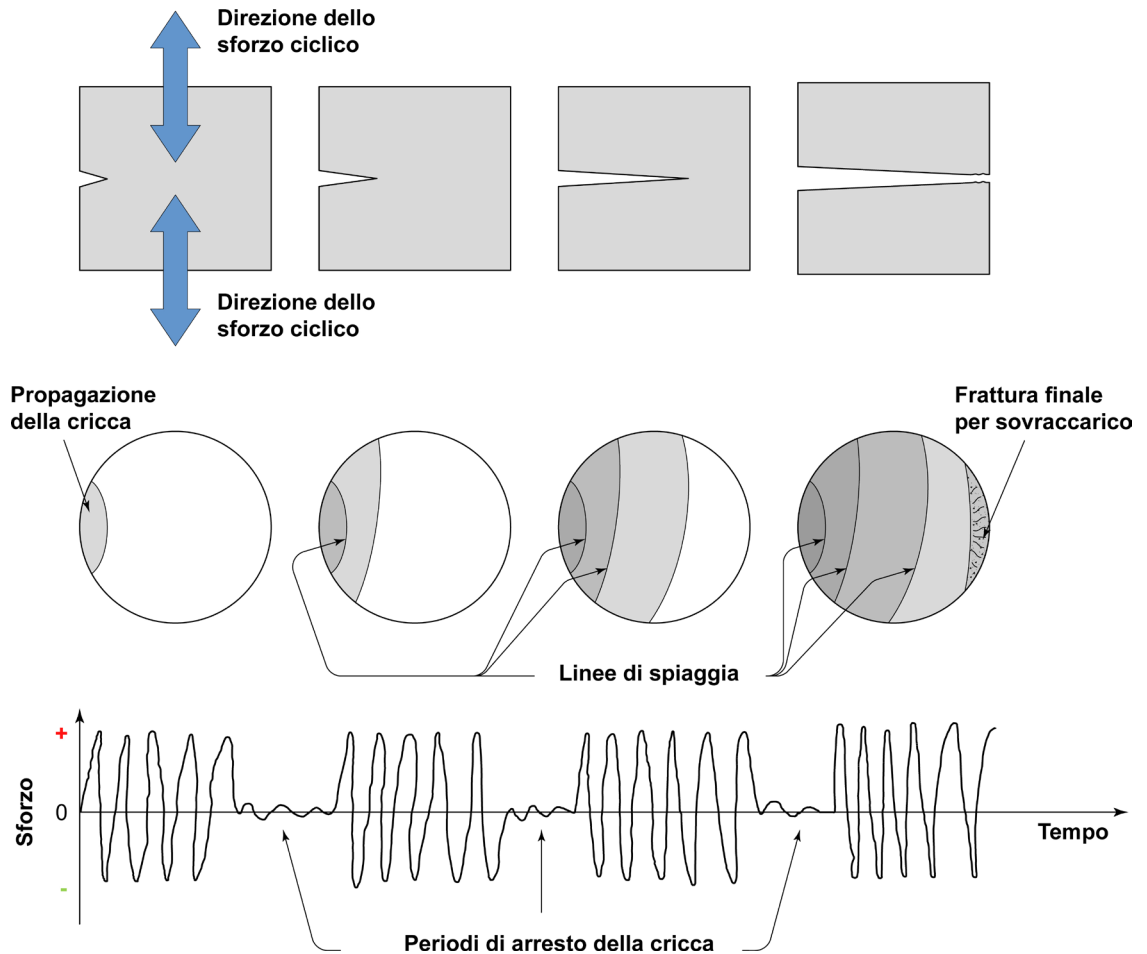


Figura 6.6 – Illustrazione schematica di una frattura per fatica con formazione di linee di spiaggia in un componente reale soggetto a una sollecitazione ciclica casuale [tratto da Brooks C. R., Choudhuri A., Metallurgical Failure Analysis, McGraw-Hill, New York, 1993].

Le linee di spiaggia si formano per effetto di variazioni locali dell'aspetto della superficie di frattura. Questi cambiamenti si generano durante le fasi di arresto e ripartenza tipiche dell'avanzamento intermittente di una cricca di fatica in un componente reale in esercizio. Ogni volta che la sollecitazione viene interrotta, la superficie di frattura appena formata ha il tempo di ossidarsi, mentre la porzione creata in precedenza si ossida ulteriormente.

Le linee di spiaggia sono perciò dovute allo spessore differente dell'ossido che riflette la luce in modo diverso. In alcuni casi questi segni si possono formare anche per effetto di sovraccarichi meccanici in grado di produrre una sensibile variazione dell'ampiezza del ciclo di carico.

Anche se le linee di spiaggia rappresentano un elemento caratteristico dei cedimenti per fatica, la loro assenza non esclude questo tipo di danneggiamento; nelle prove di laboratorio, ad esempio, il carico ciclico non viene mai interrotto fino alla rottura del componente/provino. Anche la tipologia di materiale gioca un ruolo importante, le linee di arresto sono evidenti nei materiali duttili ma possono risultare assenti in quelli fragili (es. ghise).

6.3 La curva di Wöhler

Il metodo più diffuso per descrivere la resistenza a fatica di un materiale sono le curve di Wöhler, anche chiamate, nella letteratura anglosassone, diagrammi $S-N$ (figura 6.7).

Le curve di Wöhler sono grafici cartesiani che riportano in ordinata l'ampiezza dello sforzo ciclico applicato (in scala lineare) e in ascissa il numero di cicli che causa la rottura o la non rottura del saggio di prova (in scala logaritmica con base 10).

Questo tipo di curve è utilizzato quando i provini sono soggetti ad un elevato numero di cicli, tipicamente maggiore di 10^5 , ossia quando la sollecitazione nominale produce deformazioni prevalentemente in campo elastico.

Le curve di Wöhler evidenziano abitualmente due zone caratteristiche del comportamento a fatica di un materiale:

- una soglia di sollecitazione (tratto lineare orizzontale), detta limite di fatica, σ_{FA} , che rappresenta il livello di sforzo massimo al di sotto del quale non si manifesta la rottura del provino;
- un tratto a termine (tratto lineare inclinato), in corrispondenza del quale si osserva sempre il cedimento per fatica dopo un certo numero di cicli di carico.

Mentre il limite di fatica³, σ_{FA} , è una caratteristica tipica della quasi totalità degli acciai (acciai da costruzione di uso generale, acciai speciali trattati termicamente, acciai ad alta resistenza, ecc.), altre tipologie di materiali (leghe dell'alluminio, leghe del rame, acciai inossidabili austenitici, ecc.) mostrano invece una progressiva diminuzione della resistenza al crescere del numero di cicli senza evidenziare una vera e propria soglia inferiore. Il differente comportamento dipende dal reticolo cristallino del materiale: cubico a corpo centrato (C.C.C.) nel primo caso, cubico a facce centrate (C.F.C.) nel secondo (figura 6.8).

³ Le considerazioni espresse in questo capitolo, se non altrimenti specificato, valgono per il limite di fatica generico di un acciaio (σ_{FA}). In caso contrario viene indicata sempre la modalità di sollecitazione: limite di fatica flessionale (σ_{FAf}), limite di fatica assiale (σ_{FAa}), limite di fatica torsionale (σ_{FAt}).

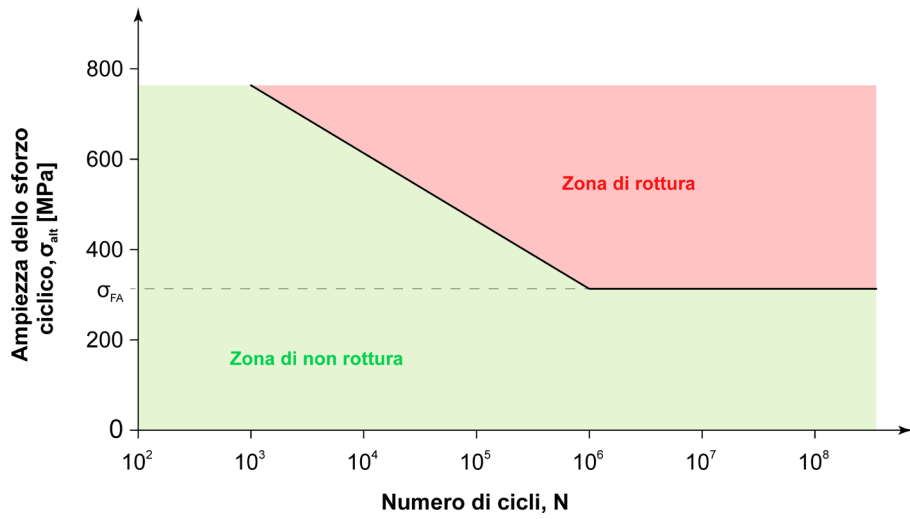


Figura 6.7 – Aspetto tipico di una curva di Wöhler (o curva $S-N$) per un generico acciaio; σ_{FA} è il limite di fatica.

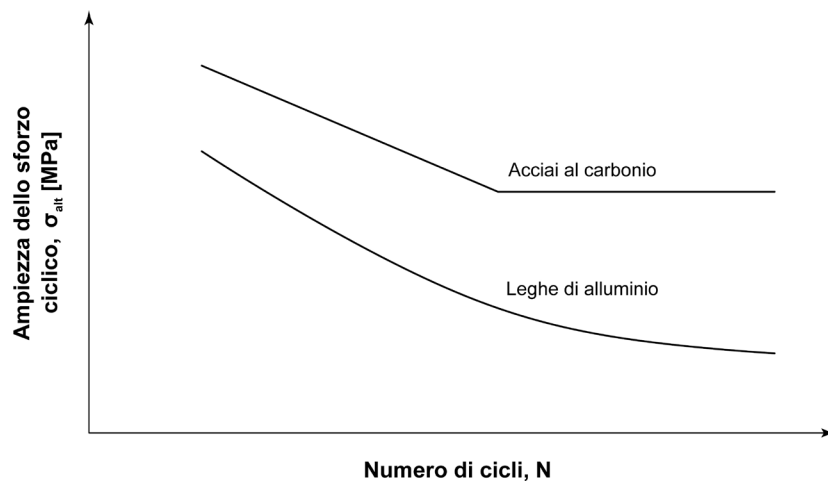


Figura 6.8 – Curve di Wöhler per un generico acciaio al carbonio (o un generico materiale metallico a reticolo cubico a corpo centrato) e per una generica lega d'alluminio (o un generico materiale metallico a reticolo cubico a facce centrate).

6.4 Determinazione sperimentale della curva di Wöhler

Per determinare sperimentalmente la curva di Wöhler, si possono usare diversi tipi di sollecitazione. Si va da condizioni di carico elementare (trazione-compressione, flessione alternata, flessione rotante, torsione alternata) a situazioni più complesse che prevedono la combinazione di sollecitazioni semplici per cercare di simulare il reale comportamento in esercizio.

Per descrivere le caratteristiche cicliche di una sollecitazione di fatica si fa riferimento, per comodità, ad un generico regime sinusoidale sollecitazione-tempo, come mostrato in figura 6.9.

I parametri significativi che devono essere sempre registrati durante una prova di fatica, oltre alla modalità di applicazione del carico (flessione alternata, flessione rotante, trazione-compressione, torsione alternata, ecc.), sono:

- sollecitazione massima, σ_{max} ,
- sollecitazione minima, σ_{min} ,
- sollecitazione media, $\sigma_{med} = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$,
- sollecitazione alternata (o ampiezza della sollecitazione), $\sigma_{alt} = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$,
- rapporto di sollecitazione, $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$.

Un altro importante parametro di prova è la frequenza, ovvero il numero di ripetizioni del ciclo di carico nell'unità di tempo, misurata in cicli al minuto o in Hertz (cicli/sec).

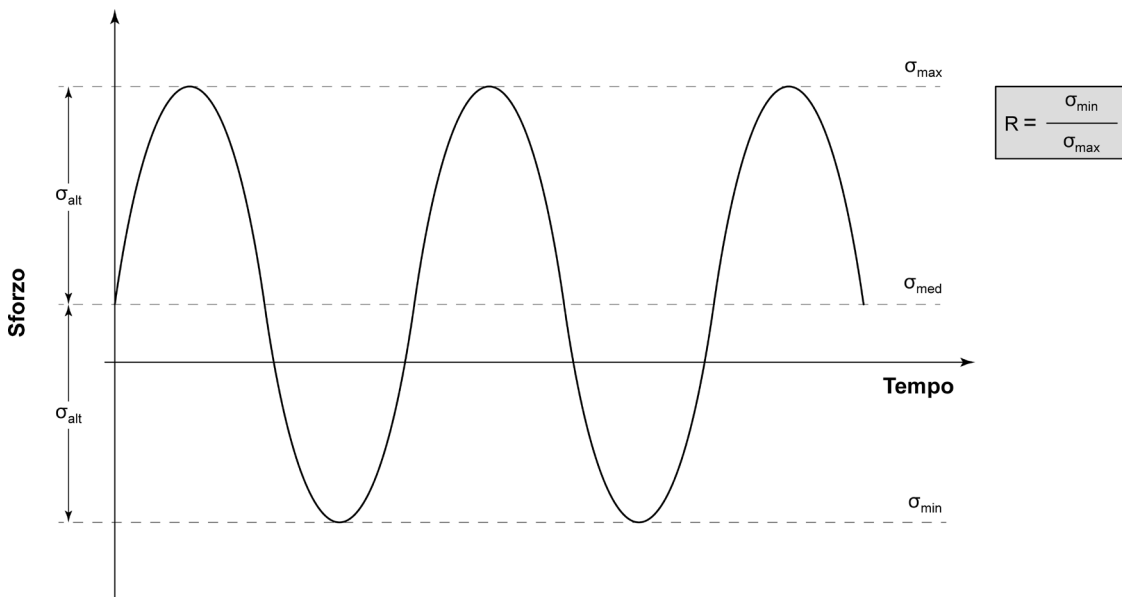


Figura 6.9 – Aspetto di una generica sollecitazione ciclica e parametri significativi di riferimento.

Supponiamo di voler determinare la curva di Wöhler di un dato materiale, effettuando prove di fatica in flessione rotante: il limite di fatica viene indicato con la simbologia, σ_{FAf} , dove il pedice f evidenzia la modalità di sollecitazione (flessione in questo caso). Abitualmente i test vengono eseguiti in aria e a temperatura ambiente.

Ipotizziamo che il materiale sia un acciaio da bonifica debolmente legato al cromo-molibdeno, tipo EN 25CrMo4 allo stato temprato e rinvenuto, avente carico unitario di rottura pari a 760MPa e carico unitario di snervamento pari a 540MPa.

Il provino è del tipo "a clessidra", simile a quelli cilindrici utilizzati per le prove di trazione. Il campione, inoltre, deve essere lucidato a specchio (rugosità media aritmetica, $R_a \leq 0,05\mu\text{m}$) per evitare che eventuali imperfezioni superficiali possano fungere da innesco preferenziale per rotture premature, alterando così il risultato della prova.

Il test viene effettuato tramite una sollecitazione di flessione rotante con $R = -1$, cioè con $\sigma_{\text{med}} = 0$ e $\sigma_{\text{max}} = -\sigma_{\text{min}}$, impiegando la tipologia di macchina schematizzata in figura 6.10; la velocità di rotazione del mandrino, cioè la frequenza, è dell'ordine di 3000giri/minuto (50Hertz).

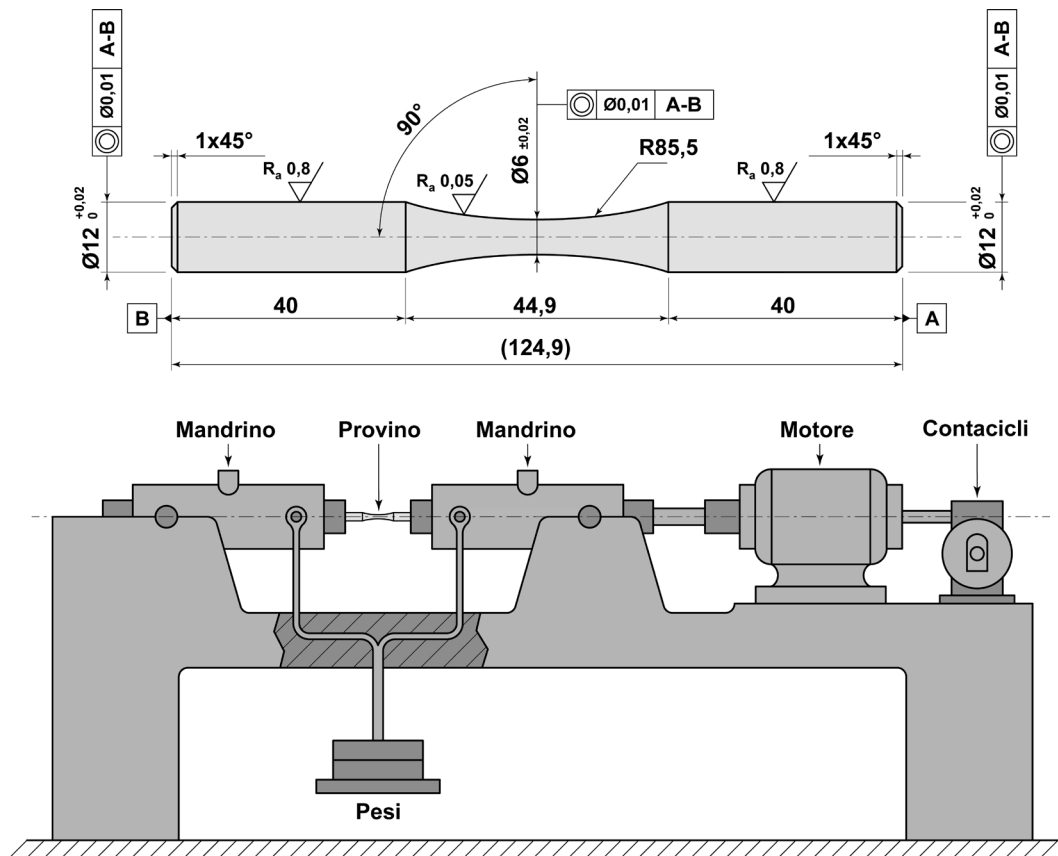


Figura 6.10 – Disegno costruttivo di un provino "a clessidra" per test di fatica in flessione rotante e schema della relativa macchina di prova.

Dopo aver montato il provino negli afferraggi, è possibile applicare una sollecitazione di flessione. Quando il mandrino della macchina viene avviato, il campione ruota attorno al proprio asse e i punti disposti lungo la sua circonferenza risentono di una sollecitazione ciclica sinusoidale: la modalità di carico è chiamata flessione rotante ed è analoga, ad esempio, a quella di un generico assile ferroviario in esercizio (figure 6.11 e 6.12).

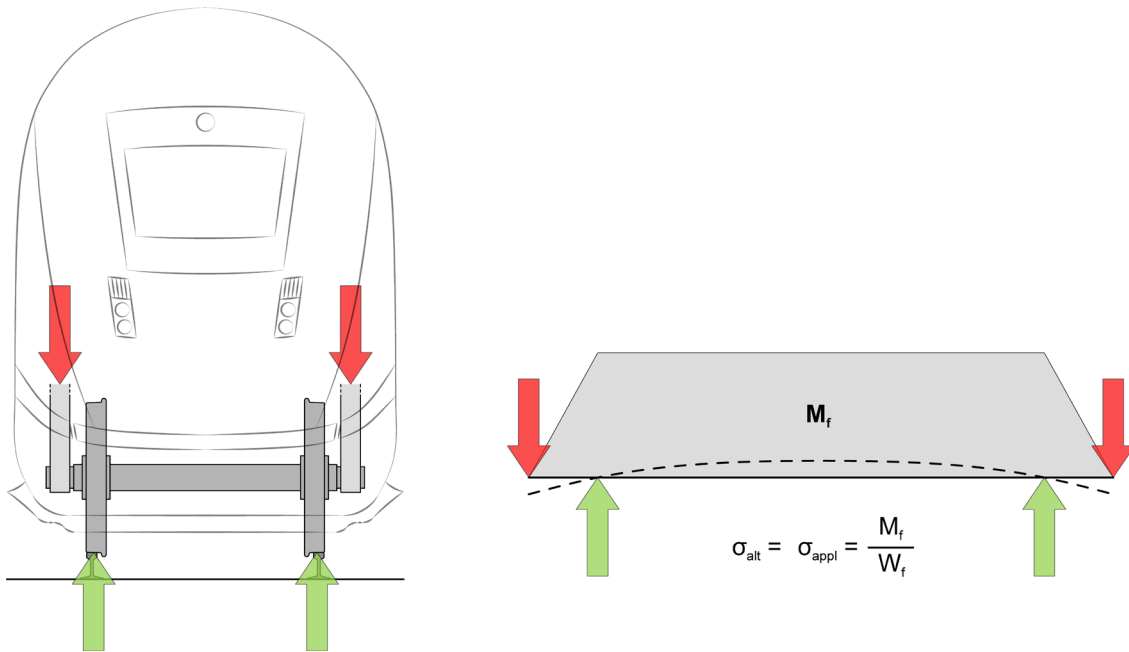


Figura 6.11 – Schema di carico in flessione su quattro punti tipico di un assile ferroviario in esercizio.

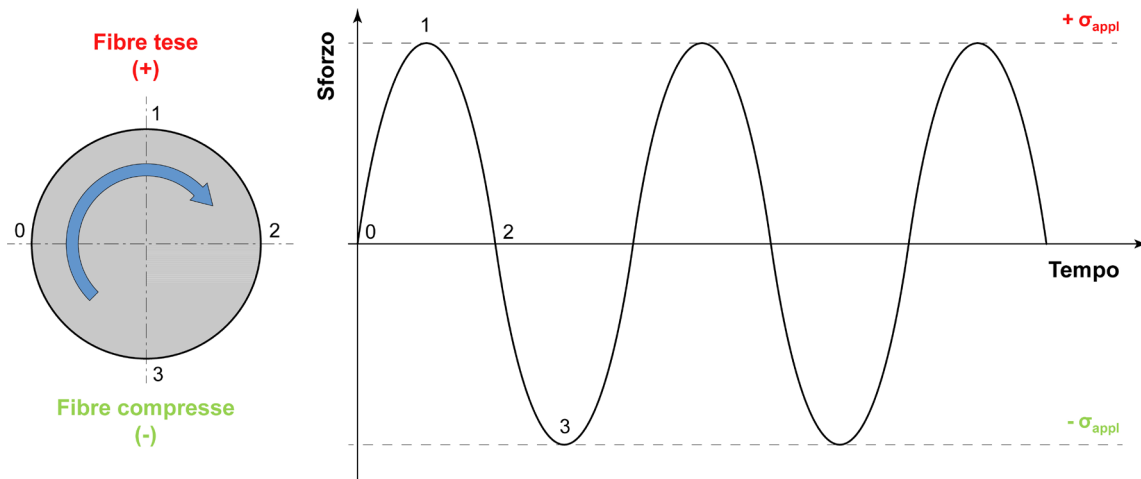


Figura 6.12 – Andamento della sollecitazione ciclica di un generico punto della superficie di un assile ferroviario in esercizio.

La sequenza di prove che consente di tracciare la curva di Wöhler è descritta di seguito: prima si ragiona sul tratto a termine e poi sul limite di fatica. Si veda la figura 6.13.

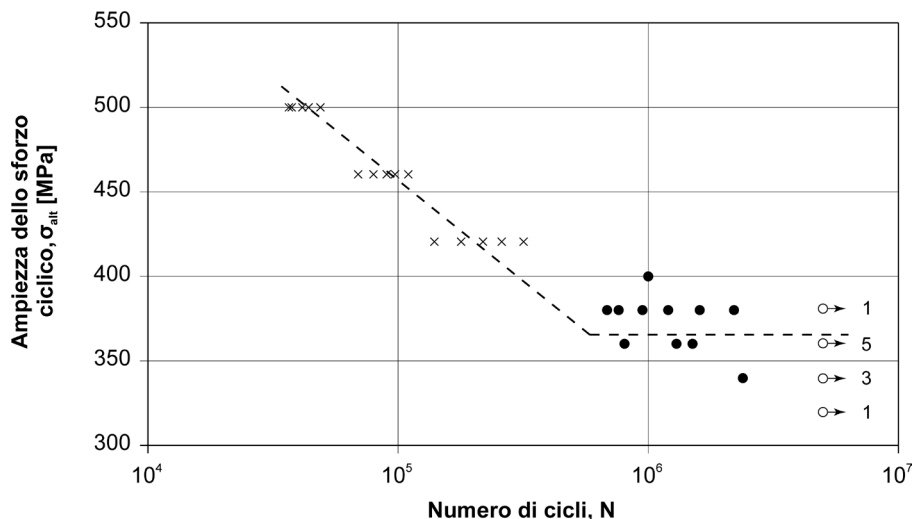


Figura 6.13 – Esempio di una curva di Wöhler sperimentale, ottenuta in flessione rotante ($R = -1$) per un acciaio tipo EN 25CrMo4 ($R_s = 540\text{MPa}$; $R_m = 760\text{MPa}$) [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

Rilievo sperimentale del tratto a termine. Note le caratteristiche meccaniche dell'acciaio, in particolare il suo carico unitario di rottura, si può fare una stima a priori del limite di fatica in flessione (σ_{FAF})⁴ ipotizzabile in circa 380 MPa. Prendendo come riferimento questa stima ($\sigma_{FAF} = 380\text{MPa}$) ed il carico unitario di snervamento ($R_s = 540\text{MPa}$), si possono definire tre livelli intermedi di sollecitazione, equidistanti tra loro: si ottiene 500MPa, 460MPa e 420MPa.

Per ciascuno dei tre livelli sopra indicati vengono svolte almeno 5 prove, con sollecitazione ad ampiezza costante, registrando il numero di cicli che provoca la rottura dei campioni (indicati sul grafico con il simbolo "x"). Media e deviazione standard del numero di cicli, ad ogni livello di sollecitazione, rappresentano i dati da interpolare per tracciare il tratto a termine della curva di Wöhler (figura 6.13).

Rilievo sperimentale del limite di fatica. A questo punto si provvede a determinare il limite di fatica flessionale, σ_{FAF} , vale a dire il tratto orizzontale della curva di Wöhler: il metodo utilizzato prende il nome di *stair case*. Al proposito vengono predisposti altri provini (15 o più, ma sempre in numero dispari), realizzati con le medesime modalità dei precedenti.

⁴ Come meglio descritto nel successivo paragrafo, il limite di fatica di un acciaio in regime di flessione rotante ($R = -1$) può essere stimato, in modo approssimato, pari a circa metà del suo carico unitario di rottura ($\sigma_{FAF} \cong R_m/2$), almeno fino ad $R_m = 1400\text{MPa}$.

I campioni vengono testati in sequenza dopo aver definito a priori:

- un intervallo costante di sollecitazione, $\Delta\sigma$, tra due livelli successivi di prova (ad esempio 20MPa)⁵;
- un numero massimo di cicli di carico, N_{lim} , raggiunto il quale il provino può essere considerato infinitamente resistente a quel livello di sollecitazione (per i materiali metallici a reticolo cubico a corpo centrato si può assumere, ad esempio, $5 \cdot 10^6$ cicli)⁶.

Vediamo come si svolge la prova. Il primo campione viene sottoposto ad un carico ciclico prossimo al limite di fatica stimato (supponiamo di iniziare proprio con 380MPa). Al raggiungimento di $5 \cdot 10^6$ cicli, la prova è considerata superata (si parla di "provino non rotto" indicato da un cerchietto vuoto "o"); al contrario in caso di rottura, la prova viene ritenuta non superata (si parla di "provino rotto" indicato con un cerchietto pieno "•").

Il successivo campione verrà quindi sollecitato ad un livello più elevato ($400\text{MPa} = 380 + 20$) o ad un livello più basso ($360\text{MPa} = 380 - 20$) in relazione al fatto che la prova precedente (quella a 380MPa) abbia dato come risultato la non rottura (o) oppure la rottura (•). In sintesi se il provino si rompe prima di $5 \cdot 10^6$ cicli, il provino successivo viene testato ad un livello più basso (360MPa), mentre se non si rompe, ad un livello più alto (400MPa). E così via fino ad esaurimento di tutti i campioni predisposti.

Un esempio di risultato di prove tipo *stair case* è mostrato in figura 6.14.

Sequenza numerica dei provini testati																					•	•	i	n _i	i · n _i	i ² · n _i		
MPa	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21							
400																•							1	0	4	0	0	0
380	•				•								•		o		•		•		•		6	1	3	1	3	9
360		•		o		•				•		o		o				o			o		3	5	2	5	10	20
340			o				•				o												1	3	1	3	3	3
320								o															0	1	0	1	0	0
																			Totale (Σ)			11	10		10	16	32	
																						N	A	B				

Figura 6.14 – Esempio del risultato di prove di fatica col metodo *stair case* per l'acciaio tipo EN 25CrMo4 della precedente figura 6.13.

I livelli a cui vengono eseguiti i test sono indicati in senso crescente a partire da 0 e vengono contrassegnati con la lettera *i*: poiché le sollecitazioni effettivamente utilizzate in questo esempio sono pari a 320MPa, 340MPa, 360MPa, 380MPa e 400MPa, i livelli (cinque) vengono indicati in sequenza numerica da 0 a 4.

⁵ L'intervallo di sollecitazione tra i livelli di prova del metodo *stair case* dipende da molti fattori: generalmente è pari ad un valore tra il 5% e il 10% del limite di fatica da determinare. Per gli acciai si utilizza abitualmente 20MPa, per le leghe d'alluminio si può usare lo stesso valore oppure 10MPa.

⁶ Anche la soglia in corrispondenza della quale interrompere la prova di fatica dipende dal tipo di materiale: per acciai comuni o da trattamento termico si utilizza un valore tra 10^6 e 10^7 , per le leghe d'alluminio o per gli acciai inossidabili austenitici è conveniente definire un valore tra 10^7 e 10^8 .

Si prende poi nota dell'evento meno frequente (n_j), se cioè vi siano meno provini rotti o meno non rotti (questo è il motivo per cui si utilizza un numero dispari di campioni); quindi si vanno a calcolare i singoli valori di $i \cdot n_j$ e di $i^2 \cdot n_j$ e le relative sommatorie Σ , definendo N , A e B come indicato in figura 6.14.

Il valore del limite di fatica flessionale determinato sperimentalmente (σ_{FAf}) rappresenta la soglia di sollecitazione in corrispondenza della quale si ha la rottura/non rottura del 50% dei campioni sottoposti a prova e vale:

$$\sigma_{FAf} = \sigma_0 + \Delta\sigma \cdot \left(\frac{A}{N} \pm 0,5 \right) \quad [\text{eq. 6.1}]$$

dove σ_0 è il livello di sollecitazione più basso utilizzato (320MPa nel nostro caso), $\Delta\sigma$ è la distanza tra i livelli di carico (20MPa nel nostro caso), il segno è "+" se l'evento meno frequente è la non rottura e "-" se l'evento meno frequente è la rottura.

Pertanto nell'esempio citato si ha:

$$\sigma_{FAf} = 320 + 20 \cdot \left(\frac{16}{10} + 0,5 \right) = 362 \text{MPa} \quad [\text{eq. 6.2}]$$

La deviazione standard del limite di fatica, s , vale invece:

$$s = 1,62 \cdot \Delta\sigma \cdot \left(\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right) \text{ se } \frac{NB - A^2}{N^2} > 0,3 \quad [\text{eq. 6.3}]$$

$$s = 0,53 \cdot \Delta\sigma \quad \text{se } \frac{NB - A^2}{N^2} \leq 0,3 \quad [\text{eq. 6.4}]$$

Quindi, tornando all'esempio, si ha:

$$\frac{NB - A^2}{N^2} = 0,64 > 0,3 \quad [\text{eq. 6.5}]$$

da cui:

$$s = 1,62 \cdot 20 \cdot (0,64 + 0,029) \cong 22 \text{MPa} \quad [\text{eq. 6.6}]$$

Pertanto, per l'acciaio EN 25CrMo4, il limite di fatica flessionale, σ_{FAf} , in corrispondenza del quale si ha, statisticamente, la rottura/non-rottura del 50% dei campioni è pari a:

$$\sigma_{FAf} = 362 \pm 22 \text{MPa} \quad [\text{eq. 6.7}]$$

6.5 Stima del limite di fatica di un acciaio

Il limite di fatica di un acciaio, σ_{FAf} , è influenzato da vari fattori, sia di natura intrinseca all'acciaio (vale a dire aspetti prettamente metallurgici quali composizione chimica, microstruttura, stato inclusionale, difetti, ecc.) sia di natura estrinseca (ossia condizioni imposte dall'esterno come la modalità di applicazione del carico, l'entità dello sforzo medio applicato, la presenza di sforzi residui, l'aggressività ambientale, ecc.).

Caratteristiche intrinseche o metallurgiche

La composizione chimica ha effetto sul limite di fatica di un acciaio nella misura in cui provoca un incremento della sua resistenza meccanica statica: all'aumentare del carico unitario di snervamento e di rottura, si osserva sempre un aumento sistematico di σ_{FA} .

Il limite di fatica, pertanto, cresce al crescere del tenore di carbonio, silicio, manganese, cromo, nichel e molibdeno, nonché per effetto di tutti gli altri elementi di lega che contribuiscono ad aumentare la resistenza meccanica statica dell'acciaio, specialmente a seguito di un adeguato trattamento termico.

L'ossigeno, lo zolfo e l'azoto provocano invece un peggioramento della resistenza a fatica nella misura in cui formano inclusioni non metalliche (ossidi, solfuri, nitruri, ecc.): tali inclusioni danno origine a discontinuità microstrutturali della massa metallica che costituiscono punti preferenziali di innesco delle cricche di fatica. Anche la forma, la dimensione e la distribuzione delle discontinuità hanno grande influenza, dato che possono provocare anomale concentrazioni delle sollecitazioni applicate, generando una sorta di effetto di intaglio a livello microstrutturale. Le condizioni più negative si hanno in presenza di inclusioni molto dure e di matrici metalliche caratterizzate da scarsa duttilità.

In aggiunta si noti come una sensibile riduzione della resistenza a fatica si osservi sistematicamente in presenza di porosità, soffiature e cavità di ritiro (difetti tipici dei getti), ripiegature, fiocchi da idrogeno e zone decarburate (più comuni nei forgiati/stampati/laminati) o di microcricche (per effetto di errati trattamenti termici o anomale operazioni di saldatura). La presenza di qualunque discontinuità, sia interna all'acciaio che affiorante in superficie, provoca una concentrazione locale degli sforzi, favorendo l'innesco delle rotture per fatica.

Anche la microstruttura dell'acciaio è uno dei fattori che condizionano il processo di innesco e di propagazione della cricca, caratteristica che determina le modalità con cui si sviluppano i meccanismi iniziali di deformazione plastica locale all'origine del cedimento per fatica (fenomeni di micro-intrusione e di micro-estrusione). Microstrutture con elevata resistenza meccanica, quelle cioè dove il moto delle dislocazioni è maggiormente ostacolato, hanno maggiore efficacia nell'opporvi alla creazione delle cricche di fatica. Pertanto, a parità di composizione chimica dell'acciaio, più la microstruttura è fine (grano cristallino di piccole dimensioni), più elevata è la resistenza a fatica della massa metallica. Se si esamina invece il tipo di microstruttura dell'acciaio, la martensite rinvenuta (ottenibile tramite trattamento termico di bonifica) è sempre da preferire alle strutture miste di ferrite-perlite o ferrite-perlite-bainite (come conseguenza di processi di lavorazione plastica a caldo o di trattamenti termici di ricottura/normalizzazione). I risultati peggiori si hanno in presenza di ferrite libera o aciculare, austenite residua, segregazioni di carburi, perlite grossolana.

In conclusione si può affermare che al crescere del carico unitario di rottura, R_m , vi sia un progressivo incremento del limite di fatica dell'acciaio (figura 6.15). Come già osservato⁷, il limite di fatica, σ_{FA} ,

⁷ Vedi nota 4.

di un generico acciaio in regime di flessione rotante o alternata ($R = -1$) è pari a circa metà del suo carico unitario di rottura, R_m , vale a dire:

$$\sigma_{FAf} \cong \frac{R_m}{2} \quad [\text{eq. 6.8}]$$

almeno fin tanto che R_m è minore o uguale a 1400MPa. Per R_m maggiore di 1400MPa, i valori del limite di fatica flessionale tendono ad essere molto dispersi e poco correlati ad R_m ; in tali condizioni è conveniente assumere $\sigma_{FAf} = 700\text{MPa}$ ⁸.

Qualora invece l'incremento della resistenza meccanica statica derivi dall'incrudimento a freddo (come avviene, ad esempio, nei processi di trafilatura, estrusione, laminazione a freddo, ecc.), il conseguente aumento del limite di fatica è molto meno consistente di quanto evidenziato in figura 6.15: ciò dipende dagli sforzi residui di trazione indotti nel materiale a causa dei processi di fabbricazione. In queste condizioni il limite di fatica della massa metallica va valutato caso per caso attraverso opportune prove sperimentali⁹.

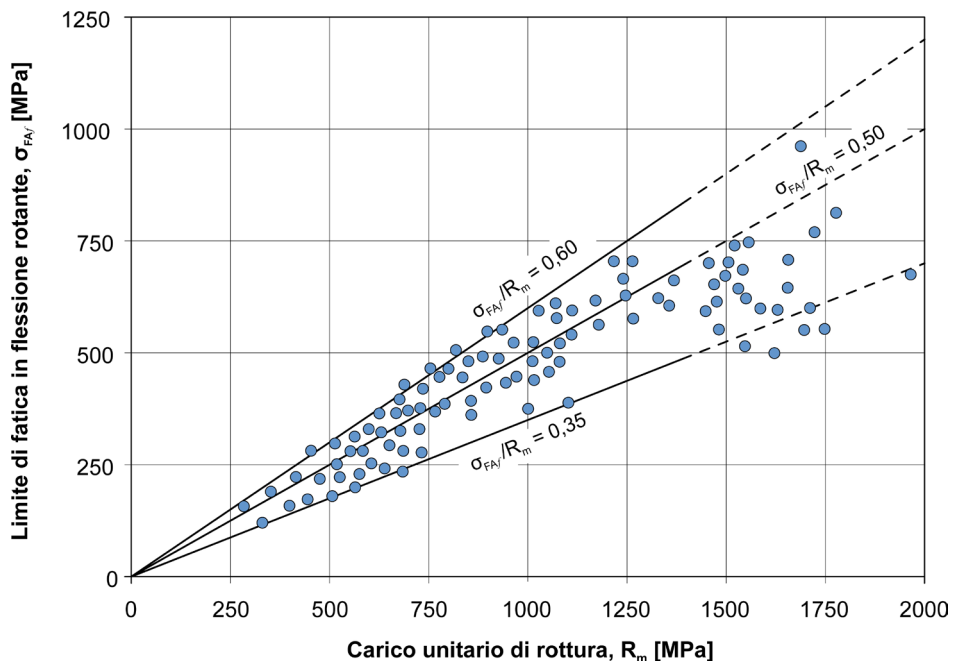


Figura 6.15 – Andamento del limite di fatica in flessione rotante, σ_{FAf} , in funzione del carico unitario di rottura a trazione, R_m , per acciai aventi differente composizione chimica e microstruttura [tratto da Lee et al. 2005].

⁸ Alcuni autori propongono, in alternativa, di usare la seguente relazione (generalmente più conservativa di quella riportata nel testo e valida sempre per la flessione rotante/alternata con $R = -1$): $\sigma_{FAf} \cong \frac{1}{4} \cdot (R_s + R_m) + 50$.

⁹ Nel caso di acciai incruditi, il limite di fatica in flessione ($R = -1$) è abitualmente dell'ordine del 10-40% del carico unitario di rottura dopo deformazione plastica a freddo; l'ampia variabilità del risultato è funzione del maggiore o minore grado di incrudimento indotto dal processo di fabbricazione.

Caratteristiche estrinseche o imposte dall'esterno

Un primo aspetto che condiziona il limite di fatica dell'acciaio è legato alle modalità di applicazione del carico al provino di fatica. Se la sollecitazione è di flessione (flessione rotante o flessione alternata), il limite di fatica a temperatura ambiente¹⁰ vale:

$$\sigma_{FAf} \cong \frac{R_m}{2} \quad (R = -1) \quad [\text{eq. 6.9}]$$

Se invece il carico è applicato in trazione-compressione (sforzo assiale alternato), il limite di fatica assiale σ_{FAa} è dell'ordine di 0,6-0,9 rispetto al limite di fatica in flessione, σ_{FAf} , ossia:

$$\sigma_{FAa} = 0,6-0,9 \cdot \sigma_{FAf} = 0,6-0,9 \cdot \frac{R_m}{2} = 0,3-0,45 \cdot R_m \quad (R = -1) \quad [\text{eq. 6.10}]$$

mentre nel caso di una sollecitazione di torsione alternata, il limite di fatica torsionale, $\sigma_{FA\tau}$, diviene:

$$\sigma_{FA\tau} = 0,5-0,6 \cdot \sigma_{FAf} = 0,5-0,6 \cdot \frac{R_m}{2} = 0,25-0,3 \cdot R_m \quad (R = -1) \quad [\text{eq. 6.11}]$$

Un secondo parametro molto importante per valutare il limite di fatica di un acciaio è l'eventuale presenza di uno sforzo medio (σ_{med}) non nullo in aggiunta allo sforzo alternato (σ_{alt}) applicato al provino. Si osserva infatti che, all'aumentare dello sforzo medio di trazione (σ_{med}), il limite di fatica σ_{FA} (flessionale, assiale o torsionale) tende progressivamente a ridursi. In figura 6.16 è mostrato, quale esempio, l'andamento delle curve di Wöhler che si ottengono facendo variare lo sforzo medio applicato, σ_{med} , per un acciaio EN 34CrNiMo6 sottoposto a prove di fatica assiale.

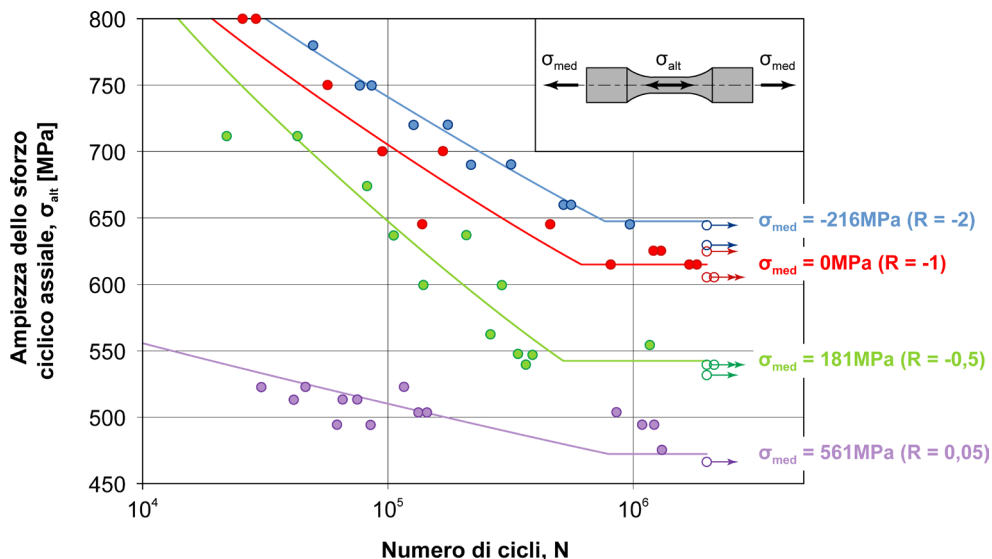


Figura 6.16 – Curve di Wöhler in fatica assiale per l'acciaio EN 34CrNiMo6 ($R_s = 1084\text{MPa}$; $R_m = 1210\text{MPa}$) al variare della sollecitazione media applicata [tratto da Pallarés-Santasmartas et al 2018].

¹⁰ Le considerazioni qui esposte si riferiscono sempre al comportamento a fatica degli acciai a temperatura ambiente. Per la definizione di limite di fatica ad alte temperature si rimanda a test specialistici. Per il lettore interessato basti sapere che il limite di fatica tende a rimanere costante fino a circa 250°C per poi diminuire progressivamente al crescere della temperatura.

Se si esaminano acciai con differente composizione chimica e microstruttura, valutando sperimentalmente varie modalità di sollecitazione (flessionale, assiale, torsionale), si osserva la possibilità di rappresentare il comportamento a fatica con il cosiddetto diagramma di Haigh, molto usato ai fini progettuali (figura 6.17). Il diagramma di Haigh riporta in ascissa lo sforzo medio (σ_{med}) e in ordinata lo sforzo alternato (σ_{alt}) applicati al provino. Per tracciare le curve limite di resistenza indicate sul diagramma si pone, sull'asse delle ordinate, il limite di fatica, σ_{FA} (flessionale, assiale o torsionale) quando lo sforzo medio applicato è nullo ($R = -1$); sull'asse delle ascisse viene invece indicata la resistenza statica dell'acciaio (a snervamento, R_s , e a rottura, R_m) quando lo sforzo alternato è nullo. Le curve rappresentano le correlazioni matematiche più usate per interpolare i dati sperimentali definendo, di conseguenza, le condizioni limite di resistenza per ogni dato acciaio nelle specifiche condizioni di sollecitazione applicata (σ_{med} e σ_{alt}).

Le equazioni delle curve indicate in figura 6.17 sono le seguenti (usate per $\sigma_{med} < R_s$):

$$\text{Goodman} \quad \frac{\sigma_m}{R_m} + \frac{\sigma_a}{\sigma_{FA}} = 1 \quad [\text{eq. 6.12}]$$

$$\text{VDI} \quad \frac{\sigma_m}{2 \cdot R_m - \sigma_{FA}} + \frac{\sigma_a}{\sigma_{FA}} = 1 \quad [\text{eq. 6.13}]$$

$$\text{Gerber} \quad \left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)^2 + \frac{\sigma_a}{\sigma_{FA}} = 1 \quad [\text{eq. 6.14}]$$

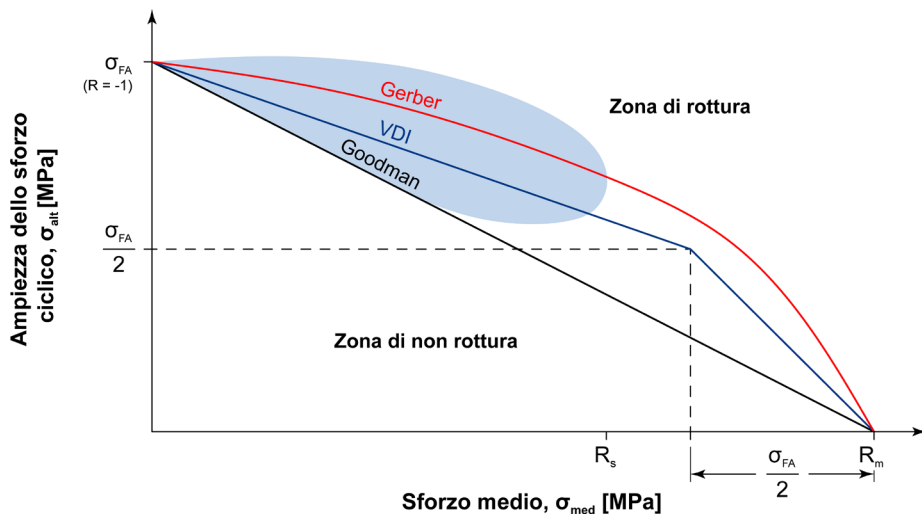


Figura 6.17 – Diagramma di Haigh per un generico acciaio con l'indicazione delle linee interpolanti i dati sperimentali delle prove di fatica (secondo Goodman, VDI e Gerber). L'area di colore azzurro indica il campo in cui normalmente si collocano i dati sperimentali.

La presenza concomitante di sforzi ciclici e di un ambiente corrosivo dà origine al fenomeno denominato corrosione-fatica: ciò condiziona sensibilmente il comportamento a fatica degli acciai.

Eseguendo prove in acqua (dolce o di mare) su acciai al solo carbonio o debolmente legati, è piuttosto comune osservare una significativa riduzione del limite di fatica del materiale o, addirittura, la sua totale assenza: questa seconda possibilità evidenzia che, al diminuire dello sforzo applicato, si ha sempre la rottura del provino seppur con numero di cicli via via crescente. Un esempio di quanto indicato è mostrato figura 6.18 relativo ad un acciaio tipo EN C45.

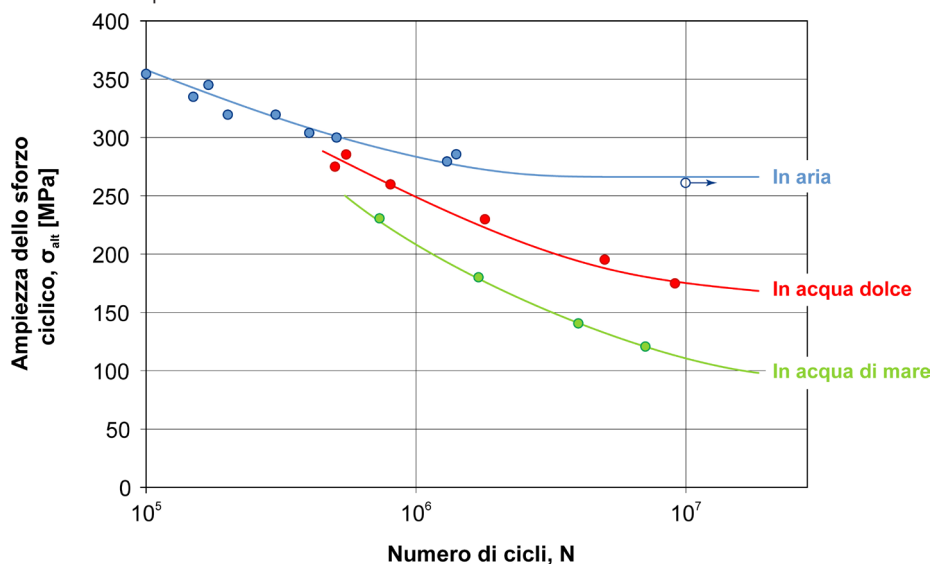


Figura 6.18 – Andamento delle curve di Wöhler in fatica flessionale rotante ($R = -1$) per un acciaio tipo EN C45 ($R_s = 410\text{MPa}$; $R_m = 630\text{MPa}$) in aria, in acqua dolce e in acqua di mare [tratto da Endo e Miyao 1958].

Da ultimo si consideri il problema delle eventuali tensioni residue presenti nell'acciaio. In generale si può affermare che le tensioni residue di trazione abbiano un effetto negativo, mentre quelle di compressione comportino, al contrario, un miglioramento della resistenza a fatica. Tali effetti dipendono dal fatto che gli sforzi residui di compressione (di segno negativo) si oppongono alle sollecitazioni esterne applicate (di segno positivo), inibendo l'innesco e la propagazione della cricca di fatica; all'opposto gli sforzi residui di trazione (di segno positivo) che si sommano alle sollecitazioni esterne applicate. Ne consegue che le tensioni residue di trazione, per quanto possibile, devono essere eliminate prima di mettere in esercizio il componente meccanico: ciò significa controllare con attenzione la fase di rinvenimento del trattamento termico di bonifica¹¹ o predisporre opportuni trattamenti di ricottura di distensione qualora il semilavorato o il componente finito lo richieda¹².

¹¹ Le tensioni residue che si manifestano dopo tempra vengono annullate se il rinvenimento dell'acciaio viene eseguito per temperature/tempi adeguati (per approfondimenti vedi Boniardi M., Casaroli A., *Metallurgia degli acciai - parte prima*, Lucefin, Esine, 2017).

¹² Le tensioni residue di trazione si sviluppano a valle di molti processi tecnologici di ottenimento dei pezzi meccanici (fonderia, trafilatura, lavorazioni alle macchine utensili, ecc.) oppure a seguito dei processi di saldatura.

Al contrario possono invece essere favoriti tutti quei trattamenti termici, termochimici o meccanici che inducono tensioni residue di compressione sulla superficie dei pezzi, ossia nei punti maggiormente sollecitati a fatica. I trattamenti di tempra superficiale, cementazione e nitrurazione rispondono perfettamente a questi requisiti: se l'acciaio è scelto in modo appropriato e il trattamento viene correttamente eseguito, si osserva sempre un importante incremento delle tensioni di compressione nella zona corticale del pezzo, oltre ad un incremento della durezza superficiale (figura 6.19). Anche i trattamenti meccanici di pallinatura e rullatura hanno analoghi effetti benefici. Il primo è comunemente adottato nel caso di molle, alberi a gomiti e ruote dentate, mentre il secondo è tipicamente usato per incrementare la resistenza a fatica nei raccordi degli spallamenti.

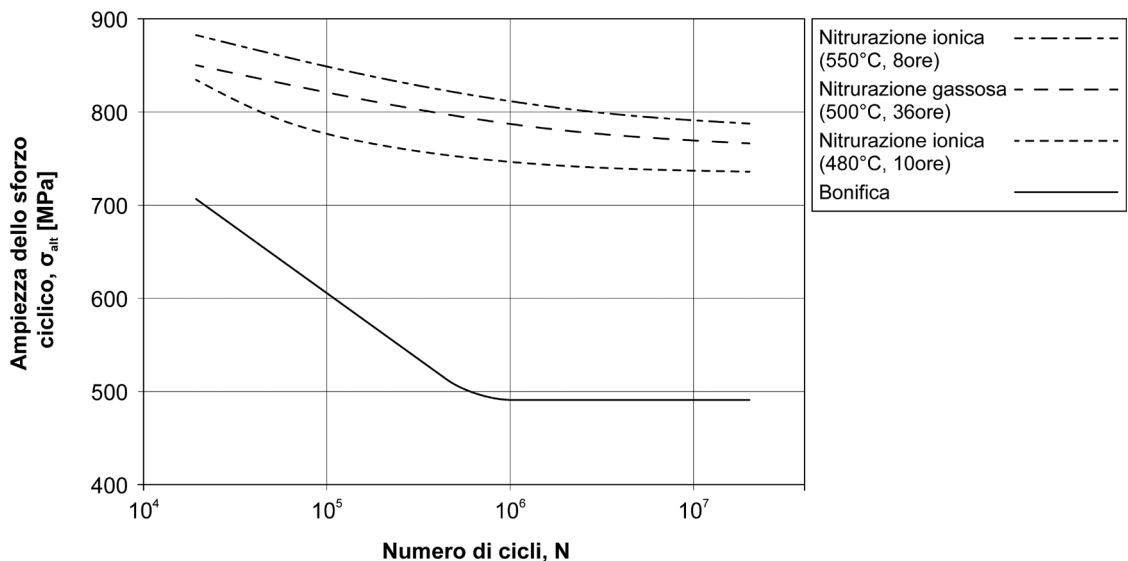


Figura 6.19 – Curve di Wöhler in flessione rotante ($R = -1$) per un acciaio EN 42CrMo4 ($R_s = 780\text{MPa}$; $R_m = 980\text{MPa}$), allo stato bonificato e allo stato bonificato seguito da nitrurazione con differenti modalità [tratto da ASM-H.1 1991].

6.6 Il comportamento a fatica di un materiale e il comportamento a fatica di un componente

Un aspetto di grande importanza da tenere sempre presente relativamente al tema della fatica degli acciai è la differenza tra il comportamento a fatica di un materiale e quello di un componente.

A parità di modalità di sollecitazione applicata, il limite di fatica di un pezzo meccanico (σ'_{FA}) è, infatti, sempre *systematicamente inferiore* rispetto al limite di fatica del materiale con cui quel pezzo è stato fabbricato (σ_{FA}). In aggiunta, oltre ad una diminuzione del limite di fatica (da σ_{FA} a σ'_{FA}), nel passaggio dal materiale al componente si osserva abitualmente anche uno spostamento del numero di cicli che segna la transizione dal tratto a termine a quello a vita infinita: da $\sim 10^6$ per l'acciaio a $\sim 10^7$ per il componente realizzato con quell'acciaio (figura 6.20).

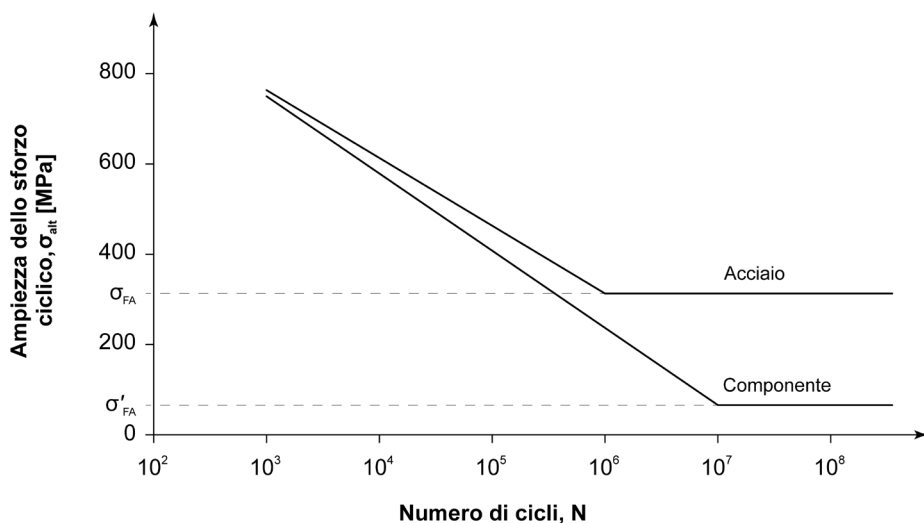


Figura 6.20 – Curve di Wöhler per un generico acciaio al solo carbonio o debolmente legato e per un componente realizzato usando lo stesso acciaio. σ_{FA} è il limite di fatica dell'acciaio e σ'_{FA} è il limite di fatica del componente realizzato usando quel dato acciaio.

Tre sono i principali fattori che provocano la riduzione del limite di fatica di un pezzo meccanico rispetto al materiale con cui è stato realizzato:

- la dimensione del pezzo meccanico (effetto dimensionale),
- la finitura superficiale del pezzo meccanico (effetto della finitura superficiale),
- la presenza di discontinuità geometriche nel pezzo meccanico (effetto d'intaglio).

Effetto dimensionale. Per determinare sperimentalmente il limite di fatica di un generico acciaio vengono utilizzati provini di piccola dimensione, con un diametro pari a 6-8mm nel tratto utile. Conseguentemente, per effetto dei carichi flessionali applicati, si ottiene un elevato gradiente dello sforzo: lo sforzo applicato (σ_{app}) è massimo in superficie, ma diminuisce bruscamente a pochi millimetri di distanza, fino a divenire nullo lungo l'asse (asse neutro).

Nel caso di componenti reali il decremento dello sforzo è invece meno accentuato rispetto ad un provino di piccolo diametro (figura 6.21); di fatto, a parità di sforzo applicato in superficie (σ_{app}), il gradiente si riduce progressivamente al crescere della dimensione del pezzo.

La differenza tra i due gradienti induce uno sforzo medio differente su di un generico volume di materiale adiacente alla superficie dove, normalmente, si sviluppano le cricche di fatica. In sintesi: al crescere della dimensione del componente diminuisce il gradiente e, di conseguenza, aumenta lo sforzo medio nella porzione di materiale considerato. I dati sperimentali consentono infatti di osservare come, all'aumentare del diametro, si abbia una riduzione progressiva del limite di fatica del pezzo (σ'_{FA}), rispetto al limite di fatica misurato su un provino di piccolo diametro, (σ_{FA}).

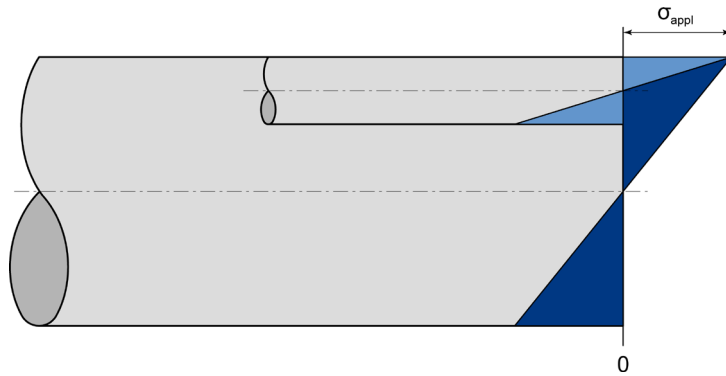


Figura 6.21 – Andamento degli sforzi lungo la sezione per due componenti di differente diametro, soggetti a flessione, a parità di sforzo applicato in superficie (σ_{appl}). Nel pezzo di piccola dimensione il gradiente degli sforzi è molto maggiore (azzurro) rispetto al pezzo più grande (blu).

L'effetto dimensionale viene normalmente espresso tramite un coefficiente, b_2 , compreso tra 0 e 1, definito dal rapporto $\sigma'_{\text{FA}}/\sigma_{\text{FA}}$ (figura 6.22). In alternativa, per valutare b_2 , si potrebbe anche usare la seguente formula:

$$b_2 = 1,189 \cdot d^{-0,097} \quad [\text{eq. 6.15}]$$

dove d è il diametro del componente misurato in mm (per $d \leq 8$ mm si assume $b_2 = 1$). Il coefficiente b_2 è sempre pari ad 1 nel caso di fatica assiale poiché in trazione-compressione la sollecitazione è costante lungo tutta la sezione.

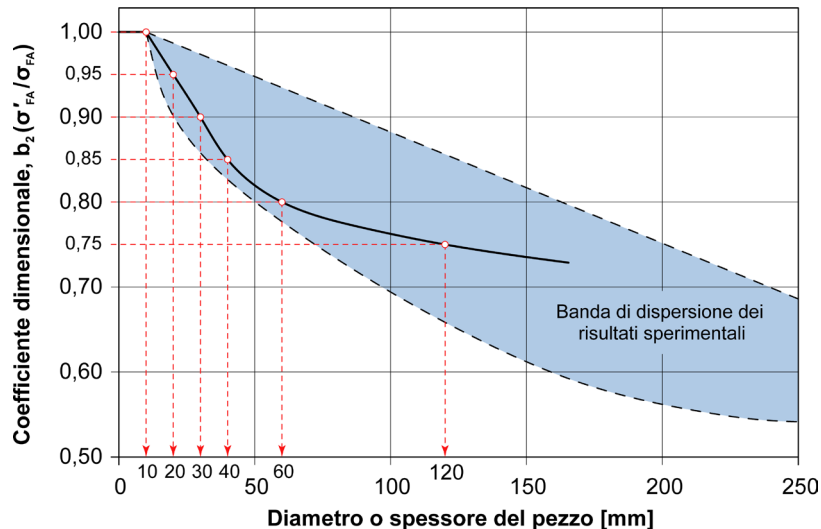


Figura 6.22 – Andamento del coefficiente dimensionale b_2 che permette di definire il limite di fatica del componente (σ'_{FA}) a partire dal limite di fatica del materiale (σ_{FA}) in funzione della dimensione del pezzo [tratto da Davoli et al 2003].

Effetto della finitura superficiale. Quando si determina sperimentalmente il limite di fatica di un materiale vengono utilizzati provini con un livello di rugosità molto basso ($R_a \leq 0,05\mu\text{m}$); una rugosità così spinta può essere ottenuta unicamente tramite una lucidatura a specchio. L'ottima finitura superficiale permette di eliminare le eventuali discontinuità micro-geometriche (i picchi e le valli del profilo di rugosità) che possono fungere da innesco preferenziale delle cricche di fatica.

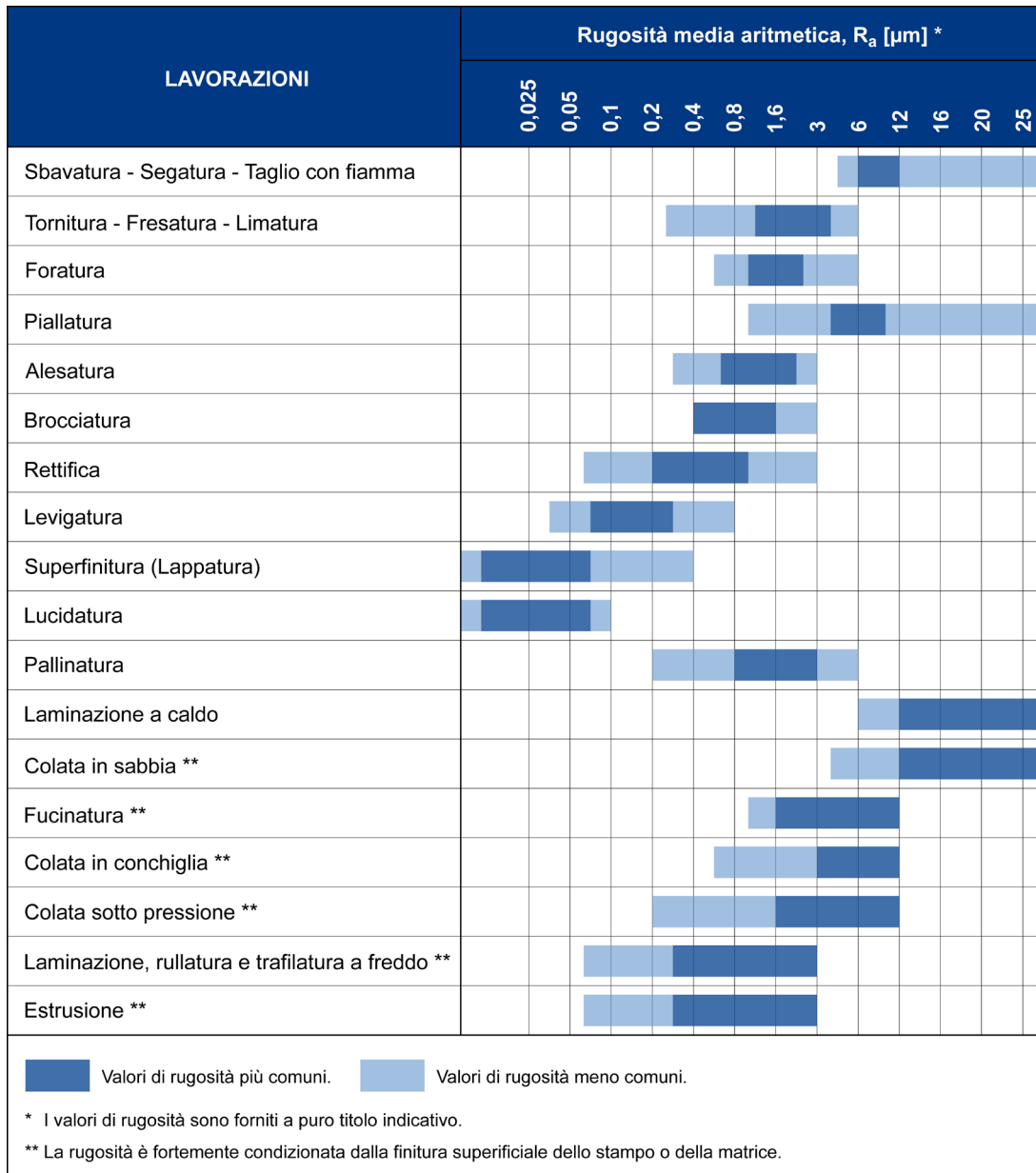


Figura 6.23 – Valori della rugosità media aritmetica, R_a , per effetto di varie tipologie di lavorazione.

Nel caso di componenti reali, invece, la rugosità indotta dalle lavorazioni meccaniche tradizionali (tornitura, fresatura, rettifica, ecc.) è nettamente peggiore (figura 6.23), con una progressiva diminuzione della resistenza a fatica (σ'_{FA}) rispetto a quella misurata su un provino lucidato (σ_{FA}).

L'effetto della rugosità superficiale è solitamente rappresentato con un coefficiente, b_3 , compreso tra 0 e 1, definito dal rapporto σ'_{FA}/σ_{FA} (figura 6.24). Si noti come, sul diagramma di figura 6.24, siano indicati anche gli effetti della corrosione sulla rugosità superficiale e quindi sul coefficiente b_3 .

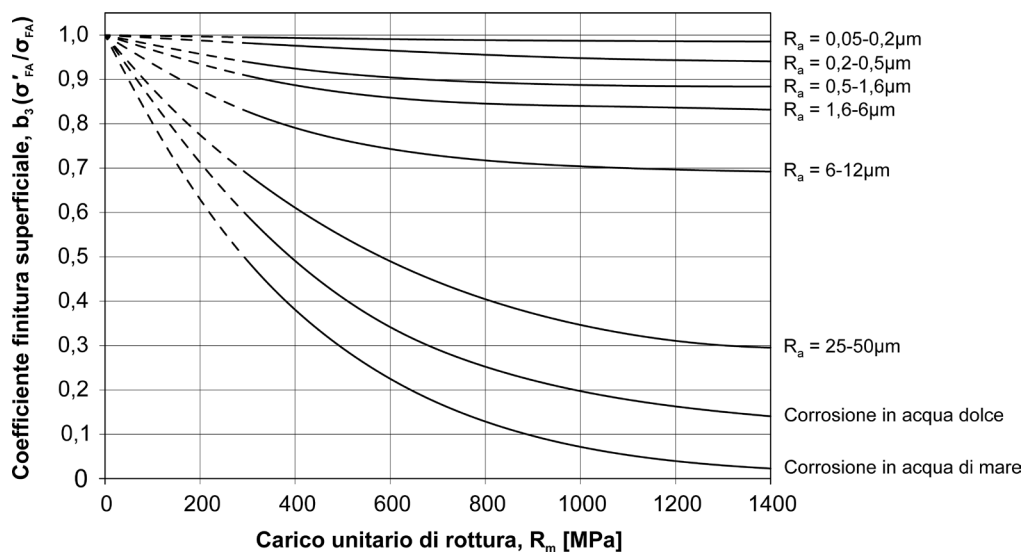


Figura 6.24 – Andamento del coefficiente di finitura superficiale b_3 che consente di definire il limite di fatica del componente (σ'_{FA}) a partire dal limite di fatica del materiale (σ_{FA}) in funzione della rugosità del pezzo. Il dato d'ingresso in ascissa è il carico unitario di rottura dell'acciaio [tratto da Brand et al 1991].

Effetto d'intaglio. I provini usati per determinare il limite di fatica non hanno discontinuità geometriche: si parla infatti di provini lisci dove la sollecitazione applicata è quella nominale, σ_0 ¹³. Nei pezzi reali, invece, sono solitamente presenti effetti d'intaglio legati alla variazione della sezione a causa di spallamenti, chiavette, linguette, fori, gole di scarico, ecc.: queste discontinuità producono una sovrasollecitazione locale, cioè un'amplificazione delle tensioni applicate che passano dal valore nominale, σ_0 , al valore massimo, σ_{max} . L'effetto d'intaglio è ben rappresentato dal *coefficiente d'intaglio teorico*, k_t , ricavato da opportuni nomogrammi in funzione della geometria della discontinuità e della modalità di applicazione del carico; un tipico esempio è mostrato in figura 6.25¹⁴.

¹³ Nel caso di trazione o compressione, lo sforzo nominale vale $\sigma_0 = P/A$ dove P è la forza applicata ed A la sezione. Nel caso di flessione o torsione vale $\sigma_0 = M/W$ dove M è il momento applicato (flettente o torcente) e W il modulo di resistenza (a flessione o a torsione) della sezione.

¹⁴ In letteratura esistono molti testi che riportano i valori di k_t per un gran numero di geometrie e stati di sforzo. Si veda ad esempio Pilkey, W.D., *Peterson's Stress Concentration Factors*, 2nd ed., John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, USA, 1999.

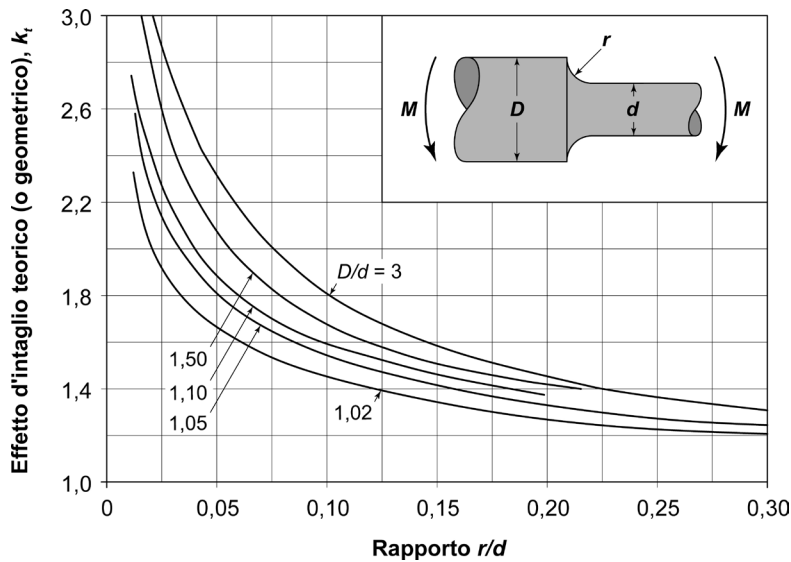


Figura 6.25 – Nomogramma per la determinazione dell’effetto d’intaglio geometrico per un albero con spallamento soggetto ad un momento flettente M . Se, ad esempio, $D = 110\text{mm}$, $d = 100\text{mm}$ ed $r = 5\text{mm}$, allora $D/d = 1,10$ ed $r/d = 0,05$ da cui, in corrispondenza dello spallamento, si ha: $k_t \cong 1,9$ [tratto da Pilkey 1997].

In estrema sintesi k_t è un numero, maggiore di 1, che moltiplica lo sforzo nominale, σ_0 , presente in quel punto, restituendo lo sforzo massimo locale:

$$\sigma_{max} = k_t \cdot \sigma_0 \quad [\text{eq. 6.16}]$$

A differenza di condizioni di carico statiche, in cui k_t dipende solo dalla geometria dell’intaglio, nel caso della fatica le cose vanno diversamente. Le prove sperimentali mostrano che una discontinuità geometrica influenza la vita a fatica in modo differente a seconda che l’acciaio sia più o meno resistente meccanicamente: in particolare gli acciai più duri sono più sensibili all’intaglio rispetto a quelli meno duri.

In caso di componenti soggetti a fatica, l’effetto prodotto dall’intaglio viene descritto usando il coefficiente d’intaglio a fatica k_f ed il parametro *sensibilità all’intaglio* q , secondo le relazioni:

$$\sigma_{max} = k_f \cdot \sigma_0 \quad [\text{eq. 6.17}]$$

$$k_f = 1 + q \cdot (k_t - 1) \quad [\text{eq. 6.18}]$$

dove q viene calcolato tramite il diagramma di figura 6.26. k_f è un numero maggiore di 1 definito come il rapporto tra il limite di fatica di un componente con un intaglio rispetto a quello di un provino, cioè:

$$k_f = \frac{\sigma'_{FA}}{\sigma_{FA}} \quad [\text{eq. 6.19}]$$

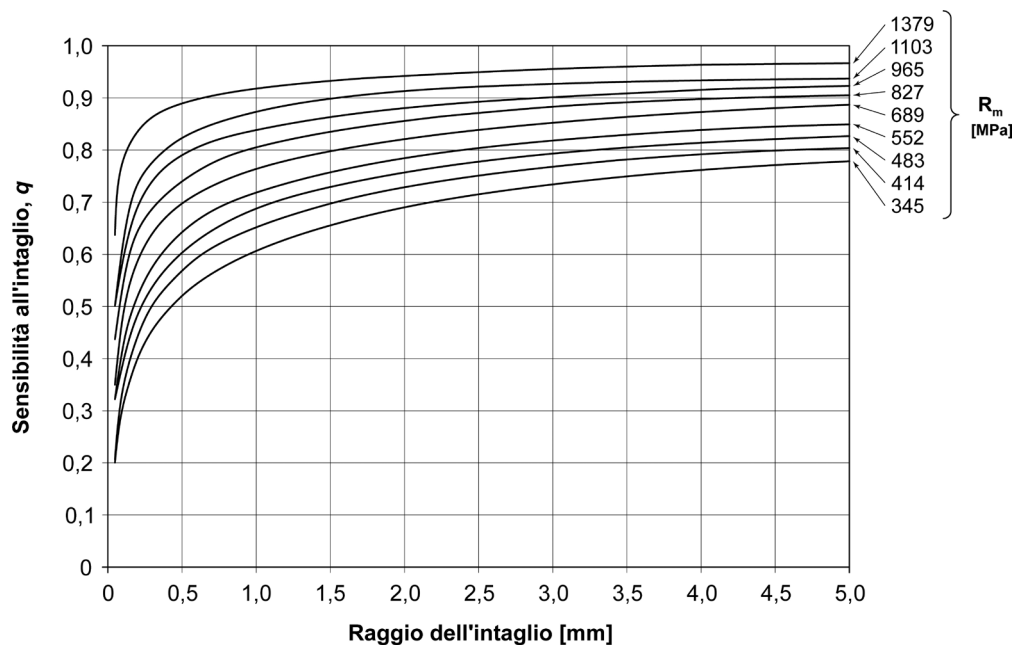


Figura 6.26 – Andamento della sensibilità all'intaglio q al variare del raggio dell'intaglio e del carico unitario di rottura dell'acciaio per sollecitazioni flessionali ed assiali di fatica. Nel caso di sollecitazioni torsionali di fatica si deve considerare una curva avente un carico unitario di rottura maggiore di 138MPa rispetto all'acciaio effettivamente usato [tratto da Norton 1997].

In conclusione, se si considerano contemporaneamente i tre principali fattori (effetto dimensionale, effetto della finitura superficiale, effetto d'intaglio) che comportano la riduzione del limite di fatica dell'acciaio, σ'_{FA} a quello del componente fabbricato usando il medesimo acciaio, σ_{FA} si ottiene:

$$\sigma'_{FA} = \frac{b_2 \cdot b_3 \cdot \sigma_{FA}}{k_f} \quad [\text{eq. 6.20}]$$

Sviluppiamo ora un esempio per comprendere al meglio questa differenza.

Si consideri per semplicità un albero con spallamento (si riveda la figura 6.25) soggetto a flessione (rotante o alternata) con $R = -1$ (sforzo medio nullo), in aria, a temperatura ambiente.

I dati di riferimento sono:

- materiale: acciaio EN 25CrMo4; $R_s = 540\text{MPa}$; $R_m = 760\text{MPa}$;
- dimensioni: $D = 110\text{mm}$; $d = 100\text{mm}$; $r = 5\text{mm}$;
- lavorazione finale: tornitura con $R_a = 2\text{-}3\mu\text{m}$.

Si calcoli innanzitutto il limite di fatica dell'acciaio. Poiché il carico applicato è di flessione (rotante o alternata) con $R = -1$, si può assumere:

$$\sigma_{FAf} = \frac{R_m}{2} = \frac{760}{2} = 380\text{MPa} \quad (R = -1) \quad [\text{eq. 6.21}]$$

Per valutare l'effetto dimensionale (coefficiente b_2) si deve considerare la sezione minore dove è presente l'intaglio, vale a dire quella in cui $d = 100\text{mm}$. Dalla figura 6.22 si ha:

$$b_2 = 0,76 \quad [\text{eq. 6.22}]$$

Per valutare l'effetto della finitura superficiale (coefficiente b_3) si deve considerare la rugosità indotta dalla lavorazione ($R_a = 2\text{-}3\mu\text{m}$) ed il carico unitario di rottura dell'acciaio ($R_m = 760\text{MPa}$). Dalla figura 6.24 si ha:

$$b_3 = 0,85 \quad [\text{eq. 6.23}]$$

Da ultimo si deve valutare l'effetto di intaglio a fatica (coefficiente k_f): per fare ciò si determina l'effetto d'intaglio teorico (k_t) e la sensibilità all'intaglio dell'acciaio (q).

Dalle caratteristiche geometriche dello spallamento ($D = 110\text{mm}$; $d = 100\text{mm}$; $r = 5\text{mm}$), si ricava con la figura 6.25 che:

$$k_t = 1,9 \quad [\text{eq. 6.24}]$$

Se si considera il carico unitario di rottura dell'acciaio ($R_m = 760\text{MPa}$) ed il raggio di fondo intaglio ($r = 5\text{mm}$), usando la figura 6.26, si trova che la sensibilità all'intaglio vale:

$$q = 0,90 \quad [\text{eq. 6.25}]$$

da cui:

$$k_f = 1 + q \cdot (k_t - 1) = 1 + 0,90 \cdot (1,9 - 1) = 1,81 \quad [\text{eq. 6.26}]$$

Pertanto in corrispondenza dello spallamento, cioè nel punto più sollecitato, il limite di fatica del pezzo, σ'_{FAf} , diviene:

$$\sigma'_{FAf} = \frac{b_2 \cdot b_3 \cdot \sigma_{FA}}{k_f} = \frac{0,76 \cdot 0,85 \cdot 380}{1,81} \cong 135,6\text{MPa} \quad [\text{eq. 6.27}]$$

Si noti che il caso considerato riguarda la condizione semplice di un albero cilindrico con spallamento soggetto a sola flessione con $R = -1$. Tale esempio permette però di dimostrare come il limite di fatica di un componente ($\sigma'_{FAf} = 135,6\text{MPa}$) sia sistematicamente inferiore a quello dell'acciaio ($\sigma_{FAf} = 380\text{MPa}$) usato per fabbricarlo. In sede progettuale si deve quindi porre attenzione alle sollecitazioni effettivamente applicate, che dovranno essere ben inferiori al limite di fatica del componente (σ'_{FAf}) calcolato nelle condizioni più critiche.





7. CLASSIFICAZIONE DEGLI ACCIAI E NORMATIVA

7.1 Possibili classificazioni degli acciai

Gli acciai sono leghe tra ferro e carbonio con tenori di carbonio inferiori a 2,11%. Le leghe con tenori di carbonio maggiori del 2,11% prendono il nome di ghise.

La maggior parte degli acciai utilizzati industrialmente hanno un tenore di carbonio inferiore a 0,77%: essi appartengono pertanto alla categoria degli acciai ipoeutettoidici¹. Esempi tipici sono gli acciai da costruzione di uso generale, gli acciai speciali da costruzione e alcune tipologie di acciai per impieghi particolari (acciai per alte temperature, acciai per basse temperature, acciai inossidabili, ecc.).

Sul mercato esistono anche acciai ipereutettoidici, ossia leghe Fe-C con tenori di carbonio compresi tra 0,77% e 2,11%². A questo secondo gruppo, numericamente molto più ristretto del precedente, appartengono ad esempio gli acciai per utensili e alcuni tipi di acciai per cuscinetti.

Inoltre vale la pena di aggiungere che tutti gli acciai (ipoeutettoidici o ipereutettoidici) possono esistere nella formulazione sia "al solo carbonio" che "debolmente legati / legati": la differenza è data dalla presenza di uno o più elementi di lega oltre al carbonio. La normativa, come si vedrà meglio nel seguito, prevede un'ulteriore distinzione tra acciai debolmente legati o bassolegati e acciai legati o altolegati in relazione alla presenza o meno di almeno un elemento chimico in tenore maggiore o uguale al 5% (figura 7.1).

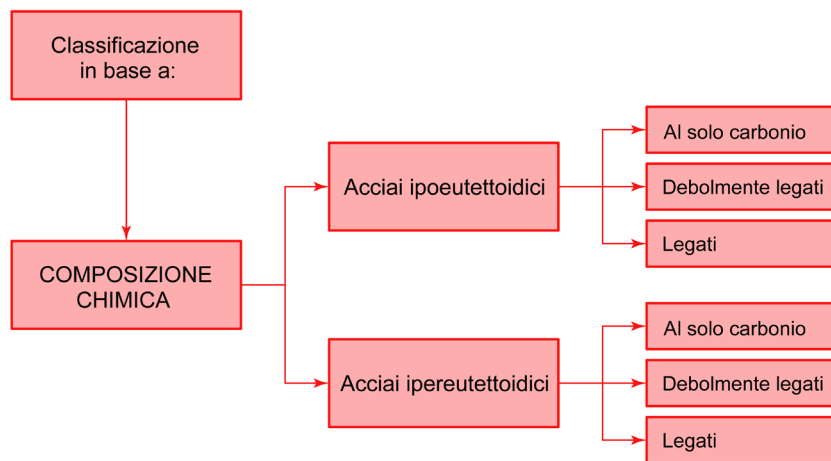


Figura 7.1 – Classificazione degli acciai in funzione della loro composizione chimica.

¹ La lega con C = 0,77% è anche denominata lega eutettoide: pertanto leghe con tenori inferiori di carbonio si dicono ipoeutettoidiche e leghe con tenori superiori di carbonio sono chiamate ipereutettoidiche.

² Il lettore attento tenga ben presente che 0,77% è il tenore di carbonio dell'eutettoide solo della lega ferro-carbonio. Se sono presenti ulteriori elementi di lega, il valore dell'eutettoide tenderà a diminuire al crescere degli elementi aggiunti, potendo risultare anche molto minore di 0,77%. Esistono infatti acciai legati di tipo ipereutettoidico pur con tenori di carbonio dell'ordine di 0,3-0,4%.

Un'altra possibile suddivisione è basata sull'impiego finale dell'acciaio. A questo proposito si possono individuare tre categorie principali³ (figura 7.2):

- acciai da costruzione di uso generale o per impieghi comuni, noti anche come acciai comuni o acciai al solo carbonio⁴;
- acciai speciali da costruzione o per impieghi speciali, suddivisi in acciai da bonifica e per tempra superficiale, acciai autotemperanti, acciai per molle, acciai da cementazione e acciai da nitrurazione;
- acciai per impieghi particolari, quali acciai per cuscinetti, acciai per funi, acciai per rotaie, acciai per applicazioni magnetiche, acciai inossidabili, acciai per utensili, acciai maraging, acciai di Hadfield, acciai per alte temperature, acciai per basse temperature, ecc.

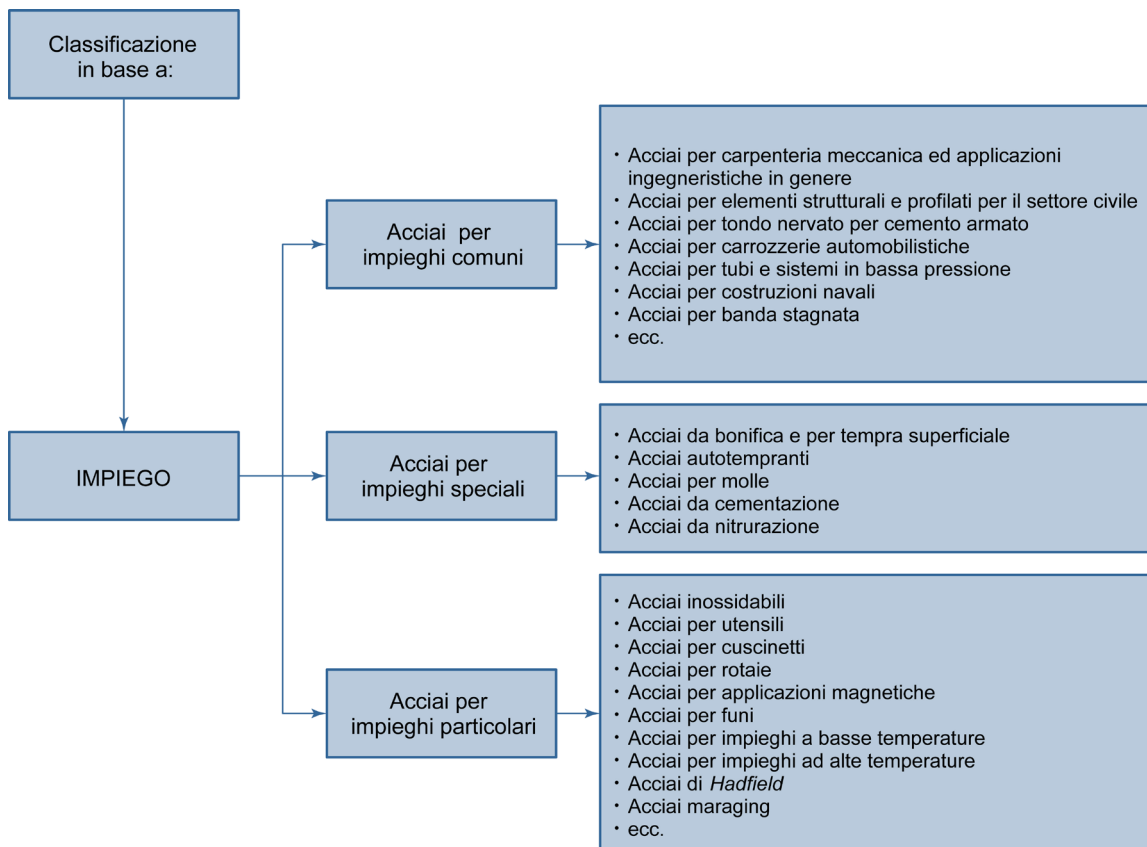


Figura 7.2 – Classificazione degli acciai in funzione del loro impiego.

³ La presente suddivisione è mutuata da Nicodemi W., *Acciai e leghe non ferrose*, 2^a ed., Zanichelli, Bologna, Italia, 2008.

⁴ La famiglia degli acciai comuni è impropriamente indicata anche col nome di "acciai al carbonio", termine mutuato dall'inglese *carbon steel*. Benché possa apparire cavilloso, il termine "acciai al carbonio" non è corretto. Il termine "acciaio" indica già di per se una lega tra ferro e carbonio: parlare di "acciai" con la specificazione "al carbonio" è quindi tautologico. Meglio sarebbe dire "acciai al solo carbonio" in questo evidenziando che esistono anche acciai contenenti, oltre al carbonio, ulteriori elementi di lega che concorrono a conferire le proprietà desiderate (acciai debolmente legati e acciai legati).

Forse però la distinzione più appropriata, a cui anche la normativa europea si riferisce, è quella di suddividere gli acciai in due famiglie, definite dalla modalità attraverso cui si ottengono le loro proprietà fisiche e meccaniche (figura 7.3). In questo caso si parla di:

- acciai che vengono posti in esercizio senza subire alcun trattamento termico;
- acciai che vengono posti in esercizio solo dopo aver subito uno specifico trattamento termico.

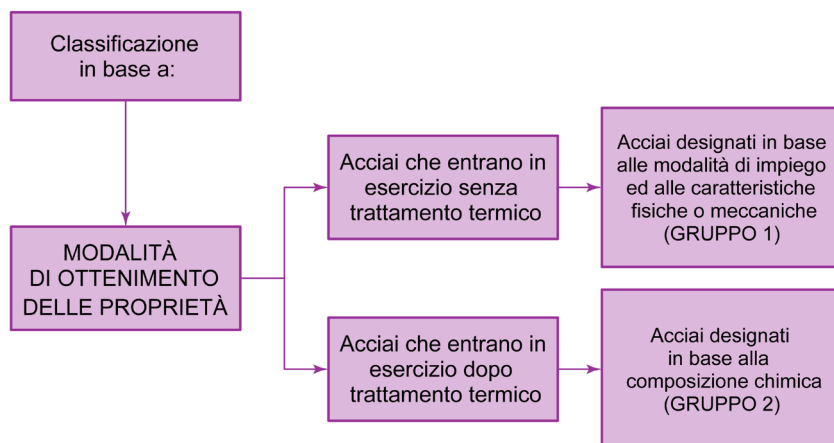


Figura 7.3 – Classificazione degli acciai in funzione della modalità di ottenimento delle loro proprietà fisiche e caratteristiche meccaniche.

Nel primo gruppo rientrano gli acciai che, al termine del processo produttivo, hanno già le caratteristiche fisiche, microstrutturali e meccaniche richieste in esercizio. Si tratta di acciai che non necessitano di ulteriori trattamenti termici da parte dell'utilizzatore del semilavorato; le loro proprietà non vengono modificate sensibilmente dalle lavorazioni eseguite a valle del processo di fabbricazione (sagomatura, taglio, saldatura, asportazione di truciolo, ecc.).

Questo è il caso, ad esempio, dell'acciaio tipo EN B450C⁵ con cui vengono realizzate le barre ad aderenza migliorata per il calcestruzzo, ossia il classico tondino per cemento armato laminato a caldo. Si tratta in sostanza di un acciaio a basso tenore di carbonio ($C \cong 0,16-0,20\%$) senza elementi di lega. Alla fine del processo produttivo, cioè dopo laminazione a caldo e successivo raffreddamento in aria, il tondino ha resistenza meccanica e duttilità più che adeguata per l'applicazione finale, senza che l'utilizzatore debba prevedere un trattamento termico addizionale. Inoltre le proprietà dell'acciaio rimangono pressoché inalterate anche se il tondino dovesse venire tagliato, piegato o saldato.

⁵ Si tratta di un acciaio molto simile a quello designato originariamente come Fe B44K dalla UNI 6407, indicato anche nell'Eurocodice 2 (EN 1992-1-1) e nel Decreto Ministeriale 14 gennaio 2008.

Analogo discorso vale per l'acciaio EN S275J0⁶, utilizzato nella fabbricazione di travi e profilati per applicazioni strutturali o anche per l'acciaio EN P295GH, impiegato per la realizzazione di tubi e recipienti in pressione. O ancora per l'acciaio EN M140-30S avente caratteristiche adatte alla produzione di lamierini magnetici per trasformatori elettrici.

Molto diverso è il caso degli acciai che appartengono al secondo gruppo, i quali devono le loro proprietà al trattamento termico eseguito dall'utilizzatore sul semilavorato, prima delle lavorazioni finali che precedono la messa in esercizio.

Si riferiscono a questo gruppo gli acciai da bonifica come l'EN C40 (acciaio al solo carbonio) o l'EN 42CrMo4 (acciaio debolmente legato), usati entrambi per la produzione di componenti meccanici di piccole e medie dimensioni. I semilavorati, dopo essere stati sgrossati di macchina utensile, sono sottoposti al trattamento termico di tempra e rinvenimento (bonifica), per poi venire finiti di tornitura fine e/o di rettifica. I pezzi così realizzati (alberi, perni, manovellismi, ecc.) presentano elevate caratteristiche resistenziali, funzione sia della composizione chimica dell'acciaio sia del trattamento termico di bonifica. Analogamente nel caso della realizzazione di ruote dentate per cui si impiegano tipicamente acciai da cementazione quali l'EN 17NiCrMo6-4 o da nitrurazione come l'EN 31CrMo12.

Un altro esempio è rappresentato dagli acciai inossidabili. Dovendo ad esempio produrre per imbutitura una pentola o un lavello è necessario effettuare la deformazione plastica a freddo del nastro d'acciaio inossidabile austenitico; a questa prima fase segue il trattamento termico di solubilizzazione al fine di ottimizzare la resistenza alla corrosione dell'acciaio. Quindi il manufatto viene completato dalle operazioni di lucidatura, previa saldatura dei manici nel caso della pentola. Anche in questo caso è proprio la combinazione tra composizione chimica dell'acciaio e trattamento termico finale a garantire le proprietà richieste al manufatto in esercizio (nella fattispecie la resistenza alla corrosione).

7.2 La normativa europea degli acciai

La normativa di riferimento per la designazione degli acciai è la EN 10027 - Sistemi di designazione degli acciai; essa è divisa in due parti: parte 1, designazione simbolica e parte 2, designazione numerica.

Si consideri dapprima la *designazione simbolica* o *alfanumerica* (lettere e numeri), la più utilizzata tra le due e che permette un'immediata valutazione delle caratteristiche metallurgiche e meccaniche dell'acciaio. In base a questo sistema di riferimento un acciaio può appartenere esclusivamente ad uno solo dei seguenti due gruppi:

- Gruppo 1 - acciai designati in base alle modalità d'impiego ed alle caratteristiche fisiche o meccaniche;
- Gruppo 2 - acciai designati in base alla composizione chimica.

⁶ L'acciaio comune EN S275J0 corrisponde grosso modo all'Fe430C della vecchia norma UNI 7070.

Gruppo 1

Gli acciai appartenenti al primo gruppo sono designati mediante *una lettera iniziale*, rappresentativa dell'impiego, seguita da *alcuni numeri* che definiscono il valore della caratteristica fisica o meccanica di riferimento per quell'impiego. Nella designazione seguono talvolta altre *lettere aggiuntive* che sono indicative di ulteriori caratteristiche o proprietà dell'acciaio.

La normativa prevede, per il Gruppo 1, le seguenti *lettere iniziali* rappresentative dell'impiego:

- S - acciaio per applicazioni strutturali;
- P - acciaio per attrezzature in pressione;
- L - acciaio per tubazioni;
- E - acciaio per applicazioni ingegneristiche;
- B - acciaio per tondo da cemento armato;
- Y - acciaio per tondo da cemento armato precompresso;
- R - acciaio per rotaie;
- D - acciaio per prodotti piani deformabili a freddo;
- H - acciaio ad alta resistenza per prodotti piani deformabili a freddo;
- T - acciaio per banda stagnata e affini;
- M - acciaio per applicazioni elettriche.

Per quanto riguarda i numeri da associare alla lettera iniziale distintiva dell'impiego è sempre opportuno riferirsi alla normativa (EN 10027-1) poiché esistono svariate indicazioni; analogamente per le altre lettere aggiuntive eventualmente presenti nella sigla dell'acciaio.

Nei casi più comuni (classi d'impiego S, P, L, E, B), il numero che segue la lettera iniziale indica la sollecitazione unitaria di snervamento minima garantita (in MPa) per il formato con lo spessore minimo disponibile.

Riprendiamo l'esempio visto precedentemente: EN B450C. Questa designazione rappresenta un acciaio per tondino da cemento armato (da cui la lettera iniziale B che sta per *béton*, cioè calcestruzzo in francese), con un carico unitario di snervamento caratteristico di 450MPa⁷ (la lettera C è la lettera aggiuntiva che si riferisce alla classe di duttilità).

Un ulteriore esempio è la designazione EN E295, cioè un acciaio per applicazioni nel campo dell'ingegneria industriale (lettera iniziale E) con carico unitario di snervamento minimo garantito di 295MPa per i semilavorati dello spessore minimo disponibile; in questo caso non ci sono lettere aggiuntive.

Analogamente la designazione EN E355K2 si riferisce alle medesime applicazioni dell'acciaio precedente (lettera iniziale E, acciaio per applicazioni ingegneristiche) ma con carico unitario di snervamento minimo garantito più elevato (355MPa); l'indicazione K2 (lettera aggiuntiva) indica una resilienza trasversale minima di 40J a -20°C (vedi EN 10027-1).

⁷ Col termine *carico unitario di snervamento caratteristico* si definisce quel valore della sollecitazione di snervamento dell'acciaio rappresentativo del quantile 5% della popolazione, come valutato statisticamente in base ai risultati di prove meccaniche su campioni estratti da una data popolazione. Questo significa, pertanto, che il 95% della popolazione dei campioni delle prove meccaniche ha dato un esito superiore al valore caratteristico.

Altro esempio è la designazione EN P355M che si riferisce ad un acciaio per attrezzature in pressione (lettera iniziale P) con carico unitario di snervamento minimo garantito pari a 355MPa per i semilavorati dello spessore minimo disponibile; M è la lettera aggiuntiva che evidenzia la modalità di fabbricazione del semilavorato mediante laminazione termomeccanica (vedi EN 10027-1).

Si ricordi sempre che lo scopo delle designazioni è indicare, attraverso una sigla, tutte le informazioni che l'utilizzatore deve conoscere per usare al meglio l'acciaio. Pertanto, visto che gli acciai comuni o da costruzione di uso generale (acciai del Gruppo 1) non devono essere trattati termicamente dall'utilizzatore prima di essere posti in esercizio, è sufficiente indicare l'impiego e la/le caratteristica/che meccanica/che di riferimento per la progettazione: nel caso dell'EN E355K2 il carico unitario di snervamento minimo garantito e la resilienza minima ad una data temperatura.

Per evitare equivoci è doveroso sottolineare come il numero che segue la lettera non rappresenti sempre il carico unitario di snervamento. Si pensi ad esempio alla designazione EN R320Cr: si tratta di un acciaio per rotaie, con una durezza Brinell minima di 320HB, debolmente legato con cromo (circa l'1%). Oppure la designazione EN M140-30S che indica un acciaio al silicio a grano orientato di tipo convenzionale per applicazioni elettriche (lamierini magnetici), con perdita specifica massima pari a 1,40W/kg e spessore nominale di 0,03mm.

Giova ulteriormente sottolineare come gli acciai del primo gruppo, ovvero designati in base alle modalità d'impiego ed alle caratteristiche fisiche o meccaniche, vengano posti in esercizio senza subire alcun trattamento termico. Tuttavia si tenga presente che, talvolta, anche questi acciai possono subire un trattamento termico durante il processo produttivo. La normalizzazione costituisce il caso tipico: questo trattamento è effettuato dal fabbricante del semilavorato laminato a caldo ed ha la funzione di ridurre la dimensione media del grano cristallino e migliorare la resistenza meccanica e la tenacità dell'acciaio. A valle del processo produttivo del fabbricante, in ogni caso, l'acciaio non subisce più alcun trattamento termico da parte dell'utilizzatore finale perché ha proprietà adeguate per l'impiego.

Gruppo 2

Si considerino ora gli acciai appartenenti al secondo gruppo, ovvero quelli designati in base alla loro composizione chimica.

Nel Gruppo 2 la modalità di designazione varia in relazione alla presenza o meno di elementi di lega. In particolare si possono distinguere quattro famiglie:

- Famiglia n°1, acciai al solo carbonio, cioè acciai non legati con tenori di manganese inferiori all'1%;
- Famiglia n°2, acciai bassolegati o debolmente legati, cioè acciai con tenore di manganese maggiore o uguale all'1% e tenori di ciascun altro elemento di lega inferiori al 5%;
- Famiglia n°3, acciai legati o altolegati, cioè acciai con tenore di almeno un elemento di lega maggiore o uguale al 5%;
- Famiglia n°4, acciai per utensili rapidi.

Famiglia n°1

Gli acciai al solo carbonio vengono designati con la lettera C seguita da un numero rappresentativo del tenore nominale di carbonio moltiplicato per 100. Talvolta, dopo il numero, è riportata una lettera che specifica ulteriori caratteristiche aggiuntive (vedi EN 10027-1).

A questa famiglia appartengono ad esempio l'EN C20 o l'EN C60: si tratta di due acciai al solo carbonio contenenti rispettivamente un tenore nominale di carbonio pari a 0,2% (cioè 20 diviso 100) e 0,6% (60/100). La sigla EN C60E si riferisce ad un acciaio del tutto simile all'EN C60 normale: la lettera E indica che si tratta di un materiale con tenore di zolfo massimo controllato. Oppure EN C85S dove S indica un acciaio specificamente pensato per la realizzazione di molle (S da *Spring*).

Famiglia n°2

Gli acciai debolmente legati vengono designati con un numero, rappresentativo della percentuale nominale di carbonio moltiplicata per 100, seguito dai simboli chimici degli elementi di lega in ordine decrescente di concentrazione, seguiti da uno o più numeri separati da un trattino. Questi numeri sono rappresentativi della concentrazione nominale degli elementi di lega moltiplicata per un certo coefficiente. Il coefficiente moltiplicativo è 4 per *Cr, Co, Mn, Ni, Si, W*, 10 per *Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr*, 100 per *N, P, S, Cs* e 1000 per *B*.

Ad esempio la sigla EN 34CrNiMo6 si riferisce ad un acciaio debolmente legato contenente un tenore nominale di carbonio pari a 0,34% (34/100), un tenore nominale di cromo pari a 1,5% (cioè 6 diviso 4) e tenori decrescenti di nichel e di molibdeno non indicati dalla designazione. Oppure la sigla EN 42CrMo4 che si riferisce ad un acciaio debolmente legato contenente un tenore nominale di carbonio pari a 0,42% (42/100), un tenore nominale di cromo pari a 1% (cioè 4 diviso 4) e un tenore minore di molibdeno non indicato dalla designazione.

L'acciaio EN 33CrMoV12-9, anch'esso debolmente legato, contiene lo 0,33% nominale di carbonio (33/100), il 3% nominale di cromo (12/4), lo 0,9% nominale di molibdeno (9/10) e tenori inferiori di vanadio. Oppure anche la sigla EN 11SMnPb30 che rappresenta un acciaio contenente lo 0,11% nominale di carbonio (11/100), lo 0,3% nominale di zolfo e tenori inferiori di manganese e piombo.

Famiglia n°3

Gli acciai legati vengono designati dalla lettera X, seguita da un numero rappresentativo della percentuale nominale di carbonio moltiplicata per 100, seguito dai simboli chimici degli elementi di lega in ordine decrescente di concentrazione, seguiti da uno o più numeri separati da un trattino. In questo caso i numeri sono rappresentativi della concentrazione nominale degli elementi di lega indicati.

Un tipico acciaio legato è l'EN X5CrNi18-10 contenente un tenore nominale di carbonio pari a 0,05% (5/100), un tenore nominale di cromo del 18% e di nichel del 10%. Altro esempio è il caso dell'EN X40CrMoV5-1 ovvero di un acciaio legato contenente lo 0,4% nominale di carbonio (40/100), il 5% nominale di cromo, l'1% nominale di molibdeno e tenori minori di vanadio.

Famiglia n°4

Gli acciai per utensili rapidi vengono invece designati in modo completamente diverso. La designazione prevede l'uso delle due lettere HS che stanno per High Speed Steel (cioè acciai rapidi), seguite da una serie di numeri, separati da un trattino, indicanti il tenore nominale di tungsteno (*W*), molibdeno (*Mo*), vanadio (*V*) e cobalto (*Co*) che sono gli elementi chimici caratteristici di questa classe di acciai.

A questa famiglia si riferisce ad esempio l'HS 2-9-1-8, cioè un acciaio rapido contenente il 2% nominale di tungsteno, il 9% nominale di molibdeno, l'1% nominale di vanadio e l'8% nominale di cobalto. Oppure l'acciaio HS 6-5-2, un acciaio rapido con il 6% nominale di tungsteno, il 5% nominale di molibdeno e il 2% nominale di vanadio.

Da ultimo si esamina la modalità di *designazione numerica* degli acciai, mutuata dalla normativa tedesca DIN. Questo sistema di classificazione è meno usato del precedente e si basa su di un codice numerico di cinque cifre che indica univocamente ciascuna tipologia di materiale.

Nel caso degli acciai il primo numero è sempre 1 (1 è il numero indicativo degli acciai) seguito da un punto e da quattro ulteriori cifre: le prime due si riferiscono al sottogruppo a cui appartiene l'acciaio e le seconde due sono il numero sequenziale all'interno del sottogruppo⁸.

Vediamo come si designano, secondo il codice numerico, alcuni acciai designati in precedenza col sistema simbolico/alfanumerico.

L'acciaio EN P355M è classificato, secondo la designazione numerica, come 1.8821: 1 sta per acciaio, 88 è il sottogruppo degli acciai saldabili ad alta resistenza e 21 è il numero d'ordine; l'acciaio EN E295 è invece 1.0050, cioè un acciaio (1) di base (00) con numero d'ordine 50⁹.

L'EN 42CrMo4 diviene 1.7225 (72 è il sottogruppo degli acciai al Cr-Mo o Cr-Mo-B) e l'EN C40 ha codice 1.0511 (05 è il sottogruppo degli acciai a medio tenore di carbonio con $0,25\% \leq C < 0,55\%$).

L'acciaio EN X5CrNi18-10 è classificato come 1.4301, dove 43 è il sottogruppo degli acciai inossidabili con $Ni \geq 2,5\%$ senza *Mo*, *Nb* o *Ti*.

⁸ Si rimanda alla norma EN 10027-2 per ulteriori approfondimenti.

⁹ 1.8821 si legge "uno punto ottantotto ventuno" e 1.0050 "uno punto zero zero cinquanta".

7.3 Cosa sono le norme tecniche

Le norme tecniche sono documenti pubblici¹⁰ che rappresentano “lo stato dell’arte”¹¹ su una specifica tematica; esse indicano il più alto livello di sviluppo e/o di conoscenza raggiunto attorno ad un dato prodotto, processo o servizio, definendone le caratteristiche dimensionali, prestazionali, ambientali, di qualità, di sicurezza, di organizzazione, ecc. Si può dire che le norme tecniche rappresentino il punto a cui sono giunte le ricerche consolidate in uno specifico ambito (un materiale, un prodotto, una tecnologia, un servizio, un fenomeno, una conoscenza scientifica, ecc.), con una prospettiva riassuntiva dei dati considerati come acquisiti nei diversi settori di ricerca.

Le norme, anche chiamate *standard*, evidenziano al lettore lo stato della materia in oggetto per come conosciuta fino a quel momento (ossia alla data di pubblicazione della norma stessa); in sintesi ogni norma contiene prescrizioni di carattere teorico e pratico basate sulle esperienze di numerosi esperti e ricercatori in un determinato ambito.

Le norme hanno tutte “applicazione volontaria” ossia hanno validità solo in base ad un mutuo consenso tra le parti interessate; non si tratta, quindi, di regolamenti e/o di leggi dello Stato, che hanno invece natura di cogenza (sono cioè obbligatorie e vincolanti)¹².

Ben si comprende come le norme tecniche rappresentino “la lingua comune” che tutti i tecnici parlano ed intendono in un determinato settore. Del resto la normativa tecnica è estremamente ampia e il tema degli acciai è solo una piccola nicchia.

Si pensi che la normativa si occupa di tutto il ciclo di vita di un qualsiasi prodotto, processo o servizio (dalle lamiere in acciaio ai cavi elettrici, dalla fabbricazione delle bottiglie di vetro ai sistemi di sicurezza di un impianto per la produzione di carta, dagli impianti antincendio alle regole grafiche del disegno tecnico). Per esemplificare il concetto ad un lettore poco avvezzo a questi temi, consideriamo il caso di una bombola per lo stoccaggio di gas tecnici.

Esistono norme per la progettazione delle bombole in funzione dell’impiego finale, norme per il disegno e la quotatura delle bombole, norme per indicare l’acciaio e il trattamento termico usato per fabbricare le bombole, norme per eseguire le prove meccaniche dell’acciaio delle bombole, norme per il campionamento delle bombole su cui eseguire le prove e i collaudi finali, norme per l’esecuzione dei collaudi delle bombole, norme per la marcatura e per la verniciatura delle bombole, norme per gli accessori connessi alle bombole, norme per il riempimento, il trasporto e lo stoccaggio dei gas nelle bombole, norme per la manutenzione e il controllo periodico delle bombole, norme per l’impiego in sicurezza delle bombole, ecc.

¹⁰ Le norme tecniche sono documenti disponibili al pubblico; esse vengono vendute dagli enti normatori a tutti coloro che ne facciano richiesta.

¹¹ “Stato dell’arte” è il termine italiano mutuato dall’inglese *Status of the Art*, poi divenuto *State of the Art*. In ambito tecnico è un sinonimo di “stato di massimo avanzamento degli studi in una determinata disciplina” o più semplicemente “dell’ultima generazione”, “d’eccellenza”, “all’avanguardia”.

¹² Le norme tecniche diventano obbligatorie solo se espressamente richiamate all’interno di regolamenti, direttive o leggi.

Alle norme tecniche spesso si aggiungono leggi e decreti di emanazione nazionale o anche circolari emesse da enti specificamente demandati (Vigili del Fuoco, Servizi di prevenzione e protezione, ecc.).

Si può perciò tranquillamente affermare che ogni segmento di una qualsiasi attività tecnica di natura industriale o civile sia regolato da una norma (a volte anche più di una).

7.4 Chi redige ed emana le norme tecniche

Tutte le norme tecniche vengono redatte, approvate ed emanate da organismi, detti enti di normazione, che operano sia in ambito nazionale che sovranazionale, svolgendo la loro attività in modo pressoché autonomo. Il sistema degli enti normatori e delle norme tecniche è, per sua natura, molto dinamico ed in continuo cambiamento. Nel prosieguo di questo paragrafo si cercherà di delineare un quadro sufficientemente esaustivo dei sistemi di normazione, anche se si dovrà adottare qualche semplificazione.

L'ente di riferimento a livello italiano è l'UNI, ente nazionale italiano di unificazione che gestisce l'attività di normazione in Italia insieme con il CEI, comitato elettrotecnico italiano¹³. Entrambi gli enti rappresentano l'Italia a livello europeo e internazionale.

Tutte le nazioni dei paesi industrializzati hanno enti di normazione che funzionano con modalità del tutto simili a quelle dei due enti italiani. Alcuni esempi sono il *British Standards Institution* (BSI BS) nel Regno Unito, il *Deutsches Institut für Normung* (DIN) in Germania, l'*Association Française de NORmalisation* (AFNOR NF) in Francia, il *Turkish Standards Institution* (TSI TS) in Turchia, il *Japanese Industrial Standards* (JIS) in Giappone, il *GOsudarstvennyy STandard* (GOST) nei paesi dell'ex Unione Sovietica.

Le normative emesse da questi enti sono identificate dalla sigla dell'ente stesso, apposta come prefisso di riferimento. Ad esempio "UNI 5381 - Trattamenti termici dei materiali metallici, Cementazione" è una norma emanata dall'ente italiano di unificazione (UNI), mentre "BSI BS 8201 - Code of practice for installation of flooring of wood and wood-based panels" è dell'ente normatore del Regno Unito (BSI BS).

Negli Stati Uniti la situazione è più complessa, dato che sono presenti molti enti che si occupano autonomamente di normazione.

A livello nazionale esiste l'*American National Standards Institute* (ANSI) che svolge attività autonoma di normazione e che rappresenta gli Stati Uniti sul piano internazionale. Vi sono poi molti altri importanti enti che emanano norme tecniche, quali ad esempio l'*American Society of Mechanical Engineers* (ASME), l'*American Society for Testing Materials* (ASTM), l'*American Society of Electrical Engineers* (IEEE¹⁴) o l'*American Society of Civil Engineers* (ASCE). A tutte queste realtà si affiancano anche alcune associazioni

¹³ Il CEI, fondato nel 1909, si occupa della normazione in campo elettrotecnico, elettronico e delle telecomunicazioni. L'UNI, fondato nel 1921 come UNIM poi divenuto UNI nel 1928, svolge attività normativa in tutti i settori industriali, commerciali e del terziario, ad esclusione di quelli di competenza del CEI.

¹⁴ IEEE è l'acronimo di *Institute of Electrical and Electronic Engineers*.

americane che emanano standard tecnici di riferimento per specifici settori industriali: è il caso ad esempio della *Society of Automotive Engineers* (SAE), dell'*American Iron and Steel Institute* (AISI) o dell'*American Welding Society* (AWS). Addirittura esiste il cosiddetto *Military standard* (MIL) curato dal Dipartimento della Difesa americano. Anche negli Stati Uniti, come nel resto dei paesi, le norme sono pubblicate con l'acronimo dell'ente che le emana.

Da questa sintetica fotografia ben si comprende come il mondo statunitense abbia un approccio alla normazione assai diverso rispetto ai paesi europei. In questo variegato panorama è normale trovare due o più norme tecniche, emanate da enti differenti, con parziali sovrapposizioni delle tematiche trattate: si confrontino ad esempio la "ASTM A29 - Standard Specification for General Requirements for Steel Bars, Carbon and Alloy, Hot-Wrought", la "SAE J403 - Chemical Compositions of SAE Carbon Steels" e la "MIL-S-11310E - Steel Bars, Carbon, Hot Rolled, for Cold Shaping Including Cold Extrusion". D'altra parte è anche piuttosto comune riscontrare l'esatto contrario, cioè normative tecniche riconosciute da due enti distinti: ad esempio la "ASME/ANSI B16 - Standards for Pipes and Fittings" è una norma all'interno della quale si fa esplicito riferimento alle norme ASTM per la scelta dei materiali da impiegare.

Esistono anche organismi sovranazionali oltre alle attività di normazione dei singoli paesi. A livello europeo sono operativi il CEN (*Comité Européen de Normalisation*), il CENELEC (*Comité européen de normalisation en électronique et en électrotechnique*) e l'ETSI (*European Telecommunications Standards Institute*) con lo scopo di emanare ed armonizzare le norme tecniche tra i paesi comunitari, ossia di rendere omogenee e comuni le normative tra tutti i paesi della Comunità Europea.

La sigla EN è l'acronimo di riferimento delle norme europee per i tre enti indicati. Oltre all'acronimo EN, la maggior parte delle norme tecniche europee riportano anche la sigla dell'ente normatore del paese di recepimento (cioè UNI EN, DIN EN, NF EN, ecc.) a significare che si tratta di una norma europea armonizzata e riconosciuta come norma nazionale nel paese indicato. Un tipico esempio è la "UNI EN 10088 - Acciai inossidabili" che esiste declinata anche come "DIN EN 10088 - Nichtrostende Stähle", "NF EN 10088 - Aciers inoxydables", "BS EN 10088 - Stainless Steels", ecc.¹⁵

Ad un livello superiore esiste l'*International Organization for Standardization* (ISO¹⁶). L'ente ha sede a Ginevra e si occupa di emanare ed armonizzare normative a livello internazionale. La sua funzione è simile a quella degli enti europei ma ha un impatto di carattere globale. Esiste un collegamento diretto tra l'ISO e gli organismi europei per cui le norme sono spesso etichettate come EN ISO oppure come UNI EN ISO

¹⁵ Non tutte le norme sono armonizzate a livello europeo. È quindi possibile trovare norme UNI EN e norme UNI: le prime sono norme armonizzate di carattere europeo, riconosciute dall'ente italiano, le seconde sono emanate solo da quest'ultimo. A tale proposito è utile sottolineare nuovamente che le normative hanno sempre applicazione volontaria, mai cogente: una norma emanata da un ente di un dato paese non deve essere necessariamente applicata in quel paese.

¹⁶ Contrariamente agli altri enti indicati e a quanto potrebbe far supporre la denominazione, la sigla ISO non deriva da alcun acronimo, bensì dal termine greco ἴσος che significa "uguale".

(DIN EN ISO, AFNOR EN ISO, ecc.): la presenza degli acronimi ha il solito significato ed indica l'ambito geografico di recepimento di una norma. Ad esempio esiste la "ISO 643 Steels - Micrographic determination of the apparent grain size", così come le analoghe UNI EN ISO 643, la DIN EN ISO 643 o la BSI BS ISO 643. Per contro vi è una "ISO 6336 - Calculation of load capacity of spur and helical gears" (ed anche le analoghe NF ISO 6336 e BS 6336) mentre non esiste né una UNI EN ISO 6336, né una DIN EN ISO 6336.

Si badi bene che non esiste di fatto una gerarchia tra gli enti normatori o tra una norma e l'altra: l'applicazione o meno di una data norma è sempre un atto volontario. Le norme ISO, ad esempio, non sono riconosciute ed accettate più di quelle ASTM, nonostante le prime si riferiscano ad un'organizzazione internazionale mentre le seconde siano emanate da un ente nazionale (Stati Uniti).

Uno dei problemi principali è proprio la mancanza di una normativa comune accettata a livello globale. Pertanto la scelta della norma da seguire è frutto di un consenso tra le parti coinvolte. L'applicazione di una data normativa dipende sempre da un accordo: se il cliente e il fornitore (di un prodotto, processo o servizio) decidono di vincolarsi reciprocamente attorno ad una determinata norma, quella diviene lo standard di riferimento per l'attività tecnica in essere.

7.5 A cosa servono le norme tecniche

Le norme tecniche sono molto importanti perché, come si è detto, rappresentano lo "stato dell'arte" attorno ad un tema specifico: esse sono quindi un modo semplice ed economico per fare "trasferimento tecnologico" di conoscenze tecnico-scientifiche dal mondo della ricerca applicata all'ambito industriale.

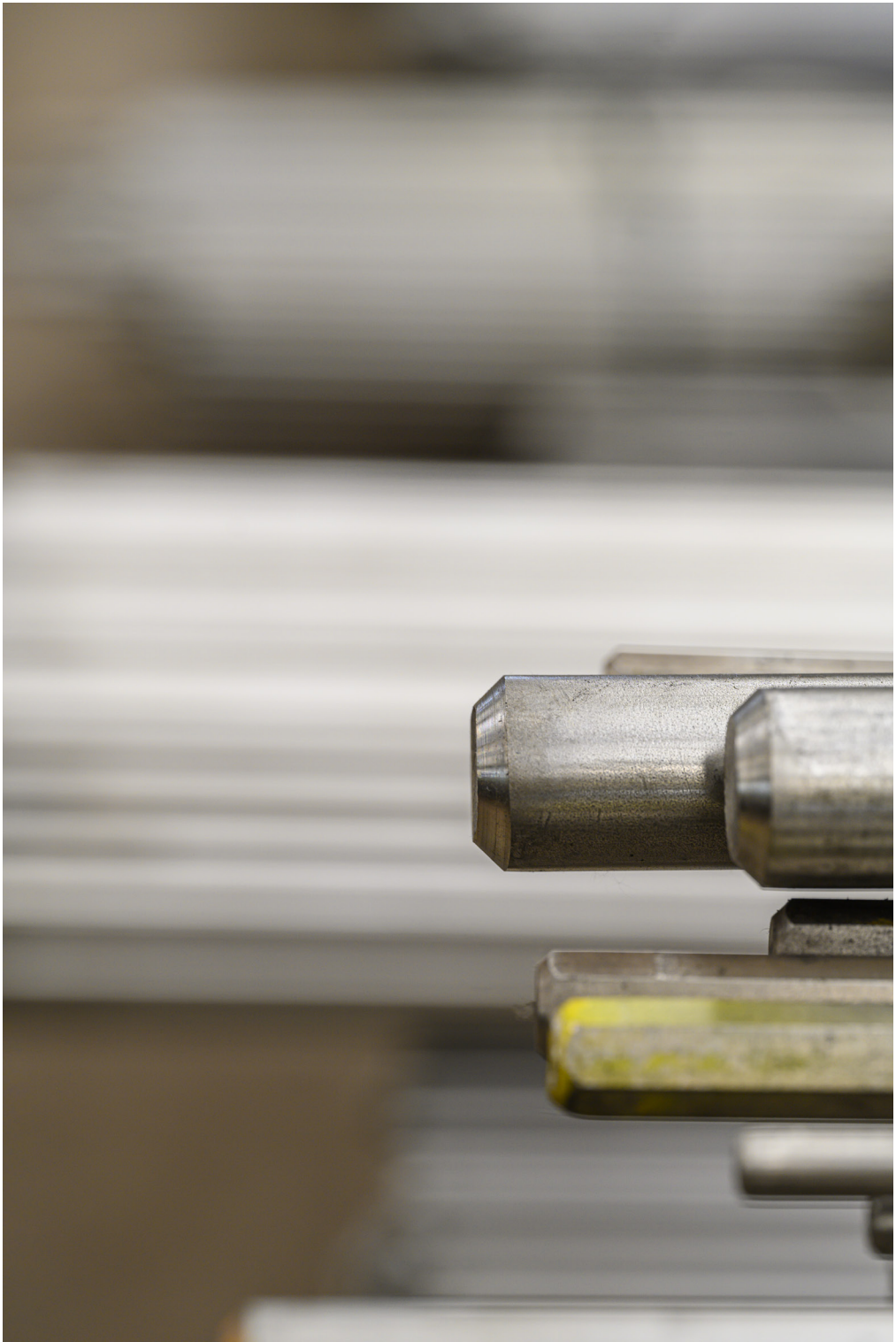
L'adozione delle norme tende inoltre a favorire l'unificazione e l'armonizzazione di prodotti, processi e servizi. Questo consente un allargamento del parco clienti/fornitori e permette una razionalizzazione delle attività dell'impresa. Si pensi ad esempio al caso di avere a magazzino una serie di prodotti già "a norma", cioè con caratteristiche rispondenti agli standard previsti da una data normativa tecnica di riferimento per un certo settore commerciale.

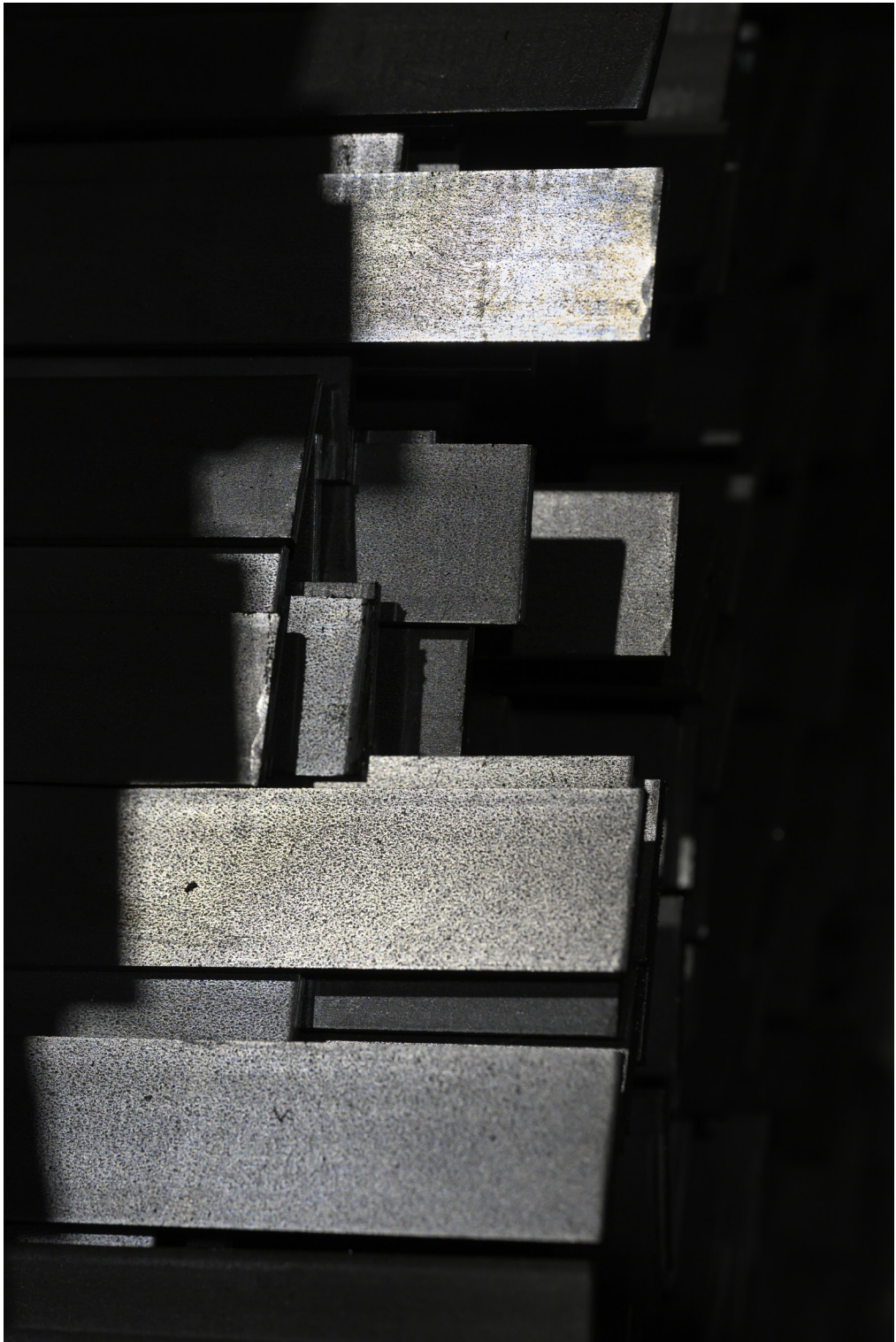
Ulteriore conseguenza dell'impiego delle normative è la riduzione delle barriere esistenti tra gli stati: realizzare prodotti, processi e servizi coerenti con le normative in uso in un dato paese consente alle aziende una migliore penetrazione commerciale.

Le norme tecniche sono anche molto utili perché semplificano la definizione delle clausole contrattuali tra cliente e fornitore, agevolando la stesura degli ordini. In particolare l'applicazione delle norme in sede contrattuale ha la funzione di tutelare legalmente sia il cliente che il fornitore:

- attraverso una norma, "il cliente" definisce in modo chiaro al "fornitore" tutte le caratteristiche che un determinato prodotto, processo o servizio deve rispettare e garantire;
- attraverso una norma, "il fornitore" circoscrive in modo chiaro la richiesta del "cliente" in merito alle caratteristiche che un determinato prodotto, processo o servizio deve rispettare e garantire.

In sintesi le norme permettono al cliente di comunicare esattamente al fornitore ciò che lui (cliente) vuole che sia garantito e al fornitore di comunicare esattamente al cliente ciò che lui (fornitore) può garantire.





8. GLI ACCIAI DA COSTRUZIONE DI USO GENERALE

Gli acciai da costruzione di uso generale, o acciai comuni, sono leghe ipoeutettoidiche con un tenore di carbonio normalmente inferiore allo 0,2%: da ciò deriva la loro denominazione di acciai dolci al carbonio, vale a dire a basso contenuto di carbonio.

Di solito la composizione chimica degli acciai da costruzione di uso generale non evidenzia altri elementi di lega aggiunti deliberatamente oltre al carbonio. Si ricordi però che, a causa dei tradizionali processi siderurgici, questi acciai hanno sempre al loro interno tracce di silicio ($Si = 0,2-0,4\%$) e di manganese ($Mn = 0,3-0,7\%$) usati come disossidanti del bagno liquido, tracce di rame ($Cu < 0,6\%$) presente come contaminante del rottame di ferro, tracce di zolfo e fosforo (S e $P < 0,05\%$) quali elementi nocivi provenienti dalle materie prime¹. Quanto osservato in merito alle tracce di manganese ($0,3-0,7\%$) non è in contrasto con la possibilità di aggiungere tale elemento anche in percentuali maggiori: negli acciai da costruzione di uso generale la percentuale di manganese può arrivare fino al 2,5%.

Gli acciai da costruzione di uso generale sono normalmente posti in esercizio senza subire alcun trattamento termico: questo significa che le loro proprietà meccaniche e la loro microstruttura sono diretta conseguenza della composizione chimica (principalmente del tenore di carbonio) e del processo di fabbricazione dei semilavorati, siano essi ottenuti per deformazione plastica a caldo o a freddo². Per specifiche applicazioni o per ottenere determinate proprietà è talvolta prescritta l'esecuzione di particolari trattamenti termici (tipicamente la normalizzazione o la ricottura di ricristallizzazione).

Gli acciai da costruzione di uso generale rappresentano, in peso, il 75-80% della totalità degli acciai usati in tutte le applicazioni. Con acciai dolci al carbonio si realizzano semilavorati piani finiti a caldo (lamiere, larghi piatti, coils, ecc.) o finiti a freddo (lamiere sottili, nastri, ecc.), semilavorati lunghi finiti a caldo (barre, tondi,

¹ Vale la pena di segnalare che il tenore degli elementi in tracce presenti negli acciai dipende principalmente dal loro ciclo di produzione. Sia negli acciai ottenuti da "ciclo integrale" (trasformazione del minerale di ferro in ghisa liquida mediante altoforno, conversione della ghisa liquida in acciaio al convertitore, elaborazione del bagno liquido di acciaio al forno siviera) che in quelli provenienti da "ciclo da rottame" (fusione del rottame ferroso al forno elettrico ad arco e successiva elaborazione del bagno liquido di acciaio al forno siviera), si rintracciano spesso molti elementi chimici in piccolissime quantità (cioè "in tracce") aventi origine dalle materie prime del processo di fabbricazione (minerale e carbon coke per il "ciclo integrale", rottame di ferro per il "ciclo da rottame"). Oltre a rame, zolfo e fosforo, negli acciai si possono riscontrare tracce di ossigeno (O), azoto (N), idrogeno (H), antimonio (Sb), stagno (Sn), arsenico (As), cromo (Cr), nichel (Ni), molibdeno (Mo), alluminio (Al), vanadio (V), niobio (Nb), ecc. Per approfondimenti sui processi di fabbricazione degli acciai si rimanda a Nicodemi W., *Siderurgia - Processi e Impianti*, Associazione Italiana di Metallurgia, Milano, 1994.

² Si ricordi che tutti i semilavorati di comune impiego industriale (piani e lunghi) sono sempre ottenuti per deformazione plastica a caldo a partire dal grezzo di solidificazione d'acciaieria (lingotto colato in fossa oppure billetta/bramma di colata continua). I semilavorati deformati plasticamente a caldo possono poi essere sottoposti ad un ulteriore processo di deformazione plastica a freddo al fine di avere specifiche caratteristiche (spessori o diametri ridotti, contenute tolleranze geometrico-dimensionali, limitata rugosità, differenti proprietà meccaniche, ecc.). Così ad esempio una lamiera di 20mm di spessore è ottenuta per deformazione plastica a caldo a partire da un lingotto o da una billetta dopo svariati passaggi di laminazione; per contro un nastro di 0,5mm di spessore è il risultato di un processo di laminazione a caldo, seguito necessariamente da una successiva deformazione plastica a freddo con ripetuti passaggi di laminazione. Va da sé che le tolleranze dimensionali delle due tipologie di semilavorati (finiti a caldo o a freddo) sono ovviamente molto diverse.

profilati, vergelle, ecc.) o a freddo (barre, tondi, fili, ecc.), semilavorati forgiati o stampati a caldo (flange, valvole, raccordi, ecc.) nonché tubi finiti a caldo o a freddo. Tutti questi semilavorati possono essere usati allo stato tal quale o stato naturale (cioè lo stato in cui si trova il materiale al termine del processo produttivo) oppure possono essere rivestiti superficialmente (zincati, stagnati, cromati, fosfatati, ecc.) o preverniciati. I semilavorati in acciaio da costruzione di uso generale sono usati in esercizio per realizzare varie tipologie di componenti o elementi strutturali. In molti casi questi semilavorati vengono assemblati mediante saldatura. Si pensi, ad esempio, al telaio ed alla carrozzeria degli autoveicoli oppure alle carpenterie per il settore meccanico e civile o, ancora, ai serbatoi e alle caldaie. La saldatura permette infatti di ottenere componenti più leggeri ed economici rispetto alle altre forme di giunzione (bullonatura, chiodatura o rivettatura). Per tutti questi motivi la saldabilità degli acciai, cioè l'attitudine a realizzare giunzioni saldate di buona qualità ed esenti da difetti, è una caratteristica fondamentale di questa famiglia di materiali.

I principali impieghi da costruzione di uso generale riguardano il settore civile, edile ed industriale in genere, le costruzioni navali, la lattoneria, la caldareria, l'arredo urbano, le tubazioni e le condotte, la raccorderia, le scaffalature metalliche, le bombole e i recipienti in pressione saldati³, la carpenteria meccanica, le barre ad aderenza migliorata per cemento armato e per cemento armato precompresso, i prodotti formati e/o imbutiti a freddo, la viteria e la minuteria metallica, la scocca e la carrozzeria degli autoveicoli, gli elettrodomestici, gli imballaggi. Una possibile classificazione degli acciai da costruzione di uso generale, più per ragioni didattiche che per questioni applicative, può essere fatta considerando le loro proprietà meccaniche. Pur con qualche sovrapposizione⁴ si possono indicare, almeno nominalmente, le seguenti tre famiglie:

- *acciai a bassa resistenza* con $R_m \leq 500\text{MPa}$, come gli acciai al solo carbonio per impieghi strutturali o ingegneristici (*Carbon steels*), gli acciai per lavorazioni meccaniche ad alta velocità (*Free Cutting Steels* o *Free Machining Steels*), gli acciai al solo carbonio da profondo stampaggio (*Deep Drawing Steels*), gli acciai IF (*Interstitial Free Steels*) e gli acciai BH (*Bake Hardening Steels*);
- *acciai a media resistenza* con $500\text{MPa} < R_m \leq 700\text{MPa}$, come gli acciai al carbonio-manganese per impieghi strutturali o ingegneristici (*C-Mn steels*), gli acciai resistenti alla corrosione atmosferica (*Weathering Steels*) e gli acciai HSLA (*High Strength Low Alloy Steels*);

³ I componenti che lavorano in pressione (bombole, recipienti, reattori, ecc.) possono essere realizzati sia saldando tra loro lamiere calandrate di spessore adeguato, sia usando semilavorati senza giunzioni saldate. Il caso delle bombole è emblematico. Se operanti a bassa pressione (come, ad esempio, per lo stoccaggio del GPL o per gli estintori a polvere), le bombole sono realizzate mediante lamiere in acciaio da costruzione di uso generale, saldate tra loro; se usate invece per contenere gas ad alta pressione (come per lo stoccaggio dei gas tecnici di uso industriale o per le immersioni subacquee) si ricorre a bombole in acciaio da bonifica, fabbricate sia a partire da tubo senza saldatura, sia per imbutitura.

⁴ Con riferimento alla suddivisione proposta, è piuttosto normale che alcune tipologie di acciai ricadano all'interno di due famiglie tra quelle indicate. Molti acciai HSLA di comune impiego, ad esempio, hanno caratteristiche meccaniche tipiche degli acciai a media resistenza ed infatti sono stati ricompresi in questa famiglia; d'altra parte, per alcune composizioni chimiche e/o per specifici processi produttivi, gli HSLA possono anche avere valori di R_m tipici degli acciai ad alta resistenza. Analogamente per gli acciai *Dual-Phase* o *Complex-Phase* che, pur essendo considerati acciai ad alta resistenza, in qualche caso hanno proprietà meccaniche tali da rientrare tra gli acciai a media resistenza.

- acciai ad alta resistenza con $R_m > 700\text{MPa}$, come gli acciai DP (*Dual-Phase Steels*), gli acciai TRIP (*Transformation Induced Plasticity Steels*), gli acciai CP (*Complex Phase Steels*) e gli acciai MART (*Martensitic Steels*).

Le caratteristiche resistenziali e di duttilità delle famiglie di acciai da costruzione di uso generale possono essere ben rappresentate su un diagramma che riporta in ascissa il carico unitario di rottura del materiale, R_m , e in ordinata il suo allungamento percentuale a rottura, A% (figura 8.1).

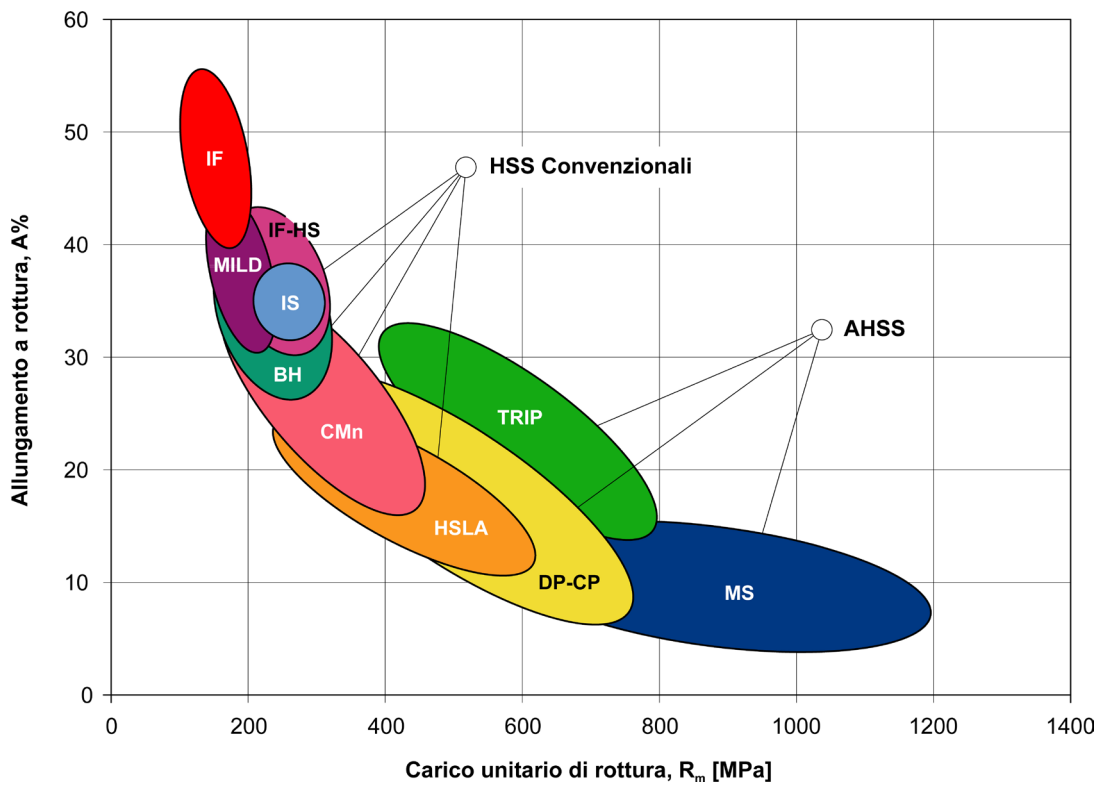


Figura 8.1 – Rappresentazione schematica dei campi di esistenza degli acciai da costruzione di uso generale, o acciai comuni, su un diagramma R_m -A% [tratto da Sprock et al 2008].



9. GLI ACCIAI DA COSTRUZIONE A BASSA RESISTENZA

9.1 Introduzione

Gli acciai a bassa resistenza sono leghe ipoeutetoidiche Fe-C o Fe-C-Mn con un tenore di carbonio inferiore a 0,20% (tipicamente $C \leq 0,1\%$) mentre la percentuale di manganese non supera l'1,50%.

Dal punto di vista siderurgico si tratta di acciai calmati o calmati a grano controllato, vale a dire disossidati in fase liquida mediante l'aggiunta rispettivamente di silicio e manganese oppure di silicio, manganese e alluminio: l'effetto di questo processo di affinazione è l'eliminazione dell'ossigeno, elemento nocivo sempre presente nel bagno di acciaio¹.

Gli acciai a bassa resistenza hanno struttura quasi completamente ferritica anche se talvolta sono presenti piccoli quantitativi di perlite allungata nel senso dell'asse principale di deformazione plastica a caldo del semilavorato. La resistenza meccanica di questi acciai è limitata: il carico unitario di snervamento è dell'ordine di 150-350MPa mentre quello di rottura si attesta attorno a 350-500MPa; per contro i valori di deformabilità plastica a freddo sono molto elevati (allungamento percentuale a rottura, A%, dell'ordine del 25-40%) e la saldabilità è ottima (carbonio equivalente² $< 0,4$)³. I dati sopra elencati si riferiscono a semilavorati allo stato grezzo di laminazione a caldo e con un grano cristallino di medie dimensioni (5-7 ASTM = 65-32 μ m).

¹ Attraverso il processo di disossidazione si elimina l'ossigeno annullando il fenomeno noto come "effervescenza" dell'acciaio allo stato liquido. L'effervescenza si manifesta a causa della formazione di bolle gassose di ossido di carbonio (formatesi per effetto della combinazione dell'ossigeno e del carbonio) che, muovendosi all'interno del bagno metallico e liberandosi sulla sua superficie, producono il "ribollimento" dell'acciaio. Qualora l'acciaio sia stato disossidato (con Si-Mn o con Si-Mn-Al), come avviene nella moderna fabbricazione siderurgica, il bagno è detto "calmato". Se la calmatura è fatta anche usando alluminio, si parla di acciai "calmati a grano controllato": questo perché i finissimi precipitati di ossido d'alluminio (Al_2O_3) che si formano per reazione chimica, rimangono intrappolati nell'acciaio in fase di solidificazione e, durante il successivo raffreddamento, limitano l'accrescimento del grano cristallino ad alta temperatura.

² Il carbonio equivalente, C_{EV} , è un indicatore della saldabilità dell'acciaio, calcolabile a partire dalla sua composizione chimica secondo la formula proposta nel 1967 dall'International Institute of Welding (IIW), $C_{EV} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15}$. Il C_{EV} misura l'attitudine di un acciaio a sviluppare cricche a freddo in zona termicamente alterata per effetto del rapido raffreddamento del giunto dopo saldatura. In generale se $C_{EV} \leq 0,4$ l'acciaio è saldabile senza particolari accorgimenti, se $0,4 < C_{EV} \leq 0,6$ l'acciaio è saldabile con pre-riscaldamento del giunto; se $CEV > 0,6$ non è detto che l'acciaio sia saldabile; se lo fosse, deve essere sottoposto a pre- e post-riscaldamento del giunto.

³ I valori numerici indicati si riferiscono a semilavorati allo stato grezzo di laminazione a caldo e con un grano cristallino di medie dimensioni (5-7 ASTM = 65-32 μ m).

9.2 Acciai al solo carbonio per impieghi strutturali (*Carbon Steels*)

Un primo ambito di utilizzo di questa famiglia di acciai, specialmente nella forma di semilavorati laminati a caldo o di *coils*, si riferisce ad applicazioni strutturali e/o ingegneristiche per cui non sia richiesta elevata resistenza meccanica (profilati per carpenteria meccanica e costruzioni civili, tubi saldati, lamiere, componenti strutturali zincati, arredi urbani, cisterne, bombole saldate, ecc.). Di seguito sono riportati alcuni esempi di acciai appartenenti a questo sottogruppo.

- EN S235J0 e EN S275J2: acciai allo stato tal quale per applicazioni strutturali in spessori compresi tra 3mm e 150mm, come indicato nella EN 10025-2⁴ (S si riferisce all'applicazione strutturale e il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito⁵; J0 e J2 indicano rispettivamente che l'acciaio deve avere una resilienza minima di 27J a 0°C e di 27J a -20°C);
- EN P235S: acciaio allo stato tal quale per cisterne e sistemi in pressione semplici, come indicato nella EN 10207⁶ (P si riferisce all'applicazione in pressione e il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; S indica l'uso nelle costruzioni navali);
- EN E195+N: acciaio allo stato normalizzato adatto alla realizzazione di tubi saldati per applicazioni ingegneristiche, come indicato dalla EN 10296-1⁷ (E si riferisce all'applicazione ingegneristica e il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; +N indica che il semilavorato ha subito il trattamento termico di normalizzazione);
- EN S220GD+ZF: acciaio allo stato tal quale e zincato a caldo per applicazioni strutturali in spessori compresi tra 0,2mm e 3mm, come indicato nella EN 10346⁸ (S si riferisce all'applicazione strutturale e il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; GD+ZF indica che il semilavorato ha subito una zincatura in bagno di zinco-ferro).

Le tabelle 9.1 e 9.2 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai al solo carbonio per impieghi strutturali o ingegneristici elencati in precedenza. Le figure 9.1 e 9.2 evidenziano invece la tipica microstruttura ferritico-perlitica allungata nel senso della direzione di laminazione per un acciaio tipo EN S275J2 e tipo EN P235S.

⁴ EN 10025-2, *Prodotti laminati a caldo di acciai per impieghi strutturali - Parte 2: Condizioni tecniche di fornitura di acciai non legati per impieghi strutturali.*

⁵ Il carico unitario di snervamento (R_s) minimo garantito si riferisce sempre allo spessore minimo dei semilavorati. Al crescere dello spessore del semilavorato, il valore minimo di R_s da garantire tende progressivamente a diminuire. Nel caso dell'S235J2, ad esempio, su lamiere di spessore minore o uguale a 16mm, il carico unitario minimo garantito è proprio 235MPa; se invece lo spessore del semilavorato fosse compreso tra 150mm e 200mm, allora R_s minimo sarebbe pari a 185MPa. A questo proposito è sempre opportuno consultare le normative specifiche per avere i dati corretti delle caratteristiche meccaniche da garantire.

⁶ EN 10207, *Acciai per recipienti a pressione semplici - Condizioni tecniche di fornitura per lamiere, nastri e barre.*

⁷ EN 10296-1, *Tubi saldati di acciaio di sezione circolare per impieghi meccanici ed ingegneristici generali - Condizioni tecniche di fornitura - Tubi di acciaio non legato e legato.*

⁸ EN 10346, *Prodotti piani di acciaio rivestiti per immersione a caldo in continuo per formatura a freddo - Condizioni tecniche di fornitura.*

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%N	%Cu	%Al _{tot}
S235J0	EN 10025	≤ 0,17	---	≤ 1,40	≤ 0,030	≤ 0,030	≤ 0,012	≤ 0,55	(*)
S275J2	EN 10025	≤ 0,18	---	≤ 1,50	≤ 0,025	≤ 0,025	---	≤ 0,55	(**)
P235S	EN 10207	≤ 0,16	≤ 0,35	0,40-1,20	≤ 0,025	≤ 0,025	≤ 0,010	n.s.	≤ 0,020
E195+N	EN 10296	≤ 0,15	≤ 0,35	≤ 0,70	≤ 0,045	≤ 0,045	n.s.	n.s.	n.s.
S220GD+ZF	EN 10346	≤ 0,20	≤ 0,60	≤ 1,70	≤ 0,10	≤ 0,045	n.s.	n.s.	n.s.

(*) Calmato Si-Mn.

(**) Calmato Si-Mn-Al a grano controllato.

n.s.: non specificato.

Tabella 9.1 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai al solo carbonio a bassa resistenza per impieghi strutturali o ingegneristici.

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, R _{p0.2} [MPa]	Carico unitario di rottura, R _m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Posizione prelievo saggi
S235J0 (*)	EN 10025-2	≥ 235	360-510	≥ 26	longitudinale
S275J2 (*)	EN 10025-2	≥ 275	410-560	≥ 23	longitudinale
P235S (*)	EN 10207	≥ 235	360-480	≥ 26	longitudinale
E195+N (**)	EN 10296-1	≥ 195	≥ 300	≥ 28	longitudinale
S220GD+ZF (***)	EN 10346	≥ 220	≥ 300	≥ 20 (°)	longitudinale

(*) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore 3mm ≤ sp. ≤ 16mm.

(**) Valori da garantire su tubi di spessore sp. ≤ 40mm.

(***) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore sp. > 0,7mm.

(°) L'allungamento percentuale a rottura è determinato su un tratto utile L₀ di 80mm (A_{80mm}), valore tipico per i provini non proporzionali, anziché su L₀ = 5,65 · √S₀, come per il tradizionale provino proporzionale.

Tabella 9.2 – Caratteristiche meccaniche su semilavorati di alcuni acciai al solo carbonio a bassa resistenza per impieghi strutturali o ingegneristici.

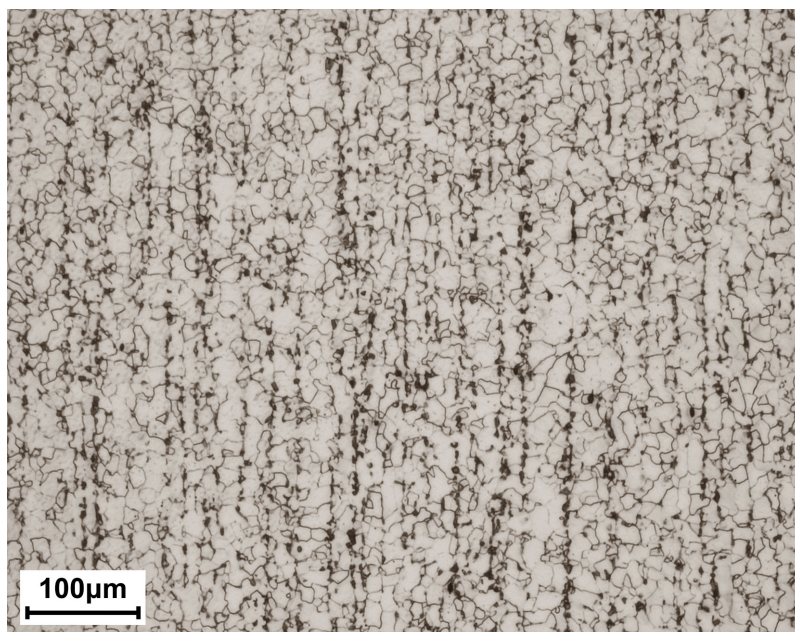


Figura 9.1 – Aspetto metallografico di un acciaio al carbonio a bassa resistenza, tipo EN S235J0. Si noti la struttura ferritico-perlitica a bande, orientata nel senso della direzione di laminazione del semilavorato; attacco: Nital 2% [Laboratori Omeco S.r.l., Monza – MB].

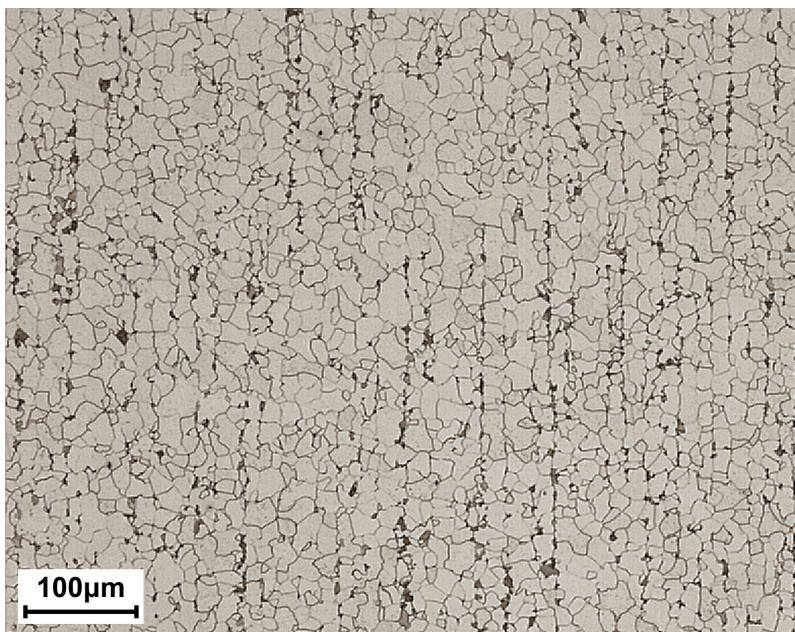


Figura 9.2 – Aspetto metallografico di un acciaio al carbonio a bassa resistenza, tipo EN E195+N. Si noti la struttura ferritico-perlitica a bande, orientata nel senso della direzione di laminazione del semilavorato; attacco: Nital 2% [Laboratori Exova S.r.l., Crema – CR].

9.3 Acciai automatici (*Free Cutting Steels o Free Machining Steels*)

Gli acciai automatici, anche noti come acciai per lavorazioni meccaniche ad alta velocità, sono leghe base ferro la cui composizione chimica è stata messa a punto per favorire la lavorabilità alle macchine utensili con elevate velocità di taglio (> 30m/min). Per raggiungere questo scopo è necessario soddisfare numerose caratteristiche: il truciolo si deve spezzare facilmente durante l'azione di taglio (figura 9.3), la formazione del tagliente di riporto deve essere limitata⁹, l'usura, le scheggiature, le microfessurazioni termiche e la craterizzazione dell'utensile devono essere ridotte. Oltre a queste proprietà è anche richiesto che l'acciaio automatico sia in grado di sviluppare una sorta di azione autolubrificante al contatto con l'utensile.

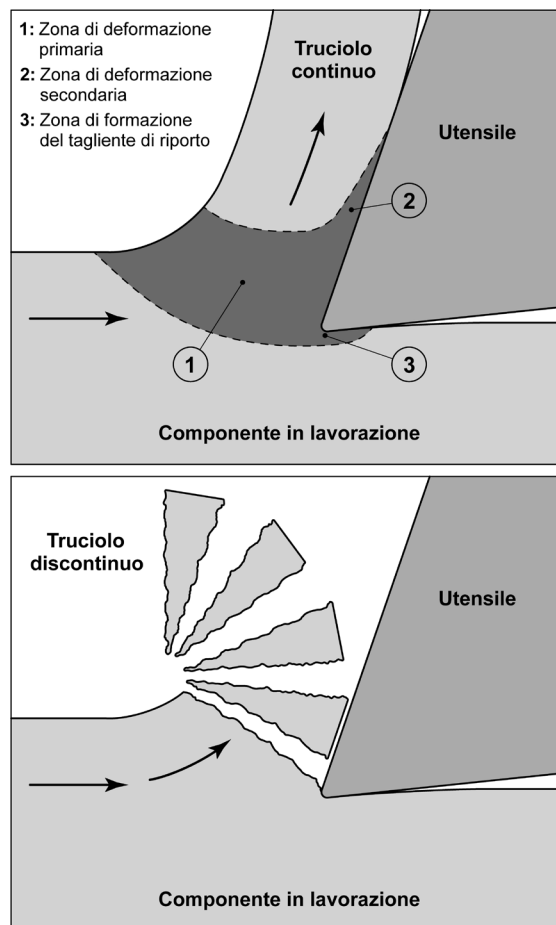


Figura 9.3 – La formazione del truciolo nel contatto tra utensile e pezzo: (sopra) truciolo continuo e filante, (sotto) truciolo discontinuo e spezzettato.

⁹ Il termine tagliente di riporto definisce la porzione di materiale che, dopo essere stata fortemente incrudita dall'azione di taglio, non si stacca dal fianco dell'utensile ma si "aggrappa" su di esso, modificandone la geometria. Il tagliente di riporto peggiora sia l'usura dell'utensile che la finitura dei componenti in lavorazione.

Gli acciai automatici hanno forti similitudini con gli acciai per impieghi strutturali o ingegneristici ma sono contraddistinti dalla presenza di zolfo e/o piombo, elementi chimici volutamente aggiunti in fase di fabbricazione per migliorarne la truciolabilità.

Con tenori di zolfo dell'ordine dello 0,30-0,40% e di manganese dell'1-1,5%, si favorisce la formazione di solfuri di manganese (MnS), cioè inclusioni allungate nel senso della direzione di massima deformazione plastica, evitando però che la massa metallica acquisisca eccessiva fragilità¹⁰. Altro elemento chimico utilizzato per migliorare la lavorabilità alle macchine utensili è il piombo, talvolta presente in tenori compresi tra 0,20-0,35%. Questo elemento è insolubile nell'acciaio e forma discontinuità di forma tondeggianti e di piccola dimensione¹¹. Sia le inclusioni di solfuro di manganese che quelle di piombo favoriscono la rottura del truciolo ed hanno azione autolubrificante all'interfaccia utensile/pezzo. Rispetto agli acciai tradizionali, si riducono molto sia l'entità delle forze di taglio che l'usura degli utensili e il tagliente di riporto; anche la stabilità dimensionale e la finitura superficiale dei pezzi lavorati ne traggono giovamento (figura 9.4). In generale le migliori condizioni di lavorabilità si ottengono quanto più le inclusioni sono di piccole dimensioni, tondeggianti ed omogeneamente distribuite nella massa metallica (figura 9.5).

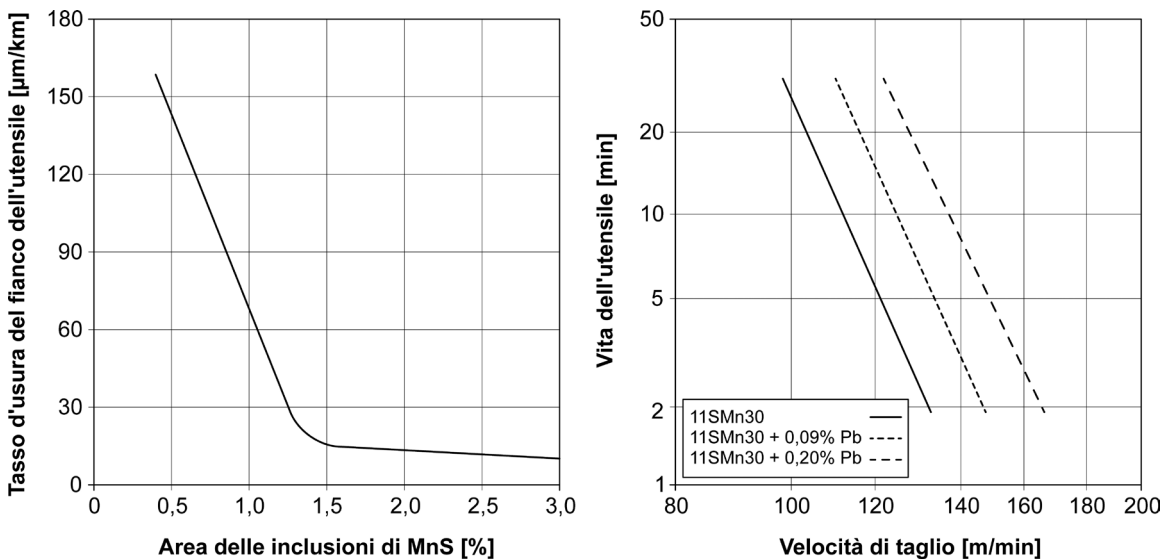


Figura 9.4 – Effetto (a sinistra) dello zolfo e (a destra) del piombo sull'usura degli utensili da taglio [tratto da Wannel 1977].

¹⁰ Come noto lo zolfo è un elemento chimico nocivo per gli acciai: la presenza di zolfo in forma libera provoca notevoli problemi di fragilità nella massa metallica, sia a temperatura ambiente che a caldo. Elevate percentuali di zolfo, in assenza di manganese, porterebbero alla formazione a bordo grano di solfuri di ferro con temperature di fusione dell'ordine di 1000°C. La presenza di questi composti basso-fondenti deve essere evitata poiché provoca la disgregazione dell'acciaio durante i processi industriali che si svolgono ad alte temperature (laminazione a caldo, forgiatura, saldatura, ecc.). La fragilità associata alla formazione di solfuri di ferro causa notevoli problemi anche a freddo, sia in termini di resilienza che di tenacità alla frattura.

¹¹ Il piombo è considerato nocivo per l'uomo e per l'ambiente e verrà progressivamente eliminato in molte applicazioni industriali; nel caso di specie verrà sostituito con altri elementi chimici aventi analoga azione "rompi-truciolo" quali tellurio, selenio o bismuto.

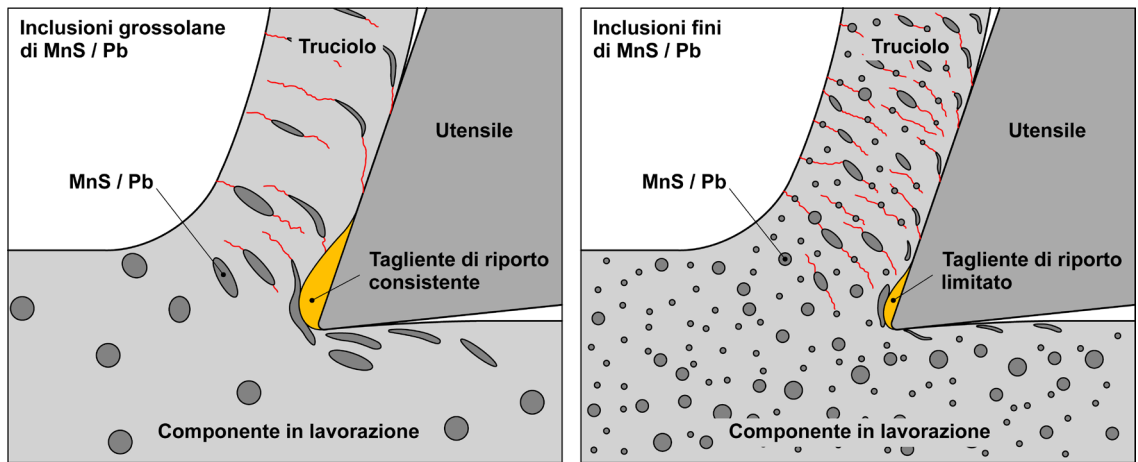


Figura 9.5 – Effetto della dimensione/distribuzione delle inclusioni nella formazione del truciolo e del tagliente di riporto: (a sinistra) inclusioni grossolane, (a destra) inclusioni di piccole dimensioni. Le linee rosse indicano i possibili piani di frattura del truciolo durante la lavorazione per asportazione mentre l'area arancione evidenzia il tagliente di riporto sull'utensile [tratto da Hashimura et al. 2007].

Gli acciai automatici sono utilizzati principalmente per la fabbricazione di viti, dadi, raccorderia e minuteria metallica, piccoli componenti per il settore *automotive* e per l'industria meccanica in genere. I tenori elevati di zolfo e fosforo abbassano drasticamente la saldabilità degli acciai automatici se paragonati a quelli comuni. Di seguito sono riportati alcuni esempi di acciai appartenenti a questo sottogruppo.

EN 11SMn30 o EN 11SMnPb30: acciai automatici in barre o vergelle laminate a caldo, come indicato nella EN ISO 683-4¹². La designazione è basata sulla composizione chimica pur trattandosi, a tutti gli effetti, di acciai da costruzione di uso generale (il primo numero indica la percentuale nominale di carbonio moltiplicata per 100; le lettere rappresentano gli elementi chimici - zolfo e manganese oppure zolfo, manganese e piombo - indicati in ordine decrescente di quantità; il numero finale evidenzia il tenore nominale del primo elemento della precedente sequenza - lo zolfo in questo caso - moltiplicato per 100¹³).

Le tabelle 9.3 e 9.4 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai per lavorazioni meccaniche ad alta velocità elencati in precedenza. La figura 9.6 evidenzia invece la tipica microstruttura ferritico-perlitica con inclusioni di MnS e Pb dell'acciaio 11SMnPb30.

¹² EN ISO 683-4, *Acciai per trattamento termico, acciai legati e acciai automatici - Parte 4: Acciai automatici*.

¹³ Si ricordi che il coefficiente moltiplicativo è pari a 4 per Cr, Co, Mn, Ni, Si, W, 10 per Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr, 100 per N, P, S, Cs e 1000 per B.

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Pb
11SMn30	EN ISO 683-4	≤ 0,14	≤ 0,05 (*)	0,90-1,30	≤ 0,11	0,27-0,33	---
11SMnPb30							0,20-0,35

(*) Per specifiche modalità di fabbricazione dell'acciaio si può prevedere $0,10 \leq \%Si \leq 0,40$.

Tabella 9.3 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai automatici.

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, $R_{p0.2}$ [MPa]	Carico unitario di rottura, R_m [MPa]	Durezza Brinell, [HB]	Posizione prelievo saggi
11SMn30 (*)	EN ISO 683-4	non indicato	380-570	≤ 169	longitudinale
11SMnPb30 (*)					

(*) Valori da garantire su semilavorati lunghi con diametro $5\text{mm} < \varnothing \leq 40\text{mm}$.

Tabella 9.4 – Caratteristiche meccaniche su semilavorati di alcuni acciai automatici.

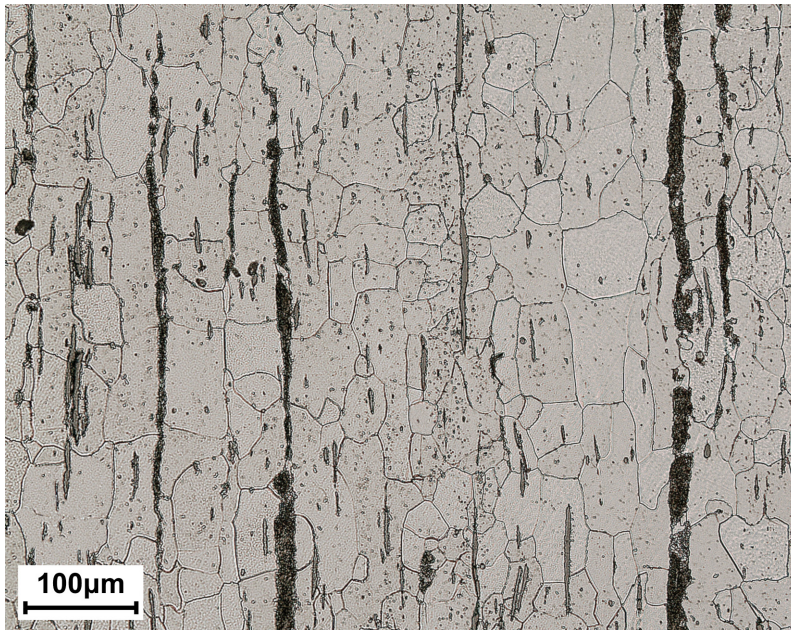


Figura 9.6 – Aspetto metallografico di un acciaio automatico tipo EN 11SMnPb30. Si noti la presenza di inclusioni di MnS e di Pb e la classica struttura ferritico-perlitica a bande, orientata nel senso della direzione di laminazione del semilavorato; attacco: Nital 2% [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

9.4 Acciai da profondo stampaggio e per formatura a freddo

Un terzo campo d'impiego degli acciai a bassa resistenza, più consistente rispetto ai due precedenti in termini di volumi e di quote di mercato, è relativo al settore *automotive* (telai, ruote, carrozzerie¹⁴), del *packaging* (imballaggi alimentari) e degli elettrodomestici.

Come semilavorati si impiegano lamiere sottili e nastri per la formatura a freddo, lo stampaggio, l'imbutitura e la tranciatura, sia allo stato tal quale che dopo pre-verniciatura o rivestimento metallico (zincatura, stagnatura, cromatura). Nella maggior parte dei casi si tratta di acciai calmati a grano controllato, cioè disossidati con silicio, manganese e alluminio, in cui il tenore di carbonio e azoto libero nel reticolo del ferro deve essere ridotto al minimo.

Normalmente il nastro d'acciaio viene finito a freddo per conferire le tolleranze geometrico/dimensionali e la rugosità tipicamente richieste dalle applicazioni in cui è previsto il profondo stampaggio (si pensi al caso delle carrozzerie per gli autoveicoli). Successivamente il semilavorato viene sottoposto a ricottura di ricristallizzazione per ripristinare le originarie caratteristiche di duttilità del materiale¹⁵.

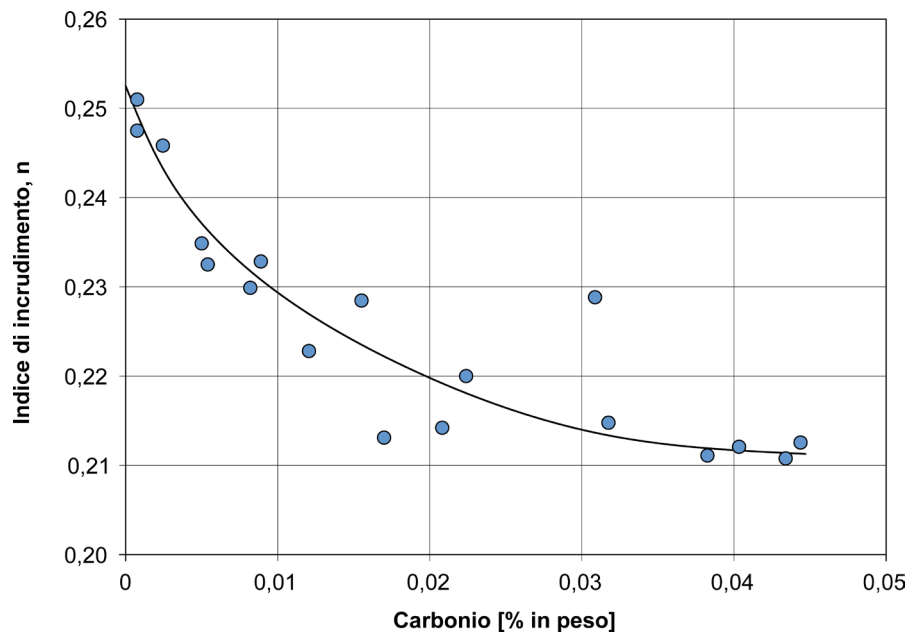


Figura 9.7 – Andamento dell'indice di incrudimento n dell'equazione di Hollomon in relazione al tenore di carbonio dell'acciaio (acciai a bassissimo tenore di carbonio, calmati all'alluminio e ricotti in linea a 700°C e 850°C) [tratto da Ono et al. 1982].

¹⁴ Si tenga conto che, nella maggior parte dei casi, le carrozzerie delle automobili (cofano, tetto, portiere, ecc.) sono realizzate con nastri d'acciaio di spessore compreso tra 0,7mm e 0,9mm.

¹⁵ La ricottura di ricristallizzazione può essere effettuata in forni a camera o in forni di tipo continuo disposti in linea a valle delle ultime gabbie di laminazione a freddo.

A questo proposito una prima proprietà da considerare per valutare la deformabilità plastica a freddo dell'acciaio è l'indice di incrudimento n come ricavabile dall'equazione di Hollomon a seguito di prove di trazione¹⁶. Alti valori di n sono rappresentativi da un lato di un'elevata formabilità del nastro per stiramento (*stretching*), dall'altro di un comportamento omogeneo ed uniforme in termini di duttilità: questo allo scopo di prevenire la formazione di cricche o strizione prematura sul semilavorato. Tipicamente il valore dell'indice n tende ad aumentare al diminuire della presenza di elementi chimici interstiziali (carbonio e azoto) e del tenore di manganese (figura 9.7). Inoltre n cresce al crescere della dimensione media del grano cristallino, almeno fino ad una dimensione media di circa 40 μm oltre la quale non vi è alcun sensibile miglioramento (figura 9.8). La presenza di seconde fasi e/o di precipitati aumenta la duttilità in relazione all'aumento della loro distanza media.

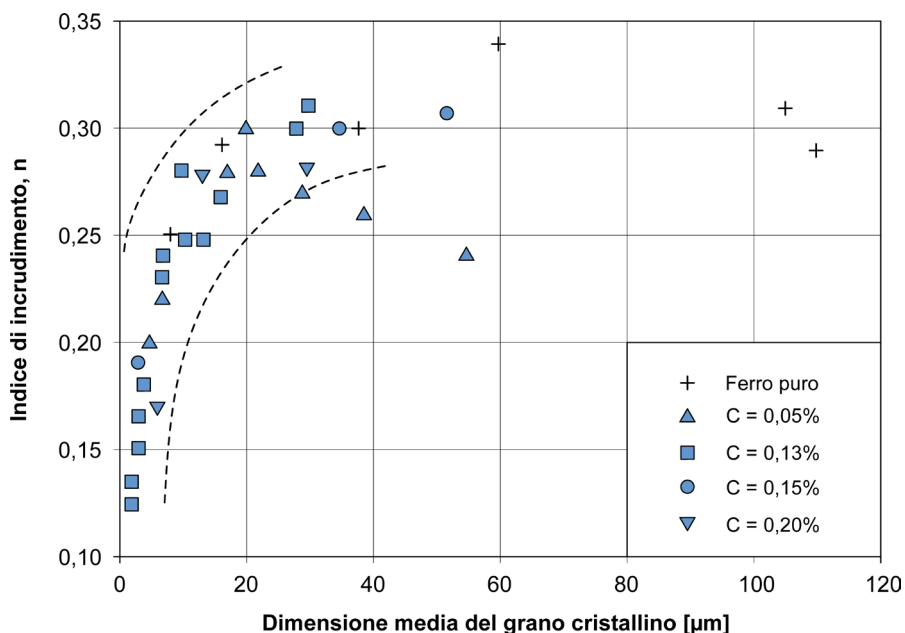


Figura 9.8 – Andamento dell'indice di incrudimento n dell'equazione di Hollomon in relazione alla dimensione media del grano cristallino per il ferro puro e per acciai a basso tenore di carbonio [tratto da Morrison 1966].

L'altro importante parametro da considerare nel caso di acciai che vengano sottoposti a processi di formatura a freddo è il rapporto di deformazione r o indice di Lankford, anch'esso misurabile da semplici prove di trazione.

¹⁶ Vedi capitolo 2, paragrafo 2.4.

Il rapporto di deformazione r varia in funzione della direzione di prelievo dei campioni: per questo motivo si è soliti calcolare un valore medio, r_m , a partire da r misurato lungo tre differenti direzioni rispetto all'asse di laminazione del nastro (r_0, r_{45}, r_{90})¹⁷.

Elevati valori di r_m garantiscono ottima imbutibilità e deformabilità per scorrimento del nastro (drawing), unitamente ad una limitata formazione di grinze. Anche in questo caso la diminuzione degli elementi chimici interstiziali in soluzione nel reticolo cristallino (tipicamente carbonio e azoto), porta ad un progressivo aumento del rapporto di deformazione plastica medio r_m (figura 9.9).

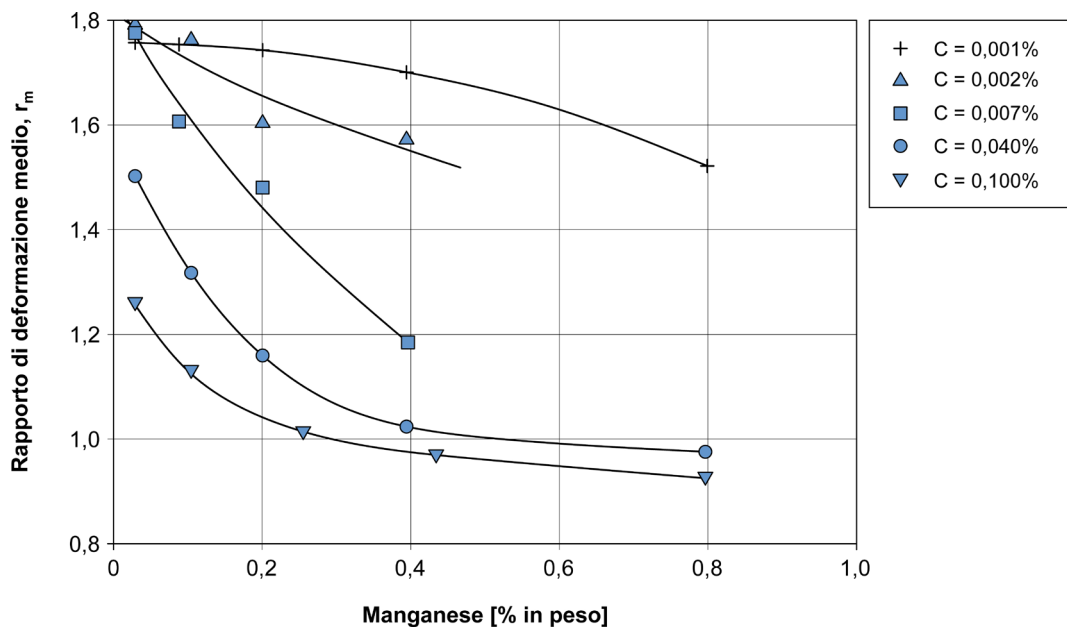


Figura 9.9 – Andamento del rapporto di deformazione plastica medio r_m in relazione al tenore di carbonio e di manganese presenti nell'acciaio [tratto da Osawa et al. 1984].

Sempre sfruttando il rapporto di deformazione plastica r si può anche valutare l'anisotropia planare dei nastri secondo la formula:

$$\Delta r = \frac{1}{2} \cdot (r_0 - 2r_{45} + r_{90}) \quad [\text{eq. 9.1}]$$

Valori di Δr prossimi a zero consentono di avere una deformabilità omogenea dell'acciaio lungo tutte le direzioni (materiale isotropo); per $\Delta r > 0$ (caso più comune) o $\Delta r < 0$ si osserva la formazione di "orecchie" (earring) sui semilavorati imbutiti (figura 9.10).

¹⁷ Si veda il capitolo 2 del presente volume, relativo alla prova di trazione degli acciai; non si dimentichi che nel calcolo del rapporto di deformazione plastica medio, r_m , il valore di r_{45} va considerato due volte.

Da ultimo si noti che tutti gli acciai al solo carbonio, sia quelli per le applicazioni strutturali/ingegneristiche sia quelli per la formatura a freddo/profondo stampaggio, hanno eccellente saldabilità, caratteristica di notevole rilevanza in tutte le applicazioni industriali di questa famiglia di materiali.

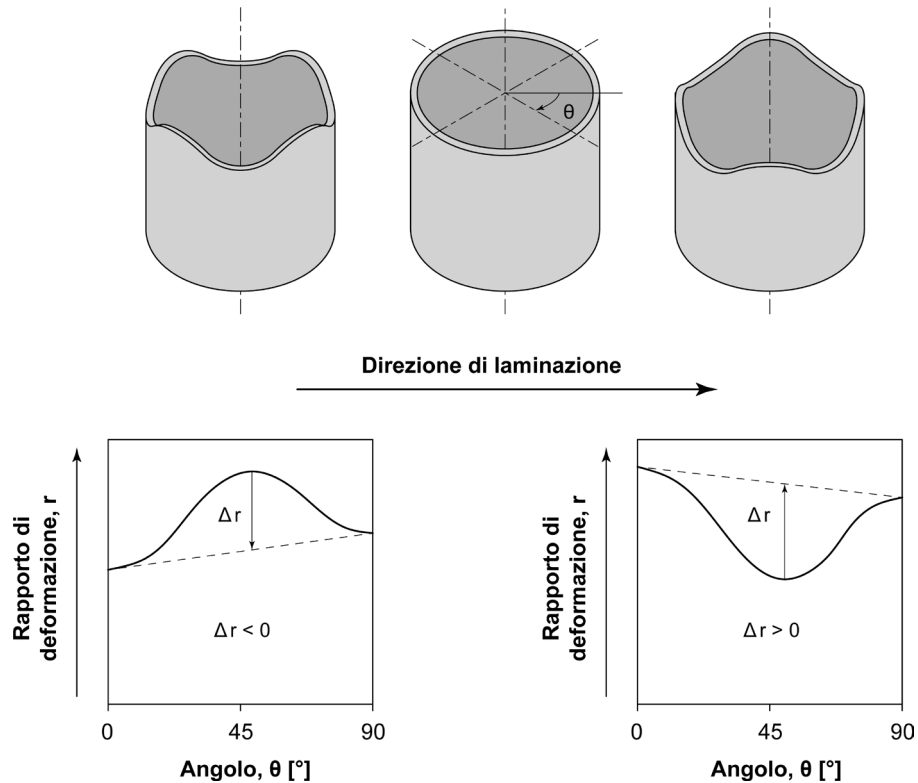


Figura 9.10 – Andamento della formazione di orecchie (*earring*) su semilavorati imbutiti in relazione al valore dell’anisotropia planare Δr del nastro d’acciaio [tratto da Wilson e Butler 1961-1962].

Di seguito sono riportati alcuni esempi di acciai appartenenti a questo sottogruppo. È importante sottolineare come tali designazioni mettano in primo piano la formabilità a freddo dell’acciaio e non la sua resistenza meccanica.

- EN DD14: lamiera/nastro in acciaio per formatura a freddo allo stato finito a caldo in spessori compresi tra 1mm e 11mm, come indicato nella EN 10111¹⁸ (la prima D indica un semilavorato piano per la formatura a freddo mentre la seconda D indica che tale semilavorato è stato ottenuto per deformazione plastica a caldo; il numero rappresenta un valore progressivo di deformabilità secondo una scala arbitraria definita dalla normativa);

¹⁸ EN 10111, *Lamiere e nastri a basso tenore di carbonio laminati a caldo in continuo per formatura a freddo - Condizioni tecniche di fornitura.*

- EN DC05: nastro in acciaio per profondo stampaggio allo stato finito a freddo in spessori compresi tra 0,35mm e 3mm, come indicato nella EN 10130¹⁹ (la D indica un semilavorato piano per la formatura a freddo mentre la C indica che tale semilavorato è stato ottenuto per deformazione plastica a freddo; il numero rappresenta un valore progressivo di deformabilità secondo una scala arbitraria definita dalla normativa);
- EN DX51D+Z: nastro in acciaio per profondo stampaggio allo stato zincato a caldo in spessori compresi tra 0,7mm e 3mm, come indicato nella EN 10346²⁰ (la D indica un semilavorato piano per la formatura a freddo mentre la X indica che la modalità di laminazione di finitura non è specificata; il numero rappresenta un valore progressivo di deformabilità secondo una scala arbitraria definita dalla normativa; D+Z si riferisce ad un semilavorato le cui caratteristiche sono influenzate da una zincatura a caldo per immersione in bagno di zinco);
- EN TS260: nastro in acciaio per imballaggi alimentari in spessori compresi tra 0,13mm e 0,49mm, come indicato nella EN 10202²¹ (la lettera T indica che si tratta di banda stagnata mentre la S che il semilavorato è stato sottoposto a ricottura in forno non continuo; il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito).

Le tabelle 9.5 e 9.6 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai da stampaggio e formatura a freddo elencati in precedenza. La figura 9.11 evidenzia invece la tipica microstruttura costituita da grani ferritici omogenei di un acciaio per formatura a freddo/profondo stampaggio.

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al _{tot}	%Ti
DD14	EN 10111	≤ 0,08	n.s.	≤ 0,35	≤ 0,025	≤ 0,025	(*)	n.s.
DC05	EN 10130	≤ 0,06	n.s.	≤ 0,35	≤ 0,025	≤ 0,025	(*)	n.s.
DX54D+Z	EN 10346	≤ 0,12	≤ 0,50	≤ 0,60	≤ 0,10	≤ 0,045	(*)	≤ 0,30
TS260 (**)	EN 10202	0,04-0,08	≤ 0,030	≤ 0,025	≤ 0,020	≤ 0,020	0,02-0,08	n.s.

(*) Calmato Si-Mn-Al a grano controllato.

(**) La composizione chimica degli acciai per banda stagnata prevede inoltre: Cu ≤ 0,080; Ni ≤ 0,080; Cr ≤ 0,080; N ≤ 0,008; per ogni altro elemento X ≤ 0,020.

n.s.: non specificato.

Tabella 9.5 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai al solo carbonio a bassa resistenza da profondo stampaggio e da formatura a freddo.

¹⁹ EN 10130, *Prodotti piani laminati a freddo, di acciaio a basso tenore di carbonio per imbutitura o piegamento a freddo - Condizioni tecniche di fornitura.*

²⁰ EN 10346, *Prodotti piani di acciaio rivestiti per immersione a caldo in continuo per formatura a freddo - Condizioni tecniche di fornitura.*

²¹ EN 10202, *Prodotti per imballaggio laminati a freddo - Banda stagnata elettrolitica e banda cromata elettrolitica.*

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, $R_{p0.2}$ [MPa]	Carico unitario di rottura, R_m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Indice r_{90}	Indice n_{90}	Posizione prelievo saggi
DD14 (*)	EN 10111	170-310	≤ 380	≥ 36	---	---	trasversale
DC05 (**)	EN 10130	≤ 180	270-330	≥ 40 (°)	$\geq 1,9$	$\geq 0,20$	trasversale
DX54D+Z (***)	EN 10346	120-220	260-350	≥ 36 (°)	$\geq 1,6$	$\geq 0,18$	trasversale
TS260	EN 10202	260 \pm 50	360 \pm 50	---	---	---	n.s.

(*) Valori da garantire su semilavorati di spessore $3\text{mm} \leq sp. \leq 11\text{mm}$.

(**) Valori da garantire su semilavorati di spessore $sp. > 0,7\text{mm}$.

(***) Valori da garantire su semilavorati di spessore $0,7\text{mm} < sp. \leq 1,5\text{mm}$.

(°) L'allungamento percentuale a rottura è determinato su un tratto utile L_0 di 80mm ($A_{80\text{mm}}$), valore tipico per i provini non proporzionali, anziché su $L_0 = 5,65 \cdot \sqrt{S_0}$, come per il tradizionale provino proporzionale.

n.s.: non specificato.

Tabella 9.6 – Caratteristiche meccaniche su semilavorati di alcuni acciai al solo carbonio a bassa resistenza da profondo stampaggio e da formatura a freddo.

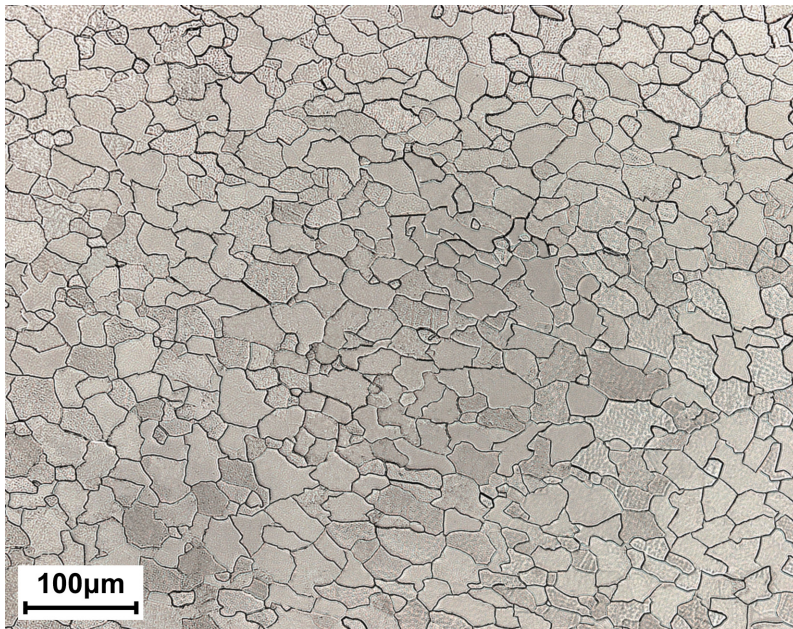


Figura 9.11 – Aspetto metallografico di un acciaio per formatura a freddo, tipo EN DD14. Si noti la struttura ferritica completamente ricristallizzata; attacco: Nital 2%. [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

9.5 Acciai IF (*Interstitial Free*)

Si tratta di una famiglia di acciai a bassissimo tenore di carbonio, nata negli anni '70 del secolo scorso in Giappone. Questi acciai sono usati per la formatura a freddo di sagome complesse del mondo automotive, specialmente per la realizzazione degli elementi strutturali del telaio (longheroni, traverse, passaruota, ecc.). Il motivo della loro diffusione è la crescente richiesta di aumento di resistenza meccanica per contribuire alla riduzione di peso degli autoveicoli.

Come indicato dal loro nome, si tratta di acciai che vengono prodotti con un quantitativo estremamente ridotto di carbonio e azoto (elementi interstiziali): il carbonio è tipicamente presente in tenori dell'ordine di 40-70ppm (0,004%-0,007%). Giova ricordare che esiste anche una sottofamiglia di acciai IF denominata *Ultra Low Carbon-Interstitial Free* (ULC-IF) in cui il tenore di carbonio e azoto è addirittura inferiore a 30ppm. Negli acciai IF e ULC-IF vengono aggiunti elementi stabilizzanti, quali titanio e niobio (a volte anche vanadio e boro): in questo modo si riesce a neutralizzare tutto il carbonio e l'azoto liberi in soluzione sotto forma di carburi/carbonitruri, andando ad incrementare in modo significativo la deformabilità a freddo dell'acciaio. Nel caso sia necessario migliorare la resistenza meccanica si può ricorrere ad aggiunte di fosforo ($P \leq 0,1\%$) e di manganese ($Mn \leq 1\%$).

Analogamente agli acciai da profondo stampaggio, anche i nastri in acciaio IF subiscono il trattamento di ricottura di ricristallizzazione dopo laminazione a caldo e a freddo.

Dal punto di vista meccanico si tratta di acciai con un carico unitario di snervamento molto basso (200-280MPa) ed un rapporto R_s/R_m attorno a 0,6; significative sono le caratteristiche di formabilità a freddo e di profondo stampaggio di questi materiali con valori elevati dell'allungamento percentuale a rottura, A%, dell'indice di incrudimento, n , e del rapporto di deformazione plastica r_m).

Di seguito sono riportati alcuni esempi di acciai appartenenti a questo sottogruppo.

- EN HC180Y ed EN HC260Y: nastri in acciaio per formatura a freddo, finiti a freddo, in spessori fino a 3mm, come indicato nella EN 10268²² (H indica un prodotto piano ad alta resistenza per la formatura a freddo; C si riferisce ad un semilavorato finito a freddo; il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; Y è il simbolo rappresentativo degli acciai *Interstitial Free*);
- EN HX180YD ed EN HX180YD: nastri in acciaio per formatura a freddo, finiti a freddo e rivestiti a caldo, in spessori fino a 3mm, come indicato nella EN 10346²³ (H indica un prodotto piano ad alta resistenza per la formatura a freddo; X si riferisce ad un semilavorato senza indicazione del processo di finitura; il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; Y è il simbolo rappresentativo degli acciai *Interstitial Free* e D il rivestimento a caldo).

²² EN 10268, *Prodotti piani laminati a freddo di acciaio ad alto limite di snervamento per formatura a freddo - Condizioni tecniche di fornitura.*

²³ EN 10346, *Prodotti piani di acciaio rivestiti per immersione a caldo in continuo per formatura a freddo - Condizioni tecniche di fornitura.*

Le tabelle 9.7 e 9.8 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai IF elencati in precedenza. La loro microstruttura è costituita da grani ferritici omogenei molto fini, con precipitati nanometrici (carburi, nitruri e carbonitruri) non visibili con le tradizionali tecniche di microscopia ottica (figura 9.12).

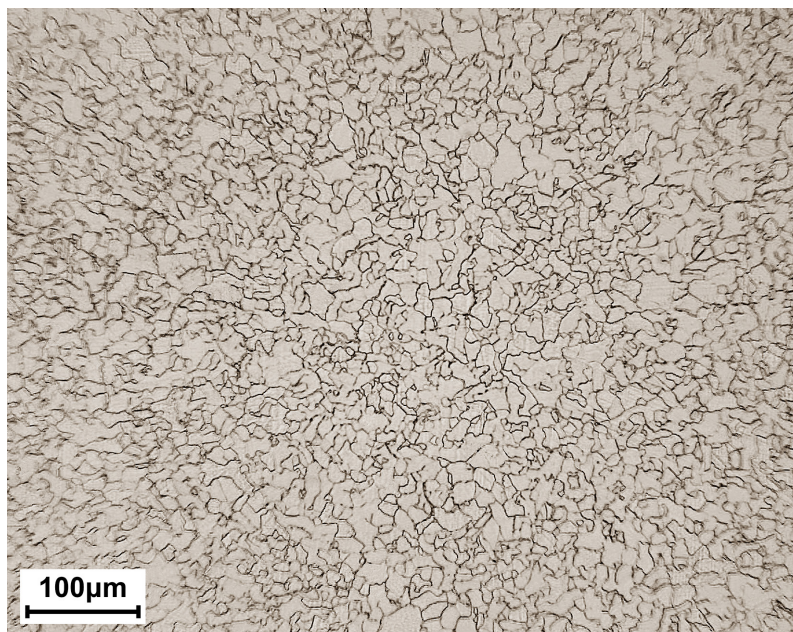


Figura 9.12 – Aspetto metallografico di un acciaio *Interstitial Free*, tipo EN HC180Y. Si noti la finissima struttura ferritica completamente ricristallizzata; attacco: Nital 2%. [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al _{tot}	%Ti	%Nb
HC180Y	EN 10268	≤ 0,01	≤ 0,30	≤ 0,7	≤ 0,06	≤ 0,025	≥ 0,01	≤ 0,12	≤ 0,09
HC260Y		≤ 0,01	≤ 0,30	≤ 1,6	≤ 0,10	≤ 0,025	≥ 0,01	≤ 0,12	≤ 0,09
HX180YD	EN 10346	≤ 0,01	≤ 0,30	≤ 0,70	≤ 0,06	≤ 0,025	≥ 0,01	≤ 0,12	≤ 0,09
HX260YD		≤ 0,01	≤ 0,30	≤ 1,60	≤ 0,10	≤ 0,025	≥ 0,01	≤ 0,12	≤ 0,09

Niobio e titanio possono essere usati in alternativa tra loro o in combinazione per ottenere le caratteristiche volute. In aggiunta si potrebbe usare anche vanadio e boro purché la somma (Nb + Ti + V + B) non superi 0,22%. Per Al_{tot} si intende sia l'alluminio libero che quello combinato sotto forma di ossidi.

Tabella 9.7 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai al solo carbonio tipo IF (*Interstitial Free*).

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, $R_{p0.2}$ [MPa]	Carico unitario di rottura, R_m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Indice r_{90}	Indice n_{90}	Posizione prelievo saggi
HC180Y (*)	EN 10268	180-230	330-400	≥ 35 (°)	$\geq 1,7$	$\geq 0,19$	trasversale
HC260Y (*)		260-320	380-440	≥ 31 (°)	$\geq 1,4$	$\geq 0,17$	trasversale
HX180YD (**)	EN 10346	180-240	330-390	≥ 34 (°)	$\geq 1,7$	$\geq 0,18$	trasversale
HX260YD (**)		260-320	380-440	≥ 30 (°)	$\geq 1,4$	$\geq 0,16$	trasversale

(*) Valori da garantire su semilavorati di spessore compreso tra $0,7\text{mm} < sp. \leq 2\text{mm}$.

(**) Valori da garantire su semilavorati di spessore compreso tra $0,7\text{mm} < sp. \leq 1,5\text{mm}$.

(°) L'allungamento percentuale a rottura è determinato su un tratto utile L_0 di 80mm ($A_{80\text{mm}}$), valore tipico per i provini non proporzionali, anziché su $L_0 = 5,65 \cdot \sqrt{S_0}$, come per il tradizionale provino proporzionale.

Tabella 9.8 – Caratteristiche meccaniche su semilavorati di alcuni acciai al solo carbonio tipo IF (*Interstitial Free*).

9.6 Acciai BH (*Bake Hardening*)

La composizione chimica, le caratteristiche meccaniche e le applicazioni degli acciai BH, anch'essi sviluppati alla fine degli anni '80 del ventesimo secolo, sono molto simili a quelle degli acciai IF. La principale differenza è legata alla presenza di un limitato tenore di carbonio e azoto, lasciato volutamente in soluzione nel reticolo α del ferro per favorire l'effetto *Bake Hardening*; nel caso degli acciai IF, invece, il carbonio è completamente combinato sotto forma di carburi/carbonitruri.

L'effetto *Bake Hardening* deriva dall'azione congiunta dell'incrudimento per deformazione plastica a freddo e della successiva fase di "invecchiamento" effettuata durante la verniciatura a caldo (mantenimento a $160^\circ\text{-}80^\circ\text{C}$ per 20-30 minuti). L'invecchiamento induce il rafforzamento meccanico dell'acciaio, con incremento del carico unitario di snervamento. Il fenomeno è provocato dalla diffusione di carbonio e azoto verso zone ad elevata densità di dislocazioni, localizzate in corrispondenza delle aree in cui ha avuto effetto l'incrudimento. La migrazione degli elementi interstiziali provoca la formazione di addensamenti di atomi di carbonio ed azoto (le cosiddette atmosfere di Cottrell²⁴) a cui tendono ad ancorarsi le dislocazioni. Questo processo produce un forte aumento del livello di sforzo necessario per mettere in movimento le dislocazioni, incrementando la resistenza allo snervamento dell'acciaio²⁵.

Gli acciai BH hanno il vantaggio di avere un basso carico di snervamento ed un'elevata formabilità prima del processo di deformazione plastica a freddo. Successivamente alla verniciatura a caldo il componente manifesta però un incremento del carico unitario di snervamento dell'ordine di 50MPa, in funzione del livello di incrudimento indotto.

²⁴ Le atmosfere di Cottrell consistono in addensamenti di atomi di carbonio ed azoto nel reticolo del ferro, attratti da campi energetici generati dall'impilamento di dislocazioni.

²⁵ Se non controllato, il fenomeno dell'invecchiamento degli acciai dolci al carbonio può avere effetti molto negativi, dato che in condizioni limite può provocare la rottura fragile del semilavorato o del componente finito.

Di seguito sono riportati alcuni esempi di acciai appartenenti a questo sottogruppo.

- EN HC180B, EN HC220B ed EN HC260B: nastri in acciaio per formatura a freddo, finiti a freddo, in spessori fino a 3mm, come indicato nella EN 10268²⁶ (H indica un prodotto piano ad alta resistenza per la formatura a freddo; C si riferisce ad un semilavorato finito a freddo; il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; B è il simbolo degli acciai *Bake Hardening*);

Le tabelle 9.9 e 9.10 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai BH elencati in precedenza. La loro microstruttura è costituita da grani ferritici omogenei molto fini, analoga a quella degli acciai IF della precedente figura 9.12.

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al _{tot}
HC180B	EN 10268	≤ 0,06	≤ 0,5	≤ 0,7	≤ 0,06	≤ 0,030	≥ 0,015
HC220B		≤ 0,08	≤ 0,5	≤ 0,7	≤ 0,085	≤ 0,030	≥ 0,015
HC260B		≤ 0,1	≤ 0,5	≤ 1,0	≤ 0,1	≤ 0,030	≥ 0,015

Tabella 9.9 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai al solo carbonio tipo BH (*Bake Hardening*).

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, R _{p0.2} [MPa]	Carico unitario di rottura, R _m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Indice r ₉₀	Indice n ₉₀	Posizione prelievo saggi
HC180B (*)	EN 10268	180-230	290-360	≥ 34 (°)	≥ 1,6	≥ 0,17	trasversale
HC220B (*)		220-270	320-400	≥ 32 (°)	≥ 1,5	≥ 0,16	trasversale
HC260B (*)		260-320	360-440	≥ 29 (°)	---	---	trasversale

(*) Valori da garantire su semilavorati di spessore compreso tra 0,7mm < sp. ≤ 2mm. L'incremento minimo da garantire su R_s per l'effetto *Bake Hardening* è pari a 35MPa.

(°) L'allungamento percentuale a rottura è determinato su un tratto utile L₀ di 80mm (A_{80mm}), valore tipico per i provini non proporzionali, anziché su L₀ = 5,65 · √S₀, come per il tradizionale provino proporzionale.

Tabella 9.10 – Caratteristiche meccaniche su semilavorati di alcuni acciai al solo carbonio tipo BH (*Bake Hardening*).

²⁶ EN 10268, *Prodotti piani laminati a freddo di acciaio ad alto limite di snervamento per formatura a freddo - Condizioni tecniche di fornitura.*





10. GLI ACCIAI DA COSTRUZIONE A MEDIA RESISTENZA

10.1 Introduzione

Gli acciai a media resistenza sono leghe ipoeutetoidiche Fe-C-Mn, molto simili agli acciai a bassa resistenza: in questo caso, però, carbonio e manganese hanno tenori leggermente più consistenti, oscillanti rispettivamente tra 0,1-0,2% e 0,8-2%. Lo scopo di tali aggiunte è di migliorare la resistenza meccanica, conservando un'elevata resistenza alla frattura fragile. La microstruttura è normalmente di tipo ferritico-perlitico con percentuali crescenti di perlite in relazione al tenore di carbonio e manganese; se invece sono presenti elementi microalliganti la microstruttura è prevalentemente ferritica.

Questa famiglia di acciai ha un carico unitario di snervamento dell'ordine di 350-500MPa e un carico unitario di rottura di 500-700MPa. Sia la deformabilità plastica a freddo che la saldabilità sono comunque buone: l'allungamento percentuale a rottura, A%, è compreso tra il 20% e il 25% ed il carbonio equivalente è all'incirca pari a 0,4¹.

Le proprietà meccaniche di questo secondo gruppo di acciai possono essere migliorate sfruttando due specifici meccanismi metallurgico/tecnologici: la microalligazione e la laminazione termomeccanica.

Microalligazione. Una prima possibilità per innalzare le caratteristiche tensili consiste nell'agire sulla composizione chimica, attraverso piccole aggiunte di niobio, titanio e/o vanadio. L'effetto di questi elementi (anche detti microalliganti) si manifesta durante il processo di deformazione plastica a caldo dei semilavorati. Niobio, titanio e/o vanadio generano composti di dimensioni nanometriche con il carbonio e l'azoto presenti in soluzione nell'acciaio. I carburi, i nitruri o i carbonitruri così formati sono di norma dispersi omogeneamente nella matrice metallica. La presenza di precipitati di natura coerente (anche chiamati dispersoidi) limita fortemente l'accrescimento del grano cristallino durante le operazioni di deformazione plastica a caldo, consentendo di ottenere semilavorati caratterizzati da una microstruttura molto fine (dimensione media del grano 5-10µm). La microstruttura ferritica estremamente fine e i precipitati creano un ostacolo rilevante al moto delle dislocazioni, incrementando la resistenza meccanica attraverso i fenomeni di rafforzamento per affinamento del grano e per precipitazione. La microstruttura ferritica garantisce anche una buona duttilità e tenacità: la formazione di perlite è normalmente inibita dall'impoverimento di carbonio e azoto sottratti alla matrice metallica a causa della formazione dei precipitati.

Laminazione termomeccanica. Un'altra possibilità per aumentare la resistenza meccanica degli acciai a media resistenza è connessa con l'utilizzo di specifici processi di deformazione plastica a caldo con raffreddamento controllato. Questi processi sono sempre sviluppati insieme alla microalligazione e consentono una drastica riduzione della dimensione media del grano cristallino ed un significativo incremento di R_s e R_m .

¹ I valori indicati si riferiscono a semilavorati allo stato grezzo di laminazione a caldo e con un grano cristallino di medie dimensioni (5-7 ASTM = 65-32µm).

Un generico semilavorato quale un *coil*, una barra tonda o una vergella può essere sempre prodotto secondo uno schema tradizionale oppure attraverso un processo di laminazione termomeccanica² (figura 10.1).

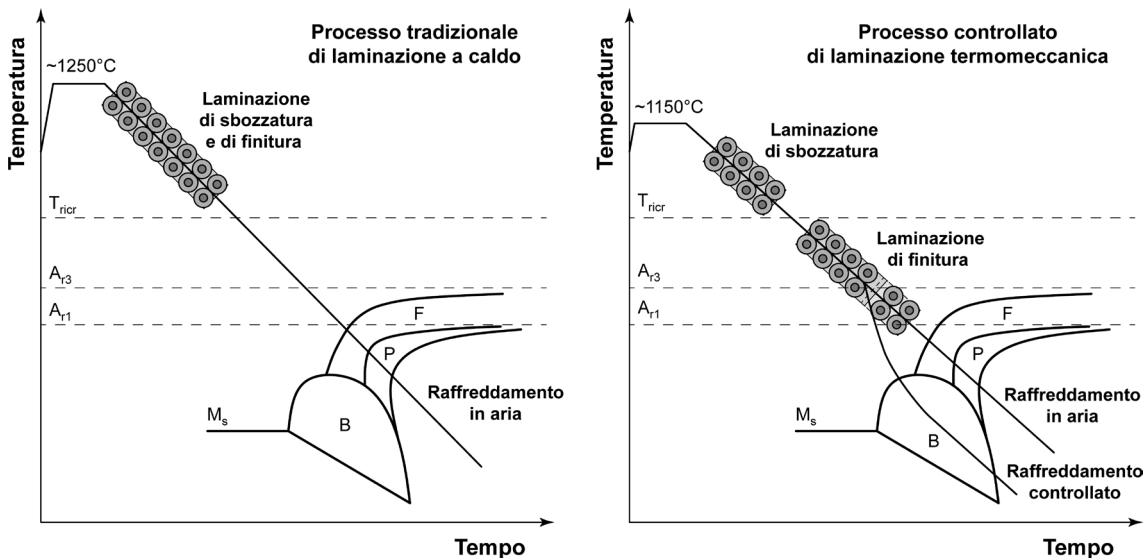


Figura 10.1 – Confronto tra processi di laminazione convenzionale e termomeccanica.

Il processo tradizionale prevede di riscaldare l'acciaio in campo austenitico fino alle temperature ideali di deformazione plastica a caldo (~1250°C). Successivamente viene effettuata la laminazione convenzionale, fino ad una temperatura superiore a quella di ricristallizzazione dinamica (T_{ricr})³: così facendo l'acciaio ha una microstruttura austenitica completamente ricristallizzata. Per effetto del raffreddamento finale si assiste infine alla formazione di una nuova struttura ferritico-perlitica di medie dimensioni. Se necessario è possibile affinare ulteriormente il grano tramite un successivo trattamento di normalizzazione.

² Secondo la letteratura anglosassone si parla di *Thermo-Mechanical Process (TMP)* o di *Thermo-Mechanical Rolling (TMR)* o ancora di *Thermo-Mechanical Control Process (TMCP)*.

³ La ricristallizzazione può essere statica o dinamica. La ricristallizzazione statica è già stata ampiamente descritta parlando dei trattamenti termici di ricottura di ricristallizzazione. Se un semilavorato incrudito a freddo viene trattato termicamente ad una temperatura maggiore della temperatura critica di ricristallizzazione statica si ha la formazione di nuovi grani cristallini notevolmente più fini di quelli originari. Se a questo punto l'acciaio non venisse raffreddato si osserverebbe il progressivo ingrossamento del grano cristallino (per approfondimenti si veda il capitolo 4 del testo Boniardi M., Casaroli A., *Metallurgia degli acciai - Parte prima*, Lucefin, Esine, 2017).

La ricristallizzazione dinamica è invece leggermente diversa: si manifesta anch'essa ad elevata temperatura ma non necessita di un trattamento termico specifico, dato che avviene durante il processo di deformazione plastica (laminazione, forgiatura, ecc.). Il risultato finale è analogo al precedente: si ha la formazione di nuovi cristalli a partire da una microstruttura a grani deformati. In questo caso però la ricristallizzazione avviene in modo continuo durante il processo tecnologico: la deformazione plastica a caldo incrudisce i grani cristallini, i quali si riformano in modo omogeneo ed equiassico in tempi molto brevi.

Il fenomeno avviene senza soluzione di continuità perché la massa metallica si trova al di sopra della temperatura critica di ricristallizzazione dinamica. A tale proposito si sottolinea che la ricristallizzazione (dinamica e statica) è funzione sia della natura dell'acciaio che del grado di deformazione imposto.

In alternativa si può invece adottare il processo di laminazione termomeccanica controllata. Questa modalità prevede una temperatura di riscaldamento iniziale più bassa rispetto al caso precedente (~1150°C), in modo da migliorare il controllo della dimensione media del grano austenitico. La fase di laminazione a caldo si protrae fino a temperature inferiori a quella di ricristallizzazione: in questo modo una quota parte della deformazione plastica può aver luogo tra le temperature A_{r3} e A_{r1} , vale a dire nel campo bifasico $\alpha + \gamma$ dell'acciaio (campo inter-critico). Si ottiene così una struttura austenitica (o austeno-ferritica se si opera in campo intercritico) fortemente incrudita, cioè con bande di deformazione⁴ ad elevata densità di dislocazioni. La particolare microstruttura che si crea viene denominata *pancake* dalla letteratura anglosassone (figura 10.2). A questo punto si può prevedere un lento raffreddamento in aria, per avere una struttura completamente ferritica o ferritico-perlitica molto fine, oppure un raffreddamento accelerato mediante getti d'acqua⁵, per avere una struttura finissima di tipo bainitico o ferritico aciculare.

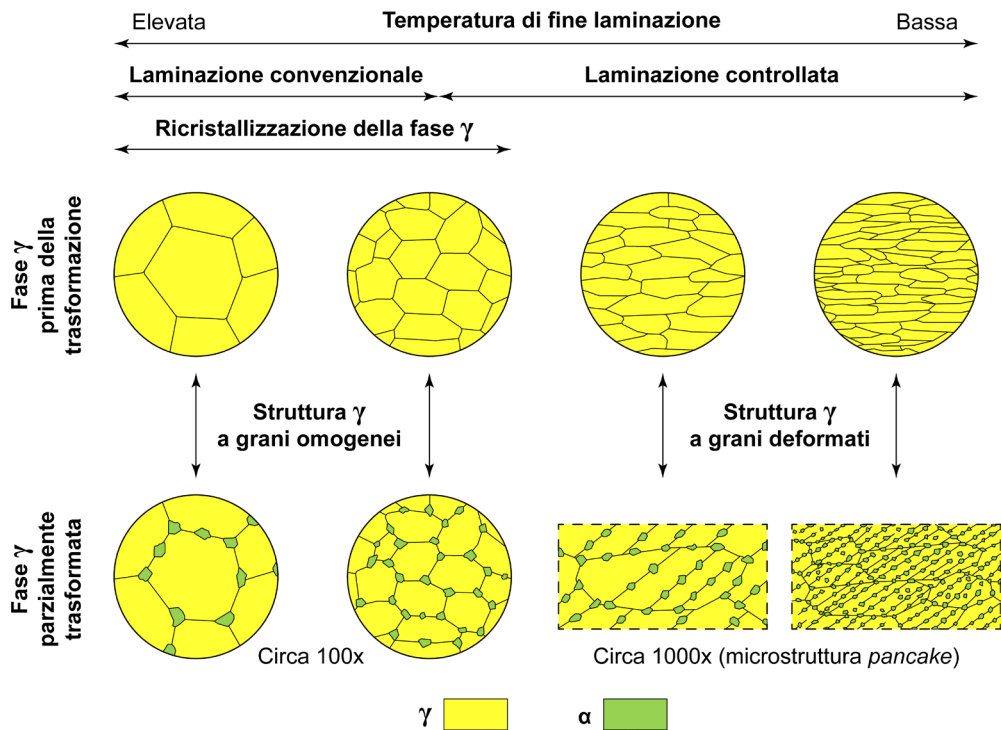


Figura 10.2 – Evoluzione microstrutturale di acciai a basso tenore di carbonio sottoposti a laminazione termomeccanica [tratto da Kozasu 1992].

⁴ Le bande di deformazione sono, insieme ai bordi grano, siti preferenziali per la nucleazione della nuova microstruttura.

⁵ Il raffreddamento forzato con getti d'acqua non produce di per sé la trasformazione martensitica, poiché questa tipologia d'acciaio ha scarsa temprabilità. Il rapido raffreddamento permette però di ottenere una microstruttura molto fine.

Si tenga presente un aspetto fondamentale, spesso sottovalutato. Il riscaldamento a temperature maggiori di 400°C può essere particolarmente deleterio nei semilavorati in cui si fa ricorso ad elementi microalliganti e a laminazione termomeccanica con eventuale trattamento termico finale. In questi casi si può assistere ad un peggioramento della resistenza meccanica come conseguenza di inattesi fenomeni di ricristallizzazione con coalescenza di micro-precipitati e/o indesiderate trasformazioni strutturali.

Quanto indicato è di particolare importanza per valutare il degrado della resistenza meccanica delle giunzioni saldate. Qualunque cordone di saldatura realizzato su acciai da costruzione di uso generale tradizionali è caratterizzato da un aumento locale della resistenza meccanica della zona fusa e di quella termicamente alterata rispetto al metallo base. La rottura, pertanto, si manifesta abitualmente lontano dal cordone saldato, cioè nella zona meccanicamente meno resistente.

Una situazione opposta si manifesta in presenza di acciai microlegati e sottoposti a laminazione termomeccanica con eventuale trattamento termico finale: a causa dell'alterazione termica indotta dal processo di saldatura si ha un peggioramento delle caratteristiche meccaniche della zona fusa o di quella termicamente alterata, dove si localizza normalmente il cedimento.

10.2 Acciai al carbonio-manganese per impieghi strutturali (*C-Mn Steels*)

Gli acciai al carbonio-manganese per applicazioni strutturali vengono usati quando sia richiesta una resistenza meccanica medio-alta. Si tratta di acciai con composizione chimica tradizionale, cioè al carbonio-manganese a cui, in alcuni casi, possono essere aggiunti elementi microalliganti quali vanadio, titanio e niobio. I semilavorati sono realizzati sia mediante processi di laminazione tradizionale, sia termomeccanica che, se necessario, possono essere seguiti da normalizzazione o bonifica al fine di formare ferrite e perlite a grano fine, oppure bainite e/o martensite rinvenuta. Gli ambiti applicativi sono i medesimi degli acciai da costruzione di uso generale al solo carbonio: ciò che cambia è il livello di resistenza meccanica e di conseguenza la possibilità di realizzare strutture più leggere. Di seguito sono riportati alcuni esempi di acciai appartenenti a questo sottogruppo.

- EN S355K2: acciaio allo stato laminato a caldo per applicazioni strutturali in spessori compresi tra 3mm e 150mm, come indicato nella EN 10025-2⁶ (S si riferisce all'applicazione strutturale e il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; K2 indica che l'acciaio deve avere una resilienza minima di 40J a -20°C);
- EN P460QH: acciaio allo stato temprato e rinvenuto per recipienti in pressione semplici, come indicato nella EN 10028-6⁷ (P si riferisce all'applicazione in pressione e il numero che segue rappresenta il carico

⁶ EN 10025-2, *Prodotti laminati a caldo di acciai per impieghi strutturali - Parte 2: Condizioni tecniche di fornitura di acciai non legati per impieghi strutturali.*

⁷ EN 10028-6, *Prodotti piani di acciai per recipienti a pressione - Parte 6: Acciai a grano fine bonificati idonei alla saldatura.*

- unitario di snervamento minimo garantito; Q evidenzia il fatto che l'acciaio è stato temprato e rinvenuto ed H che si tratti di materiale adatto per l'impiego ad alte temperature⁸);
- EN E420M: tubo in acciaio saldato allo stato laminato a caldo per applicazioni meccaniche, come indicato nella EN 10296-1⁹ (E si riferisce all'applicazione ingegneristica e il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; M evidenzia il fatto che il semilavorato è stato ottenuto per laminazione termomeccanica);
 - EN L415NE: acciaio allo stato normalizzato per tubazioni di trasporto di prodotti petroliferi, come indicato nella EN ISO 3183¹⁰ (L si riferisce all'applicazione nelle tubazioni e il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; NE si riferisce ad un semilavorato le cui caratteristiche sono conseguenti ad un trattamento di normalizzazione).

Le tabelle 10.1 e 10.2 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai al carbonio-manganese per impieghi strutturali o ingegneristici elencati in precedenza. La loro microstruttura è normalmente costituita da grani ferritico-perlitici omogenei, allungati nel senso della direzione di laminazione; se il semilavorato è trattato termicamente si possono avere anche strutture bainitiche e/o martensitiche (figura 10.3).

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%N	%Cu	%Al _{tot}
S335K2	EN 10025-2	≤ 0,20	≤ 0,55	≤ 1,60	≤ 0,025	≤ 0,025	---	≤ 0,55	(°)
P460QH (*)	EN 10028-6	≤ 0,18	≤ 0,50	≤ 1,70	≤ 0,025	≤ 0,010	≤ 0,015	≤ 0,30	(°)
E420M (**)	EN 10296-1	≤ 0,16	≤ 0,50	≤ 1,70	≤ 0,035	≤ 0,030	≤ 0,020	n.s.	≤ 0,020
L415NE (***)	EN ISO 3183	≤ 0,23	≤ 0,45	≤ 1,40	≤ 0,025	≤ 0,015	≤ 0,012	≤ 0,25	≤ 0,015

(°) Calmato Si-Mn-Al a grano controllato.

(*) Possono contenere i seguenti elementi fino a: 0,005% B; 0,50% Cr; 0,50% Mo; 1% Ni; 0,05% Nb; 0,03% Ti; 0,08% V; 0,05% Zr.

(**) Possono contenere i seguenti elementi fino a: 0,20% Mo; 0,30% Ni; 0,050% Nb; 0,050% Ti; 0,12% V.

(***) Possono contenere i seguenti elementi fino a: 0,10% V; 0,05% Nb; 0,04% Ti; 0,30% Ni; 0,30% Cr; 0,10% Mo.

n.s.: non specificato.

Tabella 10.1 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai al carbonio-manganese per impieghi strutturali o ingegneristici.

⁸ In questo caso il livello massimo delle temperature d'impiego è 300°C.

⁹ EN 10296-1, *Tubi saldati di acciaio di sezione circolare per impieghi meccanici ed ingegneristici generali - Condizioni tecniche di fornitura - Tubi di acciaio non legato e legato.*

¹⁰ EN ISO 3183, *Industrie del petrolio e del gas naturale - Tubi di acciaio per i sistemi di trasporto per mezzo di condotte. Corrisponde ad API X60NE.*

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, $R_{p0.2}$ [MPa]	Carico unitario di rottura, R_m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Posizione prelievo saggi
S335K2 (*)	EN 10025-2	≥ 355	470-630	≥ 20	longitudinale
P460QH (**)	EN 10028-6	≥ 460	550-720	≥ 19	longitudinale
E420M (***)	EN 10296-1	≥ 420	≥ 500	≥ 19	longitudinale
L415NE (****)	EN ISO 3183	415-565	520-760 (°)	≥ 20	longitudinale

(*) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore $3\text{mm} \leq \text{sp.} \leq 16\text{mm}$.

(**) Valori da garantire su semilavorati di spessore $\text{sp.} \leq 50\text{mm}$.

(***) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore $\text{sp.} \leq 16\text{mm}$.

(****) Valori da garantire su tubi aventi spessore $\text{sp.} \leq 25\text{mm}$.

(°) Il rapporto $R_{p0.2}$ su R_m deve essere $\leq 0,85$.

Tabella 10.2 – Caratteristiche meccaniche su semilavorati di alcuni acciai al carbonio-manganese per impieghi strutturali o ingegneristici.

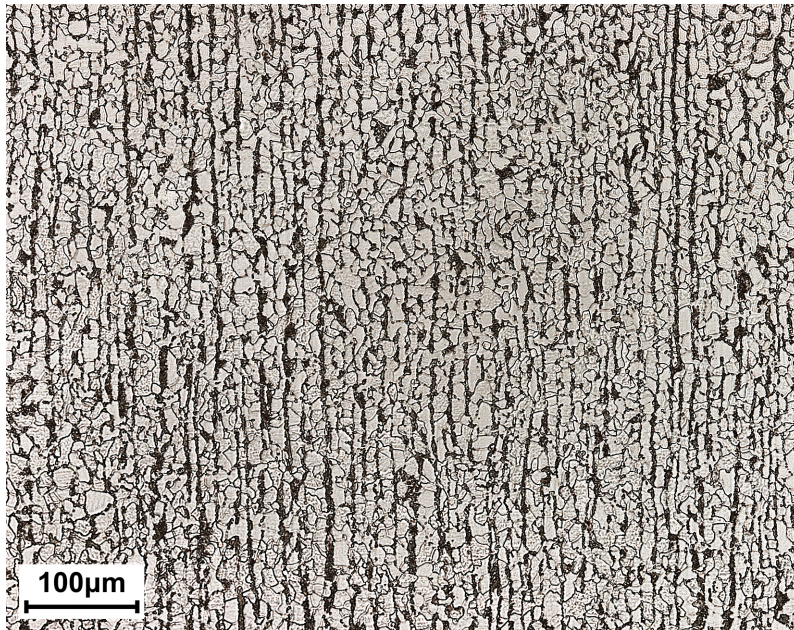


Figura 10.3 – Aspetto metallografico di un acciaio al carbonio-manganese a media resistenza, tipo EN S355K2. Si noti la struttura ferritico-perlitica a bande, orientata nel senso della direzione di laminazione del semilavorato; attacco: Nital 2%. [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

10.3 Acciai resistenti alla corrosione atmosferica (*Weathering Steels*)

Tra gli acciai da costruzione con $500\text{MPa} < R_m \leq 700\text{MPa}$ è doveroso ricordare gli acciai resistenti alla corrosione atmosferica o acciai Corten¹¹. Si tratta di leghe ferro-carbonio-manganese con aggiunte bilanciate di rame, cromo e fosforo (in qualche caso anche nichel) in tenori complessivi compresi tra l'1% e il 5%. Questi acciai evidenziano buona resistenza alla corrosione atmosferica in ambienti blandamente aggressivi (ambienti rurali, urbani o industriali debolmente aggressivi), nettamente superiore a quella dei tradizionali acciai al solo carbonio o al carbonio-manganese (figura 10.4). Gli acciai *Corten* sono pensati principalmente per applicazioni strutturali che non richiedano alcuna protezione (verniciatura, zincatura, ecc.) prima di essere messi in esercizio.

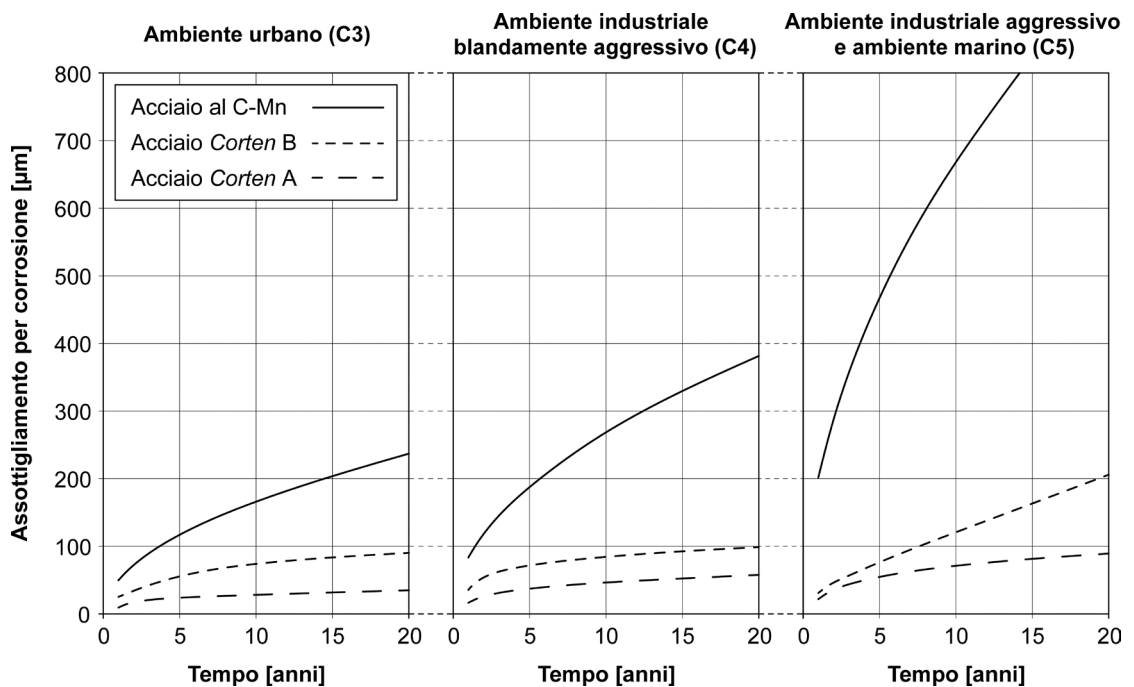


Figura 10.4 – Assottigliamento per corrosione di un generico acciaio al solo carbonio, di un acciaio *Corten A* e di un acciaio *Corten B*. [I dati relativi all'acciaio al solo carbonio si riferiscono alle classi di corrosività atmosferica dell'ambiente indicate dalla EN ISO 9223 e EN ISO 9224¹² (C3 - ambiente urbano, C4 - ambiente industriale blandamente aggressivo, C5 - ambiente industriale molto aggressivo e zone costiere); i dati per gli acciai *Corten* sono tratti da Morcillo et al 2019].

¹¹ La parola *Corten* è l'acronimo di *Corrosion-Tensile*, termine che definisce le caratteristiche principali dell'acciaio, ovvero la sua resistenza alla corrosione e la sua resistenza meccanica a trazione. Venne brevettato nel 1933 dall'americana United States Steel Corporation.

¹² EN ISO 9223, *Corrosione dei metalli e loro leghe - Corrosività di atmosfere - Classificazione, determinazione e valutazione*; EN ISO 9224, *Corrosione dei metalli e loro leghe - Corrosività di atmosfere - Valori guida per le classi di corrosività*.

La resistenza alla corrosione degli acciai *Corten* dipende dalla formazione di una patina compatta di ossidi/idrossidi di ferro di tipo complesso, che protegge la superficie dall'aggressione dell'ambiente circostante. L'ossido si riforma qualora venga danneggiato meccanicamente ed è caratterizzato da un colore bruno-marrone, simile a quello della "ruggine", che rende le strutture compatibili con gli ambienti naturali in cui sono inserite. I principali impieghi degli acciai *Corten* sono legati al settore civile per la realizzazione di ponti, barriere stradali, tralicci, sculture, arredo urbano, facciate e coperture di edifici: i *guard-rail* dell'autostrada A22 Modena-Brennero sono realizzati in *Corten* A. Una tipica applicazione in ambito industriale degli acciai resistenti alla corrosione atmosferica è la fabbricazione di container per il trasporto merci. Due sono le principali tipologie di acciai resistenti alla corrosione atmosferica, normate dalla EN 10025-513:

- *Corten* tipo A o al fosforo come ad esempio il tipo EN S355J2WP (S si riferisce all'applicazione strutturale e il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; J2 indica che l'acciaio deve avere una resilienza minima di 27J a -20°C; W evidenzia che si tratta di un acciaio resistente alla corrosione atmosferica e P segnala la presenza di fosforo). Si tratta di un acciaio a media resistenza usato soprattutto nelle applicazioni architettoniche. Indicativamente si può affermare che abbia una resistenza alla corrosione dalle 5 alle 8 volte maggiore rispetto ai tradizionali acciai da costruzione. In atmosfera rurale, urbana o industriale debolmente aggressiva, l'assottigliamento per corrosione del *Corten* A tende ad arrestarsi dopo una penetrazione dell'ordine di circa 50µm di spessore; in ambiente marino, invece, il degrado progredisce lentamente negli anni, pur restando a livelli inferiori rispetto ai comuni acciai al solo carbonio. L'elevato tenore di fosforo lo rende poco adatto alla realizzazione di giunzione saldate. In ogni caso la saldatura va eseguita utilizzando un metallo d'apporto di composizione chimica confrontabile al metallo base, per evitare problemi di corrosione della giunzione saldata una volta posta in esercizio.
- *Corten* tipo B o al vanadio come ad esempio il tipo EN S355J2W (S si riferisce all'applicazione strutturale e il numero che segue rappresenta il carico unitario di snervamento minimo garantito; J2 indica che l'acciaio deve avere una resilienza minima di 27J a -20°C; W segnala che si tratta di un acciaio resistente alla corrosione atmosferica). Indicativamente si può affermare che abbia una resistenza alla corrosione dalle 2 alle 4 volte superiore rispetto ai tradizionali acciai da costruzione. Non ha le medesime caratteristiche estetiche del *Corten* A e viene normalmente utilizzato in caso di strutture sottoposte ad elevate sollecitazioni meccaniche. Questo acciaio è più saldabile del precedente anche se deve essere comunque usato un metallo d'apporto di composizione chimica confrontabile con il metallo base.

Di recente, è stata sviluppata un'ulteriore tipologia di acciai resistenti alla corrosione atmosferica (detti *Corten* C), caratterizzati da una resistenza meccanica maggiore rispetto ai precedenti (*Corten* A e B) e con un comportamento nei confronti dell'ambiente simile al *Corten* B.

¹³ EN 10025-5, *Prodotti laminati a caldo di acciai per impieghi strutturali - Parte 5: Condizioni tecniche di fornitura di acciai con resistenza migliorata alla corrosione atmosferica per impieghi strutturali.*

Le tabelle 10.3 e 10.4 mostrano la normativa di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai *Corten* indicati in precedenza. La loro microstruttura è costituita da grani di ferrite e perlite allungati nel senso della direzione di laminazione, come è tipico degli acciai tipo EN S355 per impiego strutturale (figura 10.5).

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Al _{tot}
S355J2WP (*)	EN 10025-5	≤ 0,12	≤ 0,75	≤ 1,00	0,06-0,15	≤ 0,030	0,30-1,25	0,25-0,55	(°)
S355J2W (**)		≤ 0,16	≤ 0,50	0,50-1,50	≤ 0,030	≤ 0,030	0,40-0,80	0,25-0,55	(°)

(°) Calmato Si-Mn-Al a grano controllato.

(*) *Corten* A.

(**) *Corten* B.

Tabella 10.3 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai *Corten* per impieghi strutturali.

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, R _{p0.2} [MPa]	Carico unitario di rottura, R _m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Posizione prelievo saggi
S355J2WP (*)	EN 10025-5	≥ 355	470-630	≥ 22	longitudinale
S355J2W (*)					

(*) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore 3mm ≤ sp. ≤ 16mm.

Tabella 10.4 – Caratteristiche meccaniche di semilavorati di alcuni acciai *Corten* per impieghi strutturali.

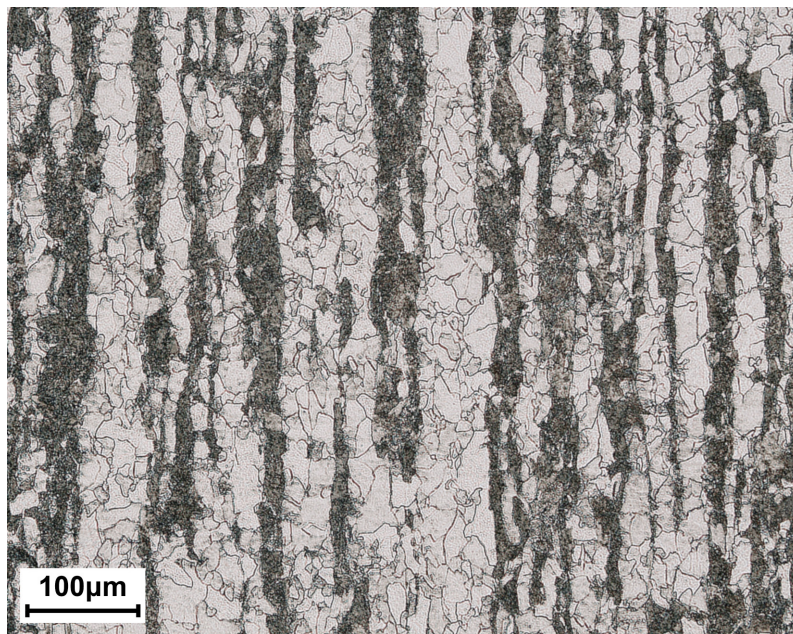


Figura 10.5 – Aspetto metallografico di un acciaio *Corten* A, tipo EN S355J2 WP. Si noti la struttura ferritico-perlitica a bande, orientata nel senso della direzione di laminazione del semilavorato; attacco: Nital 2% [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

10.4 Acciai HSLA (*High Strength Low Alloy*)

Gli acciai HSLA nascono dall'idea di inserire, nei comuni acciai al carbonio-manganese, piccole percentuali di niobio, titanio e/o vanadio (a volte anche boro) per un quantitativo complessivo non superiore allo 0,22%; anche il tenore di azoto viene tenuto sotto controllo poiché influenza la formazione dei precipitati. Il contenuto di carbonio è dell'ordine di 0,05-0,15%, mentre quello di manganese arriva fino al 2%. Come si è già osservato in precedenza l'effetto degli elementi chimici microalliganti si manifesta in modo combinato durante i processi di laminazione termomeccanica. I due principali meccanismi di rafforzamento che entrano in gioco negli acciai HSLA sono l'affinamento del grano cristallino e la precipitazione di composti chimici di dimensione nanometrica¹⁴. Il primo meccanismo è legato alla possibilità di inibire la ricristallizzazione dinamica della microstruttura (in fase γ o in fase $\gamma + \alpha$) durante la deformazione plastica a caldo realizzata dai processi termomeccanici. Affinché ciò avvenga è necessaria la presenza di nano-precipitati (di niobio, vanadio e/o titanio) finemente dispersi e stabili ad elevata temperatura. I composti fungono infatti da ancoraggio per i bordi grano, impedendo la ricristallizzazione dinamica ed il successivo ingrossamento della microstruttura (figura 10.6). Per massimizzare l'efficacia del trattamento è importante che gli elementi microalliganti (Nb, V e Ti) vadano completamente in soluzione nel reticolo cristallino quando l'acciaio viene portato in campo austenitico (1150°-1250°C) prima della deformazione plastica a caldo.

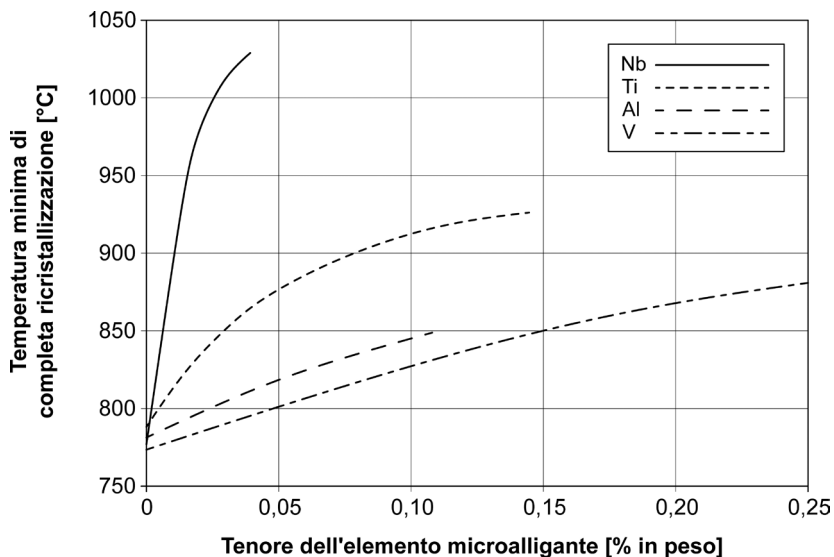


Figura 10.6 – Andamento della temperatura minima di completa ricristallizzazione in relazione al tenore degli elementi microalliganti aggiunti ad un acciaio con C = 0,07%; Mn = 1,4% e Si = 0,25%; deformazione plastica pari al 10-15% [tratto da Tither 1990].

¹⁴ In questo caso ci si riferisce collettivamente a carburi [NbC, VC, TiC], nitruri [NbN, VN, TiN] e/o carbonitruri [NbCN, VCN, TiCN, (Nb,V)CN, (Nb,Ti)CN] degli elementi microalliganti.

Successivamente è necessario che i precipitati (carburi, nitrucci e carbonitrucci di piccole dimensioni) si riformino durante il processo termomeccanico di laminazione a caldo e/o durante il raffreddamento finale, al fine di inibire la ricristallizzazione e la crescita del grano cristallino. Il secondo meccanismo di rafforzamento si basa sulla microallegazione degli acciai HSLA connessa all'aggiunta combinata di niobio e vanadio. Il niobio ha scarsa solubilità nel reticolo del ferro, molto minore rispetto al vanadio e al titanio. Piccoli quantitativi di niobio (0,02-0,03%) consentono infatti la formazione di un gran numero di precipitati, che ostacolano la ricristallizzazione dinamica fino a temperature dell'ordine di 950°-1000°C. La presenza di niobio, inoltre, favorisce la formazione di strutture bainitiche qualora si imponga un raffreddamento accelerato a valle della laminazione termomeccanica. Il vanadio ha solubilità maggiore del niobio e viene tipicamente aggiunto in quantitativi dello 0,05-0,1%. I composti del vanadio provocano un sensibile rafforzamento della massa metallica poiché inducono nell'acciaio una temperatura minima di completa ricristallizzazione più bassa rispetto ai composti di niobio, ma sono presenti in maggior quantità. Anche il titanio può essere usato in funzione di microallegante dato che, come il vanadio, è caratterizzato da elevata solubilità nel reticolo del ferro. Il suo utilizzo è reso però più complesso dall'elevata temperatura di solubilizzazione dei suoi composti (1200°-1300°C). Questa caratteristica produce aspetti sia positivi che negativi: da un lato impedisce l'ingrossamento del grano austenitico durante la fase di riscaldamento, ma dall'altro richiede aggiunte consistenti di titanio (0,1-0,15%), a causa dell'impossibilità di solubilizzare tutti i composti inizialmente presenti¹⁵. In termini di rafforzamento i composti di titanio hanno un effetto intermedio rispetto a quelli di vanadio e niobio, sia in termini di affinamento del grano cristallino, sia come indurimento per precipitazione.

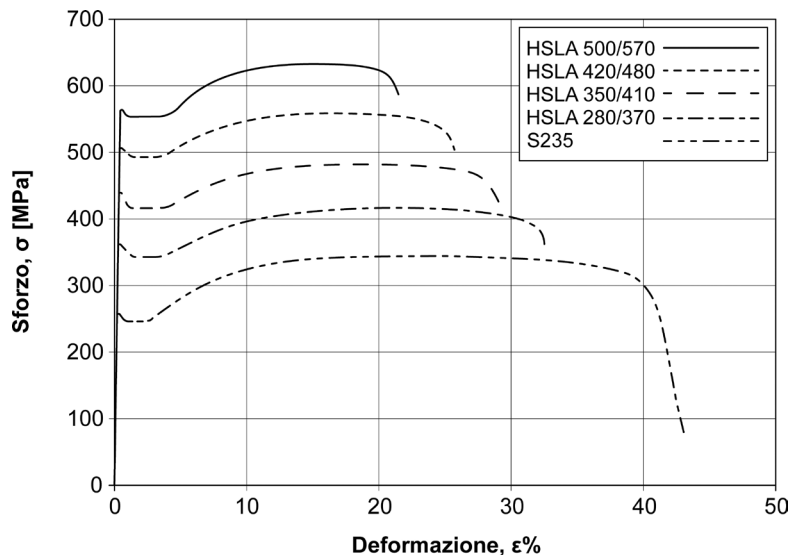


Figura 10.7 – Curve sforzo-deformazione per alcuni acciai microallegati (qui identificati con la sigla *HSLA* seguita dai valori minimi di R_s ed R_m) a confronto con un generico acciaio EN S235 [tratto da Keeler et al. 2017].

¹⁵ Il titanio è estremamente reattivo con molti elementi chimici (O, S, N, C), motivo per cui si deve avere grande cura al momento della sua aggiunta nel bagno metallico dell'acciaio.

I valori tipici del carico unitario di snervamento degli acciai microlegati oscillano tra 300MPa e 600MPa e quelli di rottura tra 450MPa e 750MPa; con alcune composizioni chimiche è possibile raggiungere un R_s dell'ordine di 1000MPa ed un R_m di 1200MPa. Per contro, al crescere della resistenza meccanica si associa una progressiva riduzione dell'allungamento a rottura, che oscilla tra il 30% e il 10%.

Il basso contenuto di carbonio e il grano molto fine consentono a questi acciai di avere ottima tenacità con temperature di transizione comprese all'incirca fra -50°C e -75°C. Gli HSLA riescono perciò a coprire tutta la gamma di resistenza meccanica degli acciai da costruzione di uso generale (figura 10.7). Di seguito sono riportati alcuni esempi di acciai appartenenti a questo sottogruppo.

- S355MC e S460MC, acciai allo stato laminato a caldo per applicazioni strutturali in spessori compresi tra 1,5mm e 20mm, come indicato nella normativa EN 10149-2¹⁶ (la lettera S rappresenta l'applicazione strutturale e il numero che segue indica il carico unitario di snervamento minimo garantito dell'acciaio; M evidenzia il processo di laminazione termomeccanica e C la possibilità che il semilavorato possa essere formato a freddo).
- HC380LA e HC460LA, acciai non rivestiti allo stato laminato a freddo per formatura a freddo in spessori uguali o inferiori a 3mm, come indicato nella normativa EN 10268¹⁷ (le lettere iniziali HC rappresentano un acciaio finito a freddo ad alto limite di snervamento, mentre il numero che segue indica il carico unitario di snervamento minimo garantito dell'acciaio; LA evidenzia un acciaio microlegato).

Le tabelle 10.5 e 10.6 mostrano la normativa di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai HSLA elencati in precedenza. La loro microstruttura è normalmente costituita da finissimi grani ferritici omogenei o allungati nel senso della direzione di laminazione (figura 10.8); si possono avere anche strutture bainitiche e/o martensitiche, qualora il semilavorato venga trattato termicamente.

Gli acciai HSLA sono molto utilizzati nel settore automotive per la realizzazione di telai, per la fabbricazione di scaffalature, per gli arredi metallici, nell'industria meccanica in genere e per la produzione di elementi strutturali ottenuti per profilatura, piegatura e/o stampaggio non profondo.

Gli acciai HSLA hanno buona saldabilità, anche se, dopo la saldatura, tendono ad evidenziare un peggioramento della resistenza meccanica della zona fusa e di quella termicamente alterata rispetto al metallo base.

¹⁶ EN 10149-2, *Prodotti piani laminati a caldo di acciai ad alto limite di snervamento per formatura a freddo - Parte 2: Condizioni di fornitura degli acciai ottenuti mediante laminazione termomeccanica.*

¹⁷ EN 10268, *Prodotti piani laminati a freddo di acciaio ad alto limite di snervamento per formatura a freddo - Condizioni tecniche di fornitura.*

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al _{tot}	%Nb	%V	%Ti
S355MC	EN 10149-2	≤ 0,12	≤ 0,5	≤ 1,5	≤ 0,025	≤ 0,020	≥ 0,015	≥ 0,09	≥ 0,20	≥ 0,15
S460MC		≤ 0,12	≤ 0,5	≤ 1,6	≤ 0,025	≤ 0,015	≥ 0,015	≥ 0,09	≥ 0,20	≥ 0,15
HC380LA	EN 10268	≤ 0,12	≤ 0,5	≤ 1,6	≤ 0,030	≤ 0,025	≥ 0,015	≥ 0,09	(*)	≥ 0,15
HC460LA		≤ 0,14	≤ 0,6	≤ 1,8	≤ 0,030	≤ 0,025	≥ 0,015	≥ 0,09	(*)	≥ 0,15

(*) V e B possono essere aggiunti purché la somma complessiva degli elementi chimici microalliganti sia ≤ 0,22%.

Tabella 10.5 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai HSLA (*High Strength Low Alloy*) per impieghi strutturali.

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, R _{p0.2} [MPa]	Carico unitario di rottura, R _m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Posizione prelievo saggi
S355MC (*)	EN 10149-2	≥ 355	430-550	19 (°)	longitudinale
S460MC (*)		≥ 460	520-670	14 (°)	longitudinale
HC380LA (**)	EN 10268	380-480	440-580	19 (°)	longitudinale
HC460LA (**)		460-580	510-660	13 (°)	longitudinale

(*) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore 1,5mm ≤ sp. ≤ 20mm.

(**) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore 0,7mm < sp. ≤ 3mm.

(°) L'allungamento percentuale a rottura è determinato su un tratto utile L₀ di 80mm (A_{80mm}), valore tipico per i provini non proporzionali, anziché su L₀ = 5,65 · √S₀, come per il tradizionale provino proporzionale.

Tabella 10.6 – Caratteristiche meccaniche di semilavorati di alcuni acciai HSLA (*High Strength Low Alloy*) per impieghi strutturali.

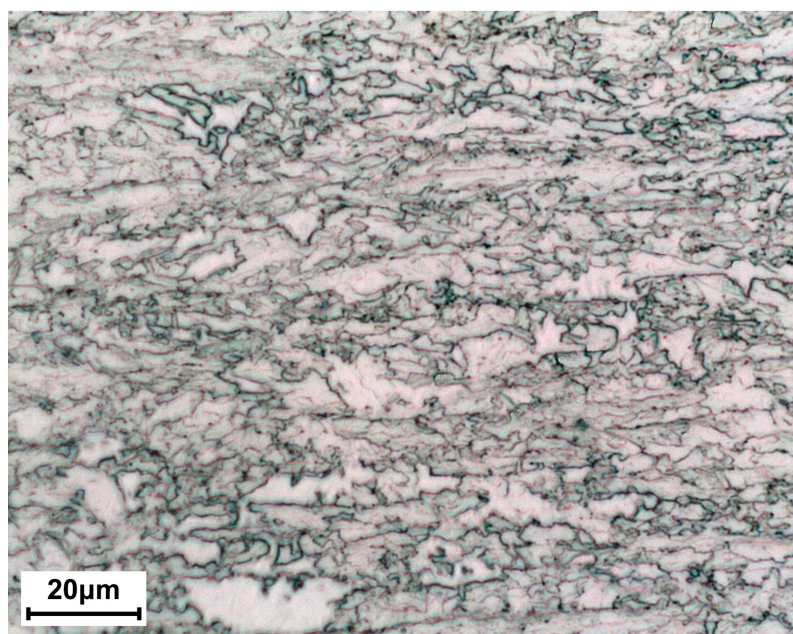
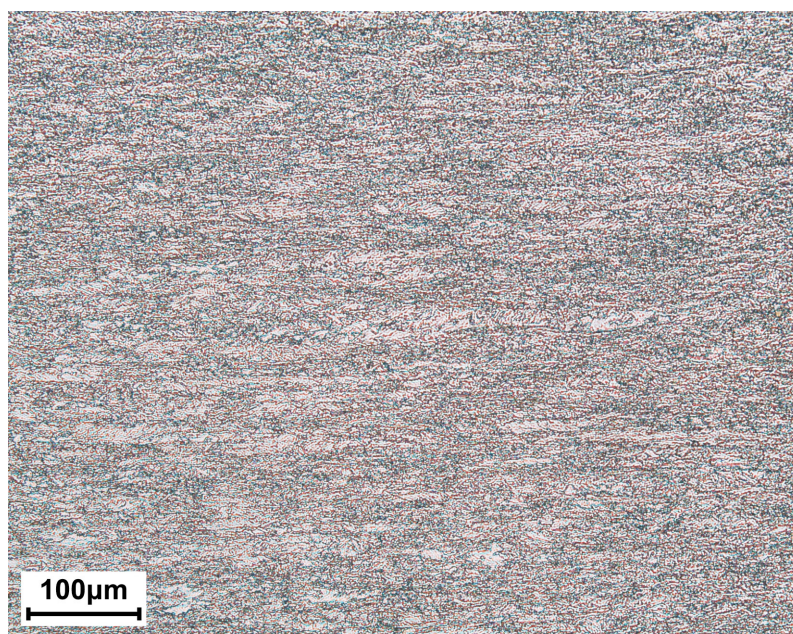


Figura 10.8 – Aspetto metallografico a bassi e ad alti ingrandimenti di un acciaio HSLA tipo EN HC460LA. Si noti la finissima microstruttura ferritica, orientata nel senso della direzione di laminazione del semilavorato; attacco: Nital 2% [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].





11. GLI ACCIAI DA COSTRUZIONE AD ALTA RESISTENZA

11.1 Introduzione

L'ultima famiglia di acciai comuni è quella degli acciai ad alta resistenza: si tratta di leghe ipoeutetoidiche Fe-C-Mn caratterizzate da valori di R_s maggiori di 500MPa e di R_m superiori a 700MPa. Per riuscire ad incrementare ulteriormente il carico unitario di rottura rispetto agli acciai a media resistenza, è necessario operare non solo con specifiche alligazioni e/o processi termomeccanici, ma anche attraverso opportuni trattamenti termici. In tal modo si riescono ad ottenere acciai con una microstruttura mista costituita da ferrite, perlite, bainite e/o martensite come indicato in figura 11.1.

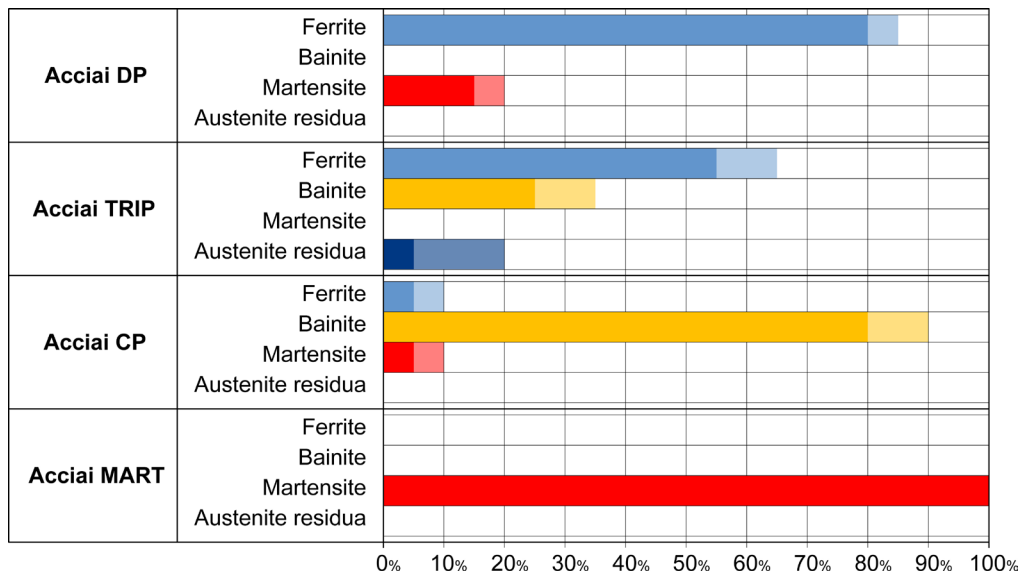


Figura 11.1 – Frazione volumetrica percentuale delle microstrutture presenti in acciai ad alta resistenza di tipo non tradizionale [tratto da Heller e Nuss 2003].

Si tenga ben presente che queste tipologie di acciaio devono essere usate con molta attenzione: all'aumentare della resistenza meccanica crescono anche alcune problematiche metallurgiche che non devono essere sottovalutate. Al crescere di R_m si ha, ad esempio, una progressiva riduzione della resistenza alla frattura fragile, nonché un peggioramento delle caratteristiche di saldabilità e di zincabilità dell'acciaio. Anche la sensibilità all'infragilimento da idrogeno tende ad aumentare al crescere del carico di rottura. Attenzione quindi: *the stronger the better*¹ non sempre è la soluzione ideale.

¹ *Allocuzione inglese del linguaggio parlato, traducibile come "più forte è, meglio è".*

11.2 Acciai DP (Dual Phase)

Si tratta di acciai con una quantità di carbonio inferiore allo 0,2% ed elevati tenori di silicio e manganese ($\text{Si} = 0,5-1\%$; $\text{Mn} = 2-2,5\%$); titanio, niobio e vanadio vengono aggiunti per aumentare la resistenza meccanica, così come cromo e molibdeno ($\text{Cr} + \text{Mo} = 1-1,4\%$).

Gli acciai *Dual Phase* (DP) sono caratterizzati da una microstruttura fine costituita da una matrice di grani ferritici che circondano piccole isole di martensite. La struttura martensitica è ottenuta mediante trattamento termico: la sua frazione volumetrica può oscillare dal 15 al 60% del totale anche se, normalmente, il tenore di martensite negli acciai DP di uso industriale non supera il 20%. In termini metallurgici la martensite determina la resistenza meccanica dell'acciaio mentre la ferrite ne influenza la sua deformabilità plastica a freddo (figura 11.2).

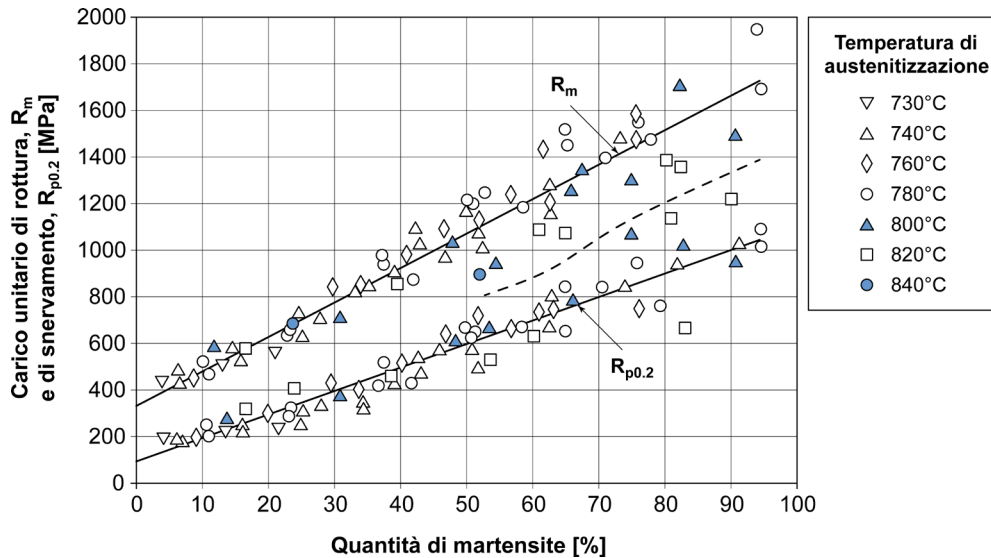


Figura 11.2 – Influenza della percentuale di martensite sul carico unitario di snervamento, $R_{p0.2}$, e di rottura, R_m , di acciai *Dual Phase* [tratto da Davis 1978].

La microstruttura mista di ferrite/martensite permette di ottenere proprietà tensili e caratteristiche di duttilità molto particolari. I valori del carico unitario di rottura sono dell'ordine di 600-1000MPa con un rapporto R_s/R_m molto basso, pari a 0,4-0,5; la marcata deformabilità plastica a freddo è evidenziata dalla presenza dello snervamento continuo, nonché da valori elevati dell'indice di incrudimento, n , e dell'allungamento percentuale a rottura $A\%$ (figura 11.3).

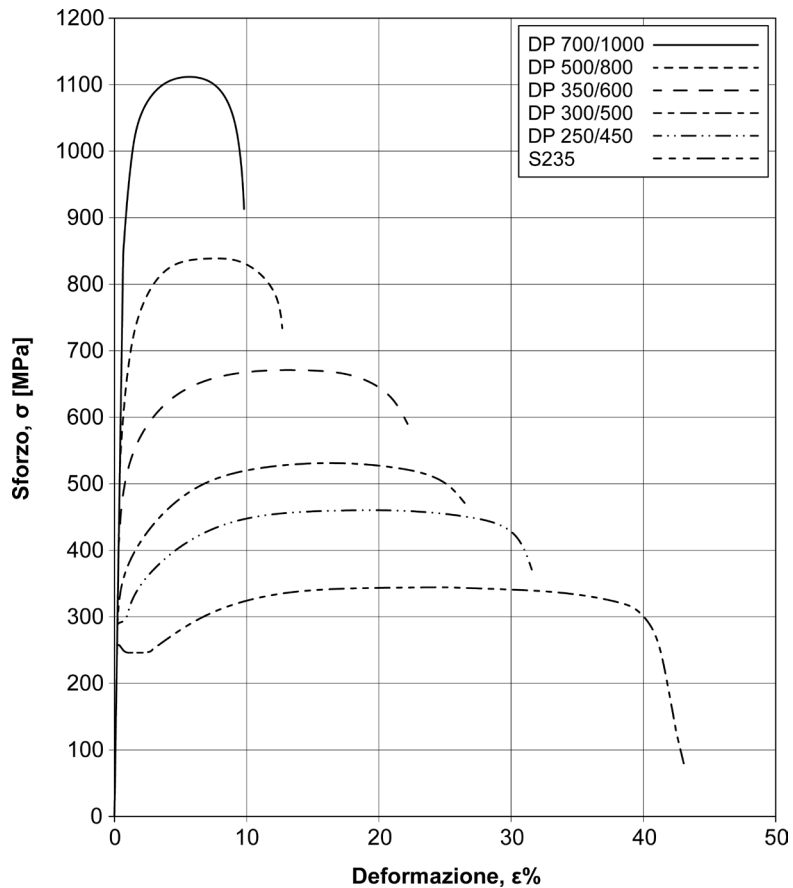


Figura 11.3 – Curve sforzo-deformazione per alcuni acciai DP (qui identificati con la sigla DP seguita dai valori minimi di R_s ed R_m) a confronto con un generico acciaio EN S235 [tratto da Keeler et al. 2017].

I semilavorati sono tipicamente costituiti da nastri di piccolo spessore e vengono ottenuti tramite un tradizionale processo di deformazione plastica a caldo, seguito da laminazione a freddo. Al termine l'acciaio viene sottoposto a trattamento termico in linea, a temperature in cui coesistono le fasi α e γ (intervallo inter-critico); successivamente si procede con un brusco raffreddamento. Durante la fase di austenitizzazione nel campo intercritico avviene la ricristallizzazione della struttura deformata a freddo e si ottiene il rapporto voluto tra ferrite e austenite; al raffreddamento, invece, si ha la trasformazione dell'austenite in martensite mentre la ferrite rimane invariata. Talvolta, in relazione alle temperature di martensite *start* e *finish* dell'acciaio, si può avere anche bainite inferiore e/o austenite residua.

Qualora sia invece opportuno avere un semilavorato di un certo spessore in acciaio DP, come nel caso delle lamiere, si provvede ad una laminazione a caldo tradizionale, seguita da un lento raffreddamento in linea fino alla temperatura intercritica $\alpha + \gamma$, per poi concludere il ciclo con un rapido raffreddamento finale.

Si noti che, normalmente, gli acciai DP non vengono ottenuti per laminazione termomeccanica poiché la struttura ferritica rimarrebbe parzialmente incrudita ed avrebbe una limitata deformabilità plastica a freddo. La composizione chimica deve essere accuratamente bilanciata per migliorare la temprabilità dell'acciaio, necessaria per agevolare la formazione di martensite, senza compromettere la saldabilità. Gli acciai DP contengono carbonio e manganese: il primo indurisce la martensite, il secondo provoca il rafforzamento per soluzione solida della ferrite ed entrambi stabilizzano l'austenite. In aggiunta si possono avere piccole percentuali di cromo e/o molibdeno (per ritardare la trasformazione dell'austenite in perlite), di boro (per favorire la temprabilità) di silicio (per promuovere la formazione di ferrite), di vanadio e niobio (come affinanti del grano e microalliganti).

Gli acciai DP sono impiegati principalmente nel settore automotive per la realizzazione di telai e ruote. L'EN HCT780X e l'EN HCT980X sono esempi tipici: in particolare si tratta di acciai rivestiti a caldo per formatura a freddo in spessori tra 0,2mm e 3mm, come indicato dalla EN 10346² (le lettere iniziali HCT rappresentano un acciaio finito a freddo ad alto limite di snervamento per la formatura a freddo, mentre il numero che segue indica il carico unitario di rottura minimo garantito dell'acciaio; X evidenzia un acciaio *Dual Phase*).

Le tabelle 11.1 e 11.2 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai citati in precedenza. La tipica microstruttura degli acciai *Dual Phase* è mostrata in figura 11.4.

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al _{tot}	%Cr+%Mo	%Nb+%Ti
HCT780X (*)	EN 10346	≤ 0,18	≤ 0,80	≤ 2,5	≤ 0,08	≤ 0,015	0,015-2,0	≤ 1,4	≤ 0,15
HCT980X (*)		≤ 0,20	≤ 1,00	≤ 2,9	≤ 0,08	≤ 0,015	0,015-2,0	≤ 1,4	≤ 0,15

(*) %V ≤ 0,20; %B ≤ 0,005.

Tabella 11.1 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai DP (*Dual Phase*) per impieghi strutturali.

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, R _{p0.2} [MPa]	Carico unitario di rottura, R _m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Posizione prelievo saggi
HCT780X (*)	EN 10346	440-550	≥ 780	≥ 14 (°)	longitudinale
HCT980X(*)		590-740	≥ 980	≥ 10 (°)	longitudinale

(*) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore 0,6mm ≤ sp. ≤ 3mm. L'incremento minimo da garantire su R_s per l'effetto *Bake Hardening* è pari a 30MPa.

(°) L'allungamento percentuale a rottura è determinato su un tratto utile L₀ di 80mm (A_{80mm}), valore tipico per i provini non proporzionali, anziché su L₀ = 5,65 · √S₀, come per il tradizionale provino proporzionale.

Tabella 11.2 – Caratteristiche meccaniche di semilavorati di alcuni acciai DP (*Dual Phase*) per impieghi strutturali.

² EN 10346, *Prodotti piani di acciaio rivestiti per immersione a caldo in continuo per formatura a freddo.*

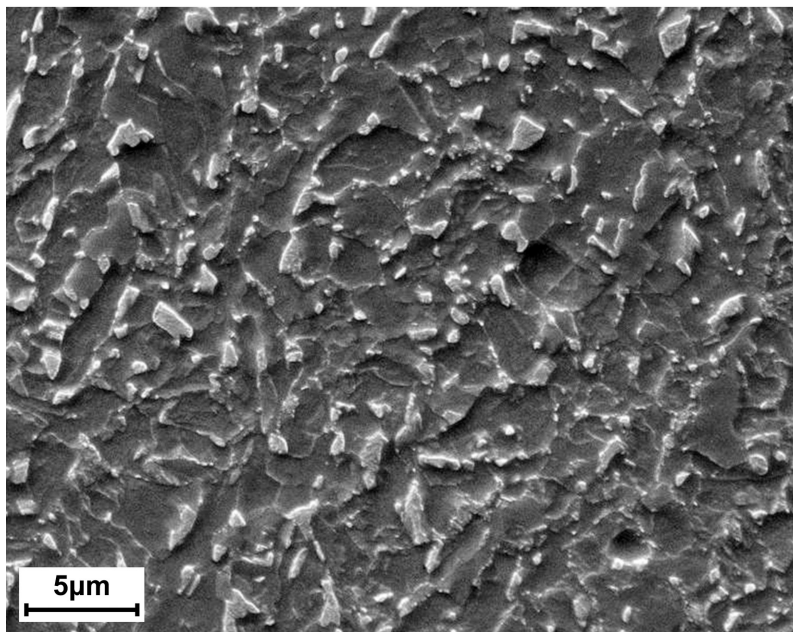
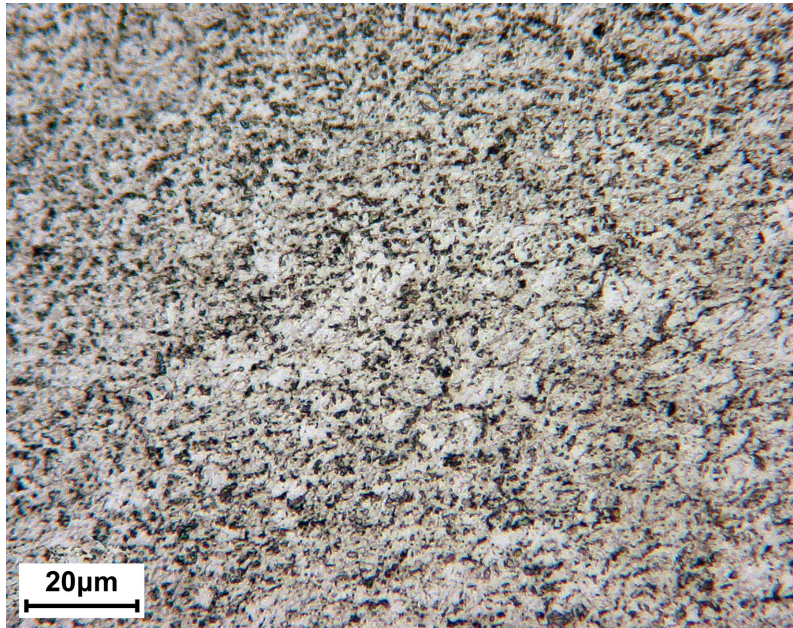


Figura 11.4 – Aspetto metallografico a bassi e ad alti ingrandimenti di un acciaio DP tipo EN HCT980X. Si notino le isole di martensite circondate dalla finissima microstruttura ferritica; attacco: Nital 2% [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

11.3 Acciai TRIP (*TRansformation Induced Plasticity*)

TRIP è l'acronimo di *TRansformation Induced Plasticity*: si tratta di acciai ad elevata resistenza, caratterizzati da una microstruttura che manifesta, a temperatura ambiente, una parziale trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ quando il semilavorato viene sottoposto a deformazione plastica allo scopo di realizzare il componente finito.

I TRIP hanno un contenuto di carbonio compreso tra 0,1% e 0,4% ed elevati tenori di silicio e manganese (Si = 0,5-1%; Mn = 2-2,5%); titanio, niobio e vanadio possono essere aggiunti per aumentare la resistenza meccanica. Al crescere del tenore di carbonio aumenta la stabilità dell'austenite e quindi il livello di deformazione plastica a freddo per cui si ha la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$; tuttavia all'aumentare del carbonio diminuisce la saldabilità. La maggior parte degli acciai TRIP hanno tenori di carbonio dell'ordine di 0,1-0,2% come compromesso accettabile tra queste due esigenze contrapposte. La microstruttura degli acciai TRIP è formata da isole di austenite residua ($A_f > 5\%$) circondate da una matrice prevalentemente ferritica; sono presenti anche piccoli grani di bainite e martensite. La loro struttura deriva da un accurato processo di fabbricazione, caratterizzato da passaggi di laminazione a caldo e a freddo e da specifici trattamenti isotermitici.

I semilavorati sono costituiti tipicamente da nastri e vengono largamente usati per formare a freddo sagome complesse. Proprio in questa fase si ha l'effetto TRIP: dopo deformazione plastica a freddo, una quota parte più o meno consistente di austenite (in funzione del grado di deformazione) subisce la trasformazione in martensite con incrementi considerevoli della resistenza meccanica del materiale.

Gli acciai TRIP possiedono una notevole formabilità dato che hanno un indice di incrudimento superiore a quello dei DP ($n > 0,2$) ed un rapporto R_s/R_m dell'ordine di 0,6-0,7. Questa famiglia di acciai evidenzia anche l'effetto *bake hardening* ($R_s \cong 50-70$ MPa) dopo verniciatura a caldo. La figura 11.5 mostra le curve sforzo-deformazione di alcuni acciai TRIP rispetto a quella di un generico acciaio EN S235.

Le principali applicazioni degli acciai TRIP sono relative al settore delle costruzioni navali e del mondo automotive per la fabbricazione di elementi strutturali con elevata capacità di assorbimento di urti. Si segnala il loro impiego anche per la produzione di tiranti nell'industria civile, tubazioni e serbatoi operanti a bassa temperatura. L'EN HCT690T e l'EN HCT780T sono esempi tipici: in particolare si tratta di acciai rivestiti a caldo per formatura a freddo in spessori tra 0,2mm e 3mm, come indicato dalla EN 10346³ (le lettere iniziali HCT rappresentano un acciaio finito a freddo ad alto limite di snervamento per la formatura a freddo, mentre il numero che segue indica il carico unitario di rottura minimo garantito dell'acciaio; T evidenzia un acciaio TRIP). Le tabelle 11.3 e 11.4 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai citati in precedenza.

³ EN 10346, *Prodotti piani di acciaio rivestiti per immersione a caldo in continuo per formatura a freddo.*

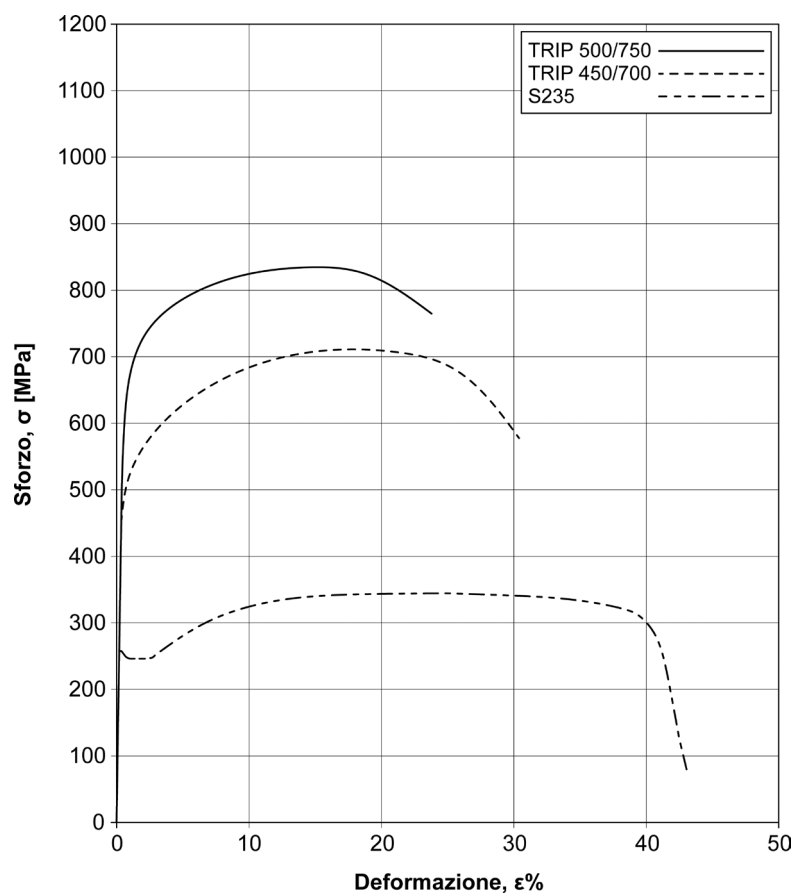


Figura 11.5 – Curve sforzo-deformazione per alcuni acciai TRIP (qui identificati con la sigla TRIP seguita dai valori minimi di R_s ed R_m) a confronto con un generico acciaio EN S235 [tratto da Keeler et al. 2017].

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al _{tot}	%Cr + %Mo	%Nb + %Ti
HCT690T (*)	EN 10346	≤ 0,24	≤ 2,0	≤ 2,2	≤ 0,080	≤ 0,015	0,015-2,0	≤ 0,6	≤ 0,20
HCT780T (*)		≤ 0,25	≤ 2,2	≤ 2,5	≤ 0,080	≤ 0,015	0,015-2,0	≤ 0,6	≤ 0,20

(*) %V ≤ 0,20; %B ≤ 0,005.

Tabella 11.3 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) per impieghi strutturali.

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, $R_{p0.2}$ [MPa]	Carico unitario di rottura, R_m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Indice η_0 (°°)	Posizione prelievo saggi
HCT690T (*)	EN 10346	400-520	≥ 690	≥ 23 (°)	$\geq 0,19$	longitudinale
HCT780T (*)		450-570	≥ 780	≥ 21 (°)	$\geq 0,16$	longitudinale

(*) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore $0,6\text{mm} \leq sp. \leq 3\text{mm}$. L'incremento minimo da garantire su R_s per l'effetto *Bake Hardening* è pari a 40MPa.

(°) L'allungamento percentuale a rottura è determinato su un tratto utile L_0 di 80mm ($A_{80\text{mm}}$), valore tipico per i provini non proporzionali, anziché su $L_0 = 5,65 \cdot \sqrt{S_0}$, come per il tradizionale provino proporzionale.

(°°) L'indice η_0 è misurato nell'intervallo di deformazione 10-20%.

Tabella 11.4 – Caratteristiche meccaniche di semilavorati di alcuni acciai TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) per impieghi strutturali.

11.4 Acciai CP (*Complex Phase*)

Gli acciai *Complex Phase* sono molto simili ai TRIP; rispetto a questi, però, gli acciai CP hanno tenori pressoché nulli di austenite residua. Sono caratterizzati da una struttura mista di ferrite e bainite, con limitate percentuali di martensite. Gli acciai CP hanno un tenore di carbonio inferiore allo 0,18%; il contenuto di silicio e manganese è elevato ($Si = 0,5-1\%$; $Mn = 1,5-2,5\%$) e sono sempre presenti elementi microalliganti quali titanio, niobio e vanadio. Anche il processo di fabbricazione è simile a quello degli acciai TRIP: consiste in una laminazione termomeccanica seguita da uno o più trattamenti termici di tipo isotermico per ottenere la microstruttura desiderata, caratterizzata da un grano finissimo. A parità di carico unitario di rottura, gli acciai *Complex Phase* hanno un limite di snervamento più elevato rispetto ai *Dual Phase*, conservando anche una discreta duttilità. La figura 11.6 mostra le curve sforzo-deformazione per alcuni acciai CP rispetto a quella di un generico acciaio EN S235.

Le principali applicazioni degli acciai CP riguardano il settore automotive, dove vengono usati per la realizzazione di parti del telaio, specialmente le zone soggette agli urti. L'EN HCT780C e l'EN HCT980C sono esempi tipici: in particolare si tratta di acciai rivestiti a caldo per formatura a freddo in spessori tra 0,2mm e 3mm, come indicato dalla EN 10346 (le lettere iniziali HCT rappresentano un acciaio finito a freddo ad alto limite di snervamento per la formatura a freddo, mentre il numero che segue indica il carico unitario di rottura minimo garantito dell'acciaio; C evidenzia un acciaio CP). Le tabelle 11.5 e 11.6 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai citati in precedenza.

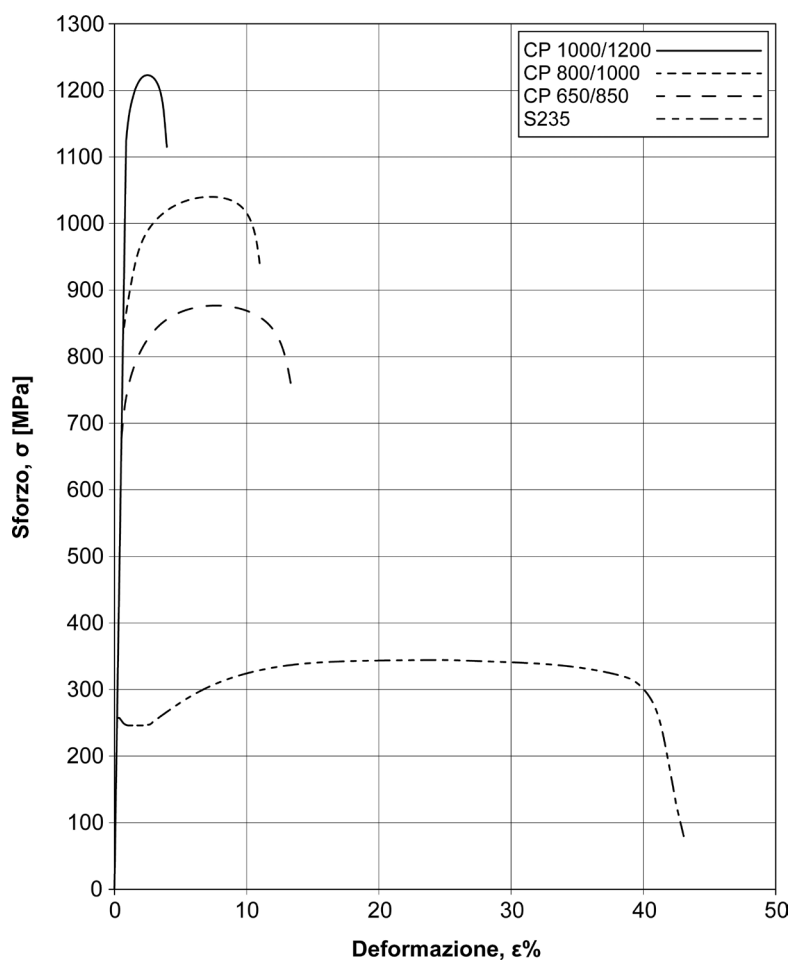


Figura 11.6 – Curve sforzo-deformazione per alcuni acciai CP (qui identificati con la sigla CP seguita dai valori minimi di R_s ed R_m) a confronto con un generico acciaio EN S235 [tratto da Keeler et al. 2017].

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al _{tot}	%Cr + %Mo	%Nb + %Ti
HCT780C (*)	EN 10346	≤ 0,18	≤ 1,0	≤ 2,5	≤ 0,080	≤ 0,015	0,015-2,0	≤ 1,0	≤ 0,15
HCT980C (*)		≤ 0,23	≤ 1,0	≤ 2,7	≤ 0,080	≤ 0,015	0,015-2,0	≤ 1,0	≤ 0,15

(*) %V ≤ 0,20; %B ≤ 0,005.

Tabella 11.5 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai CP (*Complex Phase*) per impieghi strutturali.

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, $R_{p0.2}$ [MPa]	Carico unitario di rottura, R_m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Posizione prelievo saggi
HCT780C (*)	EN 10346	570-720	≥ 780	≥ 10 (°)	longitudinale
HCT980C (*)		780-950	≥ 980	≥ 6 (°)	longitudinale

(*) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore $0,6\text{mm} \leq \text{sp.} \leq 3\text{mm}$. L'incremento minimo da garantire su $R_{p0.2}$ per l'effetto *Bake Hardening* è pari a 30MPa.

(°) L'allungamento percentuale a rottura è determinato su un tratto utile L_0 di 80mm ($A_{80\text{mm}}$), valore tipico per i provini non proporzionali, anziché su $L_0 = 5,65 \cdot \sqrt{S_0}$, come per il tradizionale provino proporzionale.

Tabella 11.6 – Caratteristiche meccaniche di semilavorati di alcuni acciai CP (*Complex Phase*) per impieghi strutturali.

11.5 Acciai MS (*Martensitic Steels*)

Da ultimo va esaminata la famiglia degli acciai per applicazioni strutturali di tipo martensitico o *Martensitic Steels*. Questi acciai hanno tenori di carbonio e manganese variabili rispettivamente tra 0,09-0,23% e 0,5-1,2%.

Per aumentarne la temprabilità, possono essere aggiunti silicio, cromo, molibdeno e vanadio, oltre a quantitativi molto limitati di boro ($B < 0,001\%$). A seguito di un adeguato trattamento termico di tempra e rinvenimento si riescono ad ottenere livelli del carico unitario di rottura, R_m , dell'ordine di 900-1400MPa, in funzione del tenore di carbonio. La duttilità è limitata, con valori di allungamento a rottura dell'ordine del 5%, comunque sufficienti per realizzare particolari deformati a freddo con le geometrie richieste. La figura 11.7 mostra le curve sforzo-deformazione per alcuni acciai martensitici, rispetto a quella di un generico acciaio EN S235.

La microstruttura dei MS è costituita prevalentemente da martensite ottenuta attraverso un brusco raffreddamento in acqua a partire dalla temperatura in cui l'acciaio è in fase γ o $\gamma+\alpha$ (temperatura intercritica); spesso sono presenti anche tracce di ferrite e/o di bainite.

Gli acciai martensitici vengono prodotti seguendo due distinte metodologie: da un lato i particolari già stampati a freddo possono essere temprati e rinvenuti alla fine del loro processo produttivo, dall'altro i semilavorati finiti a caldo o a freddo possono essere trattati termicamente durante il processo di fabbricazione e prima della formatura finale. Nel caso di lamiere o di nastri, il trattamento termico viene effettuato in linea mediante getti d'acqua; se si tratta invece di particolari già formati a freddo, la fase di tempra viene eseguita mediante stampi raffreddati con acqua. Dopo il trattamento di tempra è normalmente necessario un rinvenimento per assegnare all'acciaio la tenacità desiderata.

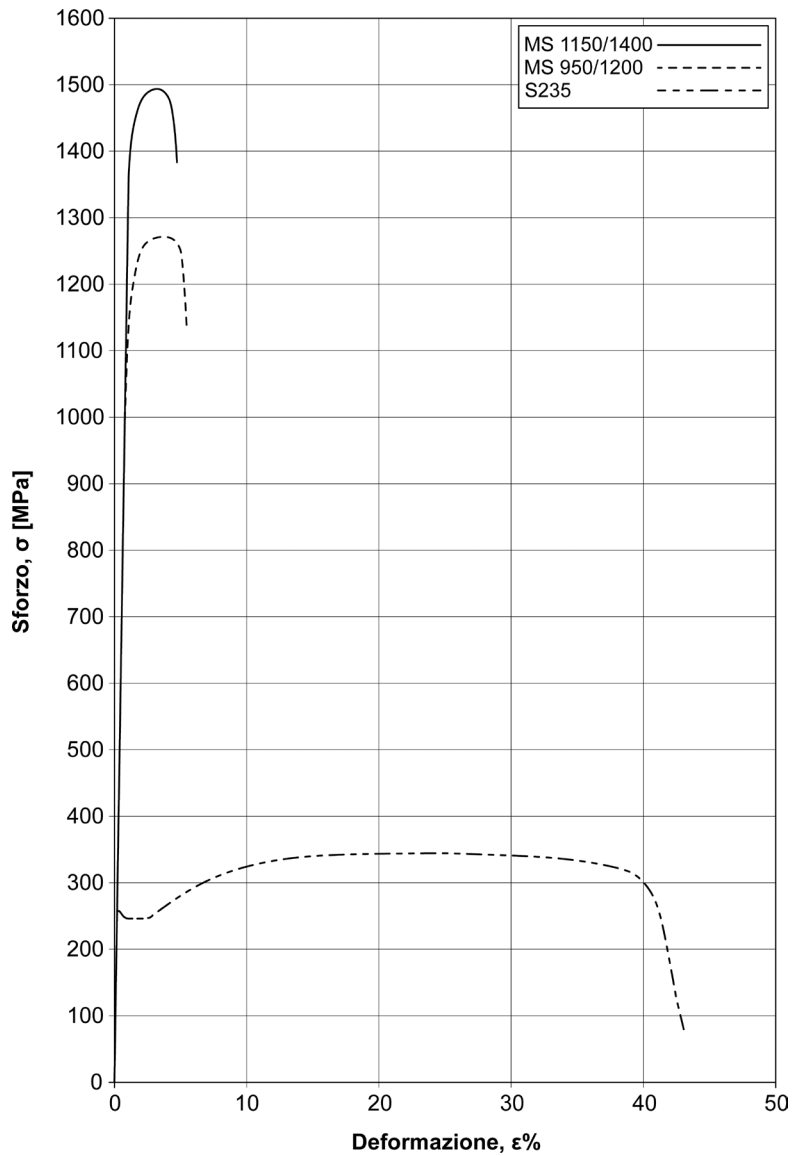


Figura 11.7 – Curve sforzo-deformazione per alcuni acciai martensitici (qui identificati con la sigla MS seguita dai valori minimi di R_s ed R_m) a confronto con un generico acciaio EN S235 [tratto da Keeler et al. 2017].

I MS sono usati nel settore strutturale (profilati e telai leggeri) e nel campo automotive per la produzione di paraurti, longheroni e barre anti-intrusione. Un esempio tipico è l'EN S960QL, acciaio in prodotti piani laminati a caldo per impieghi strutturali con spessori maggiori di 3mm e fino a 50mm, come indicato dalla

EN 10025-6⁴ (la lettera iniziale S rappresenta l'applicazione strutturale, mentre il numero che segue indica il carico unitario di snervamento minimo garantito dell'acciaio; Q evidenzia il fatto che l'acciaio è stato bonificato ed L che deve avere una resilienza minima di 30J a -40°C).

Nel caso invece di nastri finiti a freddo in MS, non esistono al momento norme EN specifiche; si deve fare riferimento alle VDA⁵ 239-100, molto usate dai principali produttori di acciai del settore automotive. Un esempio in tal senso è l'acciaio CR1220Y1500T-MS per nastri d'acciaio finiti a freddo con spessori tra 0,2mm e 3mm. Le tabelle 11.7 e 11.8 mostrano le normative di riferimento, la composizione chimica e le proprietà meccaniche degli acciai citati in precedenza. Come anticipato, la microstruttura dei MS è costituita quasi esclusivamente da martensite (figura 11.8).

Designazione	Normativa	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%N	%Cr	%Cu	%Mo	%Ni
S960QL (*)	EN 10025-6	≤ 0,20	≤ 0,8	≤ 1,7	≤ 0,020	≤ 0,010	≤ 0,015	≤ 1,5	≤ 0,5	≤ 0,7	≤ 2,0
CR1220Y1500T-MS (**)	VDA 239-100	≤ 0,28	≤ 1	≤ 2	≤ 0,020	≤ 0,025	---	(°)	≤ 0,2	(°)	---

(*) %Ti ≤ 0,05; Nb ≤ 0,06; %V ≤ 0,12; %B ≤ 0,005. L'acciaio deve essere disossidato e a grano controllato: a tal fine il tenore di Al_{tot} deve essere pari almeno allo 0,018%.

(**) %Ti + %Nb ≤ 0,15; %B ≤ 0,01. L'acciaio deve essere disossidato e a grano controllato: a tal fine il tenore di Al_{tot} deve essere pari almeno allo 0,010%.

(°) %Cr + %Mo ≤ 1;

Tabella 11.7 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai MS (*Martensitic Steels*) per impieghi strutturali.

Designazione	Normativa	Carico unitario di snervamento, R _{p0.2} [MPa]	Carico unitario di rottura, R _m [MPa]	Allungamento a rottura, A%	Posizione prelievo saggi
HCT780C (*)	EN 10346	≥ 960	980-1150	≥ 10 (°)	longitudinale
CR1220Y1500T-MS (*)	VDA 239-100	1220-1520	1500-1750	≥ 3 (°)	longitudinale

(*) Valori da garantire su semilavorati piani di spessore 0,6mm ≤ sp. ≤ 3mm. L'incremento minimo da garantire su R_{p0.2} per l'effetto *Bake Hardening* è pari a 30MPa.

(°) L'allungamento percentuale a rottura è determinato su un tratto utile L₀ di 80mm (A_{80mm}), valore tipico per i provini non proporzionali, anziché su L₀ = 5,65 · √S₀, come per il tradizionale provino proporzionale.

Tabella 11.8 – Caratteristiche meccaniche di semilavorati di alcuni acciai MS (*Martensitic Steels*) per impieghi strutturali.

⁴ EN 10025, *Prodotti laminati a caldo di acciai per impieghi strutturali - Parte 6: Condizioni tecniche di fornitura per prodotti piani di acciai per impieghi strutturali ad alto limite di snervamento allo stato bonificato.*

⁵ VDA 239-100, *Sheet Steel for Cold Forming.* VDA è l'acronimo per *Verband der Automobilindustrie, Associazione delle Industrie Automobilistiche.*

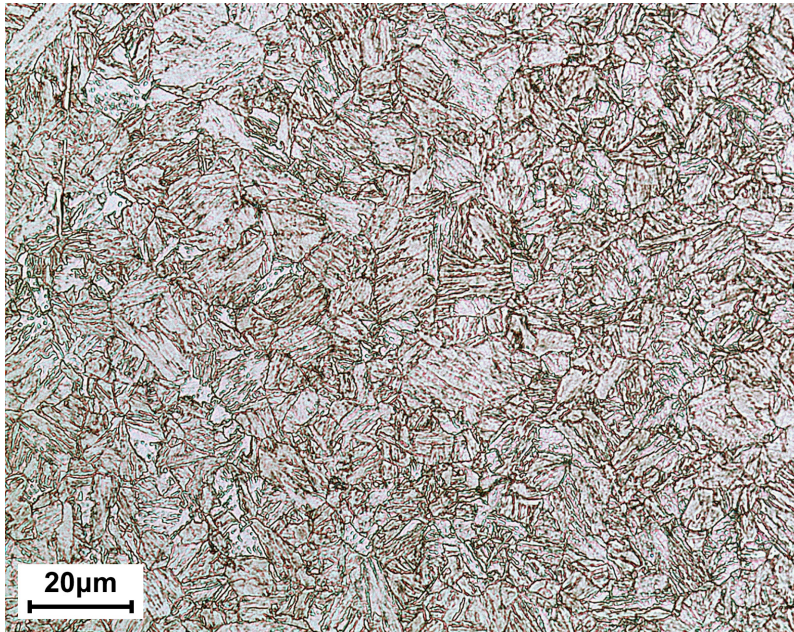


Figura 11.8 – Aspetto metallografico di un acciaio martensitico tipo EN S960QL. Si noti la microstruttura completamente martensitica; attacco: Nital 2%. [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].



12. GLI ACCIAI SPECIALI DA COSTRUZIONE

12.1 Cosa sono gli acciai speciali da costruzione

Gli acciai speciali da costruzione sono una classe di acciai largamente impiegata in svariati campi dell'ingegneria industriale, in particolare nel settore meccanico e metallurgico, nell'industria chimica e di processo, nel mondo *automotive*, nella produzione, trasformazione e distribuzione dell'energia, nell'industria militare. Questa classe di acciai deve avere elevate caratteristiche meccaniche in termini di resistenza statica, resistenza a fatica nonché resilienza e resistenza alla frattura fragile.

L'insieme delle proprietà sopra elencate, da assicurare sia su pezzi di piccole dimensioni che su componenti medio-grandi, rende gli acciai speciali da costruzione particolarmente adatti alla realizzazione di alberi di trasmissione di potenza, alberi a camme ed a gomiti, assi per la trasmissione del moto, assili ferroviari, rotor, steli, perni, leveraggi, camme, punterie, valvole, bielle, manovellismi, guide lineari, ruote dentate, colonne per magli e presse, bombole per gas tecnici ad elevata pressione, molle ad elica e a balestra, barre di torsione, cuscinetti volventi, canne ed otturatori per armi da fuoco, ecc.

Le principali famiglie degli acciai speciali da costruzione sono cinque:

- acciai da bonifica e per tempra superficiale,
- acciai autotemperanti,
- acciai per molle,
- acciai da cementazione,
- acciai da nitrurazione.

Ciascuna di esse è caratterizzata da precisi campi d'applicazione ed evidenzia specifiche proprietà.

L'aspetto caratteristico che accomuna queste cinque famiglie è il *trattamento termico di bonifica* che viene eseguito sui componenti prima che vengano messi in esercizio. Questo trattamento prevede una tempra seguita da un rinvenimento e consente di ottenere le migliori proprietà meccaniche attraverso la formazione di martensite rinvenuta.

12.2. Gli elementi di lega degli acciai speciali da costruzione

Dovendo entrare nel merito delle caratteristiche metallurgiche e meccaniche delle cinque famiglie degli acciai speciali da costruzione, è opportuno soffermarsi inizialmente sull'effetto che i vari elementi chimici manifestano quando vengano aggiunti in lega con il ferro.

Il primo da considerare è il *carbonio*, presente negli acciai speciali da costruzione in tenori compresi tra 0,1% e 1%. Il carbonio è un elemento di lega di tipo austenitizzante: induce l'allargamento del campo di esistenza della fase γ del diagramma di stato *Fe-C*, provocando la progressiva diminuzione della temperatura dei punti critici A_3 e A_1 . Con riferimento alla temprabilità dell'acciaio, il carbonio ha un'efficacia intermedia. La vera funzione del carbonio è di indurre un aumento della durezza e della resistenza meccanica

(a snervamento, a rottura e a fatica) della massa metallica. Il meccanismo responsabile di tale incremento è legato alla soluzione solida interstiziale degli atomi di carbonio nel reticolo del ferro. La condizione più efficace è associata alla presenza di martensite rinvenuta. Per contro, però, l'incremento del tenore di carbonio comporta sempre un progressivo peggioramento della resilienza, motivo per cui, negli acciai speciali da costruzione, il suo tenore si attesta generalmente tra lo 0,15% e lo 0,55%.

Due elementi di lega sempre presenti nella composizione chimica degli acciai speciali da costruzione sono il *silicio* e il *manganese*, usati come disossidanti del bagno liquido durante il processo di fabbricazione dell'acciaio. Per questo motivo tracce di silicio tra 0,2% e 0,4% e di manganese tra 0,4% e 0,8% sono comuni negli acciai speciali da costruzione.

Il silicio, elemento ferritizzante, viene aggiunto volutamente soltanto negli acciai per molle, dove può arrivare fino al 2%: con questi tenori si ha un incremento importante della resistenza a trazione, soprattutto a snervamento, nonché un leggero peggioramento della resilienza. Il silicio ha un effetto modesto sulla temprabilità.

Il manganese è l'elemento che esalta maggiormente la temprabilità degli acciai speciali da costruzione, specialmente per tenori maggiori di 0,8%. È un austenitizzante ed ha effetti rilevanti nell'incrementare la resistenza meccanica a trazione della massa metallica; la sua presenza favorisce la diffusione di carbonio nei processi di cementazione. Grazie alla sua attitudine a formare solfuri (MnS), il manganese inibisce i fenomeni di fragilità a caldo e a freddo indotti dallo zolfo in soluzione nel reticolo del ferro. I solfuri di manganese, in particolari applicazioni, hanno anche effetti benefici sulla lavorabilità per asportazione di truciolo: in questi casi si parla di acciai a lavorabilità migliorata o a zolfo controllato. Tra gli elementi di lega spesso aggiunti per migliorare specifiche proprietà degli acciai speciali da costruzione, vi sono il *cromo*, il *nichel* e il *molibdeno*.

Il cromo è un elemento ferritizzante ed aumenta la temperatura dei punti critici A_3 e A_1 ; viene usato in tenori fino al 4% per incrementare la temprabilità degli acciai speciali da costruzione, migliorando nel contempo la resistenza meccanica (statica e a fatica) e la tenacità alla frattura. Se presente in concentrazioni elevate tende a formare carburi e nitruri. Non si dimentichi che negli acciai speciali da costruzione il cromo, in assenza del molibdeno, può dare origine a fenomeni di fragilità da rinvenimento nell'intervallo di temperature 370°-590°C (con punte di criticità in corrispondenza di 525°C)¹.

¹ La fragilità da rinvenimento (*temper embrittlement* in inglese) è un fenomeno di infragilimento che si verifica su acciai debolmente legati al cromo, cromo-nichel o cromo-manganese, aventi struttura martensitica. Il decadimento della tenacità si manifesta se l'acciaio viene rinvenuto in un intervallo di temperature compreso tra 370°C e 590°C (intervallo critico) oppure se l'acciaio, pur essendo rinvenuto a temperature superiori a 590°C, durante la successiva fase di raffreddamento permane per tempi prolungati all'interno dell'intervallo critico, ad esempio per effetto di un lento raffreddamento in forno dopo rinvenimento. La condizione di maggiore criticità si manifesta attorno ai 525°C. Il fenomeno della fragilità da rinvenimento viene inibito fortemente - ma non annullato - aggiungendo all'acciaio un tenore limitato di molibdeno (0,15-0,3%): questo è il motivo per cui la quasi totalità degli acciai debolmente legati contiene piccole percentuali di molibdeno in lega.

Il nichel è invece un elemento di lega di tipo austenitizzante: la sua presenza diminuisce la temperatura dei punti critici A_3 e A_1 . Il nichel ha scarsissima affinità per il carbonio e l'azoto e non forma né carburi né nitruri. L'uso del nichel in tenori fino al 4% è legato al significativo miglioramento della resilienza e della tenacità a frattura. L'effetto sulle altre proprietà meccaniche e metallurgiche è invece meno rilevante: il nichel provoca un limitato incremento della resistenza meccanica ed ha un effetto modesto sulla temprabilità.

Il molibdeno, come il cromo, è un elemento ferritizzante che forma carburi e nitruri. Favorisce la temprabilità ed aumenta in modo importante la resistenza meccanica (carico unitario di snervamento e di rottura, limite di fatica). La sua presenza, in tenori dello 0,15-0,3%, è necessaria per inibire il fenomeno della fragilità da rinvenimento.

Vi sono poi due altri elementi chimici presenti talvolta nella composizione chimica degli acciai speciali da costruzione: l'alluminio e il vanadio.

L'alluminio, come il silicio e il manganese, è normalmente usato per disossidare a fondo il bagno liquido: concentrazioni dell'ordine di 0,010-0,025% sono normali nella composizione chimica degli acciai speciali da costruzione². Come elemento di lega è usato esclusivamente negli acciai speciali da nitrurazione: la sua presenza è spesso richiesta, in tenori fino all'1%, a causa dell'elevata affinità con l'azoto e della possibilità di formare nitruri molto stabili.

Il vanadio è un elemento fortemente ferritizzante presente negli acciai speciali da costruzione in tenori non superiori allo 0,2%. Forma carburi e nitruri stabili e favorisce l'affinamento del grano cristallino, incrementando sensibilmente sia la resistenza meccanica ed in parte anche la tenacità. Viene usato in alcune composizioni degli acciai per molle poiché inibisce il fenomeno del rilassamento.

Da ultimo il boro: quando aggiunto è presente in tenori limitatissimi, compresi tra lo 0,0005% e lo 0,005%. Incrementa in modo significativo la temprabilità dell'acciaio, specialmente per le composizioni a basso tenore di carbonio (0,2-0,3%).

12.3. Classificazione ed identificazione

L'appartenenza di un acciaio ad una delle cinque famiglie sopra indicate (bonifica, autotemperanti, molle, cementazione, nitrurazione) può essere immediatamente definita a partire dalla sua designazione.

Si consideri al proposito la tabella 12.1 che elenca le specificità in termini di composizione chimica, trattamento termico e resistenza meccanica delle cinque principali famiglie di acciai speciali da costruzione.

² La disossidazione dell'acciaio in fase liquida, anche chiamata *calmatura*, è eseguita con silicio e manganese. Spesso si aggiunge anche alluminio per spingere a fondo il processo di disossidazione e sfruttarne il forte effetto di affinamento del grano. Gli acciai speciali da costruzione disossidati con silicio, manganese e alluminio sono detti *calmati a grano controllato*.

Elementi di lega	Acciai da bonifica	Acciai autotempranti	Acciai per molle	Acciai da cementazione	Acciai da nitrurazione
Carbonio	> 0,2%	> 0,2%	≅ 0,5%	≤ 0,2%	> 0,2%
Silicio	(¹)	(¹)	1,5-2%	(¹)	(¹)
Manganese	(²)	(¹)	(¹)	(²)	(¹)
Cromo	(²)	5% < C+Cr+Ni < 7%	(²)	(²)	SI; > 1,5%
Nichel	(²)		(²)	(²)	NO
Molibdeno	(²)	0,15-0,3%	(²)	(²)	SI; 0,15-0,3%
Alluminio	(¹)	(¹)	(¹)	(¹)	SI; 0,3-1%
Vanadio	(²)	(²)	(²)	(²)	(²)
Trattamento termico di bonifica (tempra + rinvenimento) con temperatura di rinvenimento a:					
Temperatura	~600°C	~200°C / ~600°C	~450°C	~150°C	~600°C
Carico unitario di rottura, R _m (³)	600-1500MPa	1100-2500MPa	1300-1800MPa	600-1500MPa	600-1500MPa

(¹) Normalmente non è aggiunto volutamente come elemento di lega (ciò non significa che non sia presente del tutto).

(²) Può essere usato come elemento di lega ma potrebbe anche non essere presente come elemento di lega.

(³) Su saggi di trazione ricavati da sezioni del semilavorato non superiori a Ø40.

Tabella 12.1 – Schema di classificazione rapida degli acciai speciali da costruzione in base alla loro composizione chimica.

Vediamo qualche esempio pratico per comprendere l'utilità della tabella 12.1.

Consideriamo la prima colonna, ossia quella degli acciai da bonifica. Si tratta tipicamente di acciai che hanno un tenore di carbonio maggiore dello 0,2% e che potrebbero essere legati con manganese, cromo, nichel, molibdeno, vanadio (ma potrebbero anche non avere nessuno di questi elementi di lega). Vengono temprati e rinvenuti a temperature dell'ordine di 600°C: a valle del trattamento di bonifica hanno una resistenza meccanica a trazione compresa tra 600MPa e 1500MPa in relazione alla loro composizione chimica.

Nel caso, invece, degli acciai per molle, si hanno tipicamente acciai con tenori di carbonio dell'ordine dello 0,5% che contengono silicio in tenori compresi tra 1,5% e 2% e che potrebbero essere legati con cromo, nichel, molibdeno e vanadio. Dopo tempra vengono rinvenuti a temperature dell'ordine di 450°C e raggiungono un carico unitario di rottura, R_m, dell'ordine di 1300-1800MPa.

La tabella 1 può anche essere utilizzata "al contrario": si parte dalla designazione dell'acciaio e si risale alla sua classe di appartenenza.

Prendiamo ad esempio l'acciaio EN 18CrMo4. Questa designazione si riferisce certamente ad un acciaio da cementazione poiché ha un tenore nominale di carbonio pari allo 0,18%: la famiglia degli acciai da cementazione è infatti l'unica in cui il carbonio ha un tenore inferiore o uguale allo 0,2%. L'acciaio indicato contiene anche un valore nominale dell'1% di cromo e lo 0,2% di molibdeno. Di conseguenza l'acciaio EN 18CrMo4 viene temprato e rinvenuto a circa 150°C, ottenendo così un carico unitario di rottura a trazione dell'ordine di 1150-1250MPa (valori compresi nell'intervallo 600-1500MPa, comune a tutti gli acciai da cementazione).

L'acciaio EN 41CrAlMo7-4 è invece un acciaio da nitrurazione poiché ha un tenore nominale dell'1% di alluminio: questa famiglia è infatti l'unica ad avere l'alluminio come elemento di lega.

Altro esempio è dato dall'acciaio EN 36NiCrMo16 che ha, come elementi di lega, lo 0,36% nominale di carbonio, il 4% nominale di nichel e all'incirca l'1,8% di cromo, oltre a piccole percentuali di molibdeno (0,25%). Poiché la somma del tenore di nichel, cromo e carbonio ($4\% + 1,8\% + 0,36\% = 6,16\%$) è compresa tra 5% e 7%, l'acciaio fa parte della famiglia degli acciai autotemperanti che possono essere temprati e rinvenuti a 200°C, oltre che a 600°C, raggiungendo nel primo caso un carico unitario di rottura di circa 2100-2200MPa e di circa 1100-1200MPa nel secondo (valori compresi nell'intervallo 1100-2500MPa, comune per tutti gli acciai autotemperanti).

Come ultimo esempio consideriamo l'acciaio EN 42CrMo4 (0,42% nominale di carbonio, 1% nominale di cromo, all'incirca 0,2% di molibdeno). Il 42CrMo4 non può essere un acciaio da cementazione poiché il tenore di carbonio è troppo elevato, non può essere un acciaio da nitrurazione poiché non è presente alluminio, non può essere un acciaio autotemperante poiché non vi sono elementi di lega in quantità sufficiente affinché si abbia $5\% < Cr + Ni + C < 7\%$, non può essere neppure un acciaio per molle poiché il valore di carbonio è troppo basso per questa categoria e non vi è silicio. Per esclusione rimane quindi un'unica soluzione: l'EN 42CrMo4 è un acciaio da bonifica.

Si tenga presente che la tabella 12.1, pur essendo un valido ausilio, non è certamente esaustiva. Esistono infatti acciai per molle che non contengono il silicio (come gli acciai per molle ad alto tenore di carbonio e gli acciai per molle al cromo, al cromo-vanadio, al cromo-molibdeno-vanadio), oppure acciai da nitrurazione senza l'alluminio (come gli acciai da nitrurazione al cromo-molibdeno o al cromo-molibdeno-vanadio).

Vi sono poi anche alcune piccole sovrapposizioni tra le classi: l'EN C60 può essere usato come un acciaio da bonifica ad alto carbonio o come un acciaio per molle, così come l'EN C20 che viene impiegato sia come acciaio da cementazione che come acciaio da bonifica a basso carbonio.

Per una sintesi dei principali acciai speciali da costruzione, come classificati dalla normativa, si rimanda alla tabella 12.2.

Acciai speciali da costruzione	
Acciai da bonifica ⁽¹⁾ / ⁽²⁾ EN ISO 683-1 EN ISO 683-2	<p>al solo carbonio: C20, C25, C30, C35, C40, C45, C50, C55 ⁽⁴⁾, C60 ⁽⁴⁾.</p> <p>al manganese: 23Mn6, 28Mn6, 36Mn6, 42Mn6.</p> <p>al cromo: 34Cr4, 34CrS4, 37Cr4, 37CrS4, 41Cr4, 41CrS4.</p> <p>al cromo-vanadio: 51CrV4.</p> <p>al cromo-molibdenu: 25CrMo4, 25CrMoS4, 34CrMo4, 34CrMoS4, 42CrMo4, 42CrMoS4, 50CrMo4.</p> <p>al cromo-nichel-molibdenu: 30CrNiMo8, 34CrNiMo6, 36CrNiMo4, 41CrNiMo2, 41CrNiMoS2.</p> <p>al boro (manganese-boro o manganese-cromo-boro): 20MnB5, 30MnB5, 39MnB5, 27MnCrB5-2, 33MnCrB5-2, 39MnCrB6-2.</p>
Acciai autotemperanti ⁽³⁾ EN10083-3	<p>al nichel-cromo-molibdenu: 30NiCrMo16-6; 36NiCrMo16.</p>
Acciai per molle EN 10089 EN 10132	<p>al solo carbonio: C55 ⁽⁴⁾, C60 ⁽⁴⁾, C67, C75, C85, C90, C100, C125.</p> <p>al silicio: 38Si7, 46Si7, 56Si7.</p> <p>al cromo: 55Cr3, 60Cr3, 102Cr6, 125Cr2.</p> <p>al silicio-cromo: 54SiCr6, 56SiCr7, 61SiCr7.</p> <p>al cromo-vanadio: 51CrV4, 80CrV2.</p> <p>al silicio-cromo-vanadio: 45SiCrV6-2, 54SiCrV6, 60SiCrV7.</p> <p>al silicio-cromo-molibdenu: 46SiCrMo6, 50SiCrMo6.</p> <p>al silicio-cromo-nichel: 52SiCrNi5.</p> <p>al cromo-molibdenu-vanadio: 52CrMoV4.</p> <p>al cromo-molibdenu: 60CrMo3-1, 60CrMo3-2, 60CrMo3-3.</p>
Acciai da cementazione ⁽¹⁾ EN ISO 683-3	<p>al solo carbonio: C10, C15, C16.</p> <p>al manganese: 22Mn6.</p> <p>al cromo: 17Cr3, 17CrS3, 20Cr4, 20CrS4, 28Cr4, 28CrS4.</p> <p>al manganese-cromo: 16MnCr5, 16MnCrS5, 16MnCrB5, 20MnCr5, 20MnCrS5.</p> <p>al cromo-molibdenu: 18CrMo4, 18CrMoS4, 20MoCr4, 20MoCrS4, 22CrMoS3-5, 24CrMo4, 24CrMoS4.</p> <p>al nichel-cromo: 16NiCr4, 16NiCrS4, 18NiCr5-4, 17CrNi6-6, 15NiCr13.</p> <p>al nichel-cromo-molibdenu: 20NiCrMo2-2, 20NiCrMoS2-2, 17NiCrMo6-4, 18CrNiMo7-6.</p>
Acciai da nitrurazione EN ISO 683-5	<p>al cromo-alluminio: 32CrAlMo7-10, 34CrAlMo5-10, 41CrAlMo7-10, 34CrAlNi7-10.</p> <p>al cromo-molibdenu: 24CrMo13-6, 31CrMo12.</p> <p>al cromo-molibdenu-vanadio: 31CrMoV9, 33CrMoV12-9, 40CrMoV13-9.</p>

⁽¹⁾ Le composizioni in cui è indicato lo zolfo (S) sono dette a zolfo controllato o a lavorabilità migliorata.

⁽²⁾ Le composizioni in cui è presente il boro (B) sono dette a temprabilità migliorata.

⁽³⁾ Gli acciai autotemperanti non esistono più nella nuova norma EN ISO 683-2; quelli qui indicati si riferiscono alla norma EN 10083-3, ritirata nel 2018.

⁽⁴⁾ L'EN C55 e l'EN C60 sono presenti sia nella normativa degli acciai da bonifica che in quella degli acciai per molle.

Tabella 12.2 – Elenco delle designazioni relative alle cinque classi degli acciai speciali da costruzione (bonifica, autotemperanti, molle, cementazione, nitrurazione).

12.4 Stima della resistenza meccanica degli acciai speciali da costruzione

Una volta nota la famiglia di appartenenza di una data designazione, è sempre possibile calcolare in modo approssimato il carico unitario di rottura, R_m , di quell'acciaio allo stato temprato e rinvenuto, vale a dire nella condizione in cui il materiale deve operare in esercizio.

A questo scopo è di particolare utilità la schematizzazione proposta da Raffaello Zoja negli anni '50 del secolo scorso³: anche se si tratta di una trattazione semplificata, la sua utilità è indubbia e consente di stimare le proprietà tensili di qualsiasi acciaio speciale da costruzione.

Secondo Zoja, si deve partire dall'idea che il carico unitario di rottura, R_m , di un generico acciaio speciale da costruzione sia dato dalla somma della resistenza del ferro puro a cui vada aggiunto il contributo indotto dalla presenza del carbonio e degli altri elementi di lega. Si ha cioè:

$$R_m = R_{Ferro} + \Delta R_{Carbonio} + \Sigma \Delta R_{Elementi\ lega} \quad [\text{eq. 12.1}]$$

essendo R_{Ferro} il contributo del ferro, $\Delta R_{Carbonio}$ l'incremento dovuto al carbonio, $\Sigma \Delta R_{Elementi\ lega}$ la sommatoria degli incrementi di resistenza dell'acciaio generati dai vari elementi di lega.

Esplicitando i tre contributi in termini numerici, si ottiene:

$$R_m [\text{MPa}] = 300 + 1000 \cdot n \cdot \%C + 100 \cdot (\%Si - 0,3\%) + 150 \cdot (\%Mn - \%C) + 40 \cdot \%Ni + \\ + 150 \cdot \%Cr + 300 \cdot \%Mo + 700 \cdot \%V + 50 \cdot \%Al \quad [\text{eq. 12.2}]$$

La formula è applicabile per saggi di diametro $\varnothing 40\text{mm}$, in acciaio speciale da costruzione allo stato temprato e rinvenuto; l'intervallo di validità della formula in relazione alla composizione chimica dell'acciaio è:

$$C \leq 0,7\% \quad Si \leq 1,5\% \quad Mn \leq 2\% \quad Ni \leq 5\% \quad Cr \leq 3\% \quad Mo \leq 1,2\% \quad V \leq 0,3\% \quad Al \leq 1,5\%;$$

L'errore che si commettere impiegando la [eq. 12.2] è dell'ordine del $\pm 10\%$ del valore calcolato⁴.

Alcune osservazioni in merito alla [eq. 12.2] sono comunque opportune.

I simboli chimici rappresentano la percentuale dell'elemento presente nella designazione⁵ mentre n è un coefficiente moltiplicativo del solo tenore di carbonio, che aumenta al diminuire della temperatura di rinvenimento. Il valore di n è riportato in tabella 12.3.

³ Zoja R., *Lezioni di Metallurgia e Metallografia - Siderurgia*, Tamburini, Milano, 1957. L'autore, già direttore tecnico dei laboratori delle acciaierie Cogne di Aosta, fu professore incaricato di Metallurgia e Siderurgia al Politecnico di Milano fino agli anni '70 del secolo scorso.

⁴ Anche se la formula [eq. 12.2] può apparire affetta da un errore rilevante ($\pm 10\%$), non si deve dimenticare, ad esempio, che in fase di progettazione si è soliti adottare un coefficiente di sicurezza dell'ordine di 1,5-2 rispetto alle sollecitazioni calcolate: questo rappresenta la possibilità che le ipotesi di calcolo siano affette da un errore compreso tra il 50% e il 100%, cosa normalmente accettata dai progettisti.

⁵ Gli addendi relativi ad elementi di lega non presenti nella designazione dell'acciaio non va considerato nella sommatoria.

Temperatura di rinvenimento	Coefficiente n
600°C	1
450°C	2,3
200°C	3,8
150°C	4

Tabella 12.3 – Andamento del coefficiente n della formula [eq. 12.2] in funzione della temperatura di rinvenimento.

I coefficienti numerici riportati nella [eq. 12.2] rappresentano l'effetto che ogni elemento di lega ha sul carico unitario di rottura dell'acciaio. È facile notare come sia proprio il carbonio l'elemento chimico che dà il maggior contributo alla resistenza meccanica, con un coefficiente che varia da 1000 a 4000 in relazione al coefficiente n che varia da 1 a 4. Per contro gli altri elementi di lega presenti negli acciai (Si, Mn, Ni, Cr, Mo) hanno coefficienti oscillanti tra 40 e 300. Questo risultato si spiega agevolmente con la differente natura degli elementi di lega considerati: il carbonio è l'unico elemento chimico interstiziale mentre tutti gli altri sono elementi chimici sostituzionali.

Si noti anche la particolare forma degli addendi legati al silicio e al manganese: in entrambi i casi il tenore dell'elemento di lega è diminuito di una certa quantità, pari a -0,3% per il silicio e a -%C per il manganese. Questa particolarità è dovuta al fatto che in tutti gli acciai è sempre presente una quantità di silicio dell'ordine di 0,2-0,4% e di manganese in tenori all'incirca pari alla percentuale di carbonio. Manganese e silicio vengono infatti aggiunti durante la fabbricazione dell'acciaio grazie alla loro funzione disossidante del bagno liquido. Queste quantità di manganese e silicio sono perciò presenti anche negli acciai al solo carbonio e se non venissero sottratte si commetterebbe l'errore di conteggiare due volte il loro contributo.

Vediamo l'applicazione pratica della formula [eq. 12.2] in relazione ad alcuni acciai speciali da costruzione di comune impiego. Si considerino ad esempio gli acciai EN C40, EN 36CrNiMo4, EN 17NiCrMo6-4, EN 51CrV4. Il C40 è un acciaio da bonifica contenente un tenore nominale di carbonio dello 0,4%; essendo un acciaio da bonifica viene temprato e rinvenuto a 600°C (coefficiente $n = 1$). Il carico unitario di rottura R_m vale (si noti che nella formula [12.2] vanno introdotti solo gli elementi di lega effettivamente indicati nella designazione):

$$R_m[\text{MPa}] = 300 + 1000 \cdot n \cdot \%C = 300 + 1000 \cdot 1 \cdot 0,4\% = 700 \pm 70\text{MPa} \quad [\text{eq. 12.3}]$$

L'EN 36CrNiMo4 è anch'esso un acciaio da bonifica, temprato e rinvenuto a 600°C (coefficiente $n = 1$). Oltre allo 0,36% di carbonio nominale e all'1% di cromo nominale, supponiamo che il tenore di nichel sia pari a 0,7% e di molibdeno pari a 0,24%. Si ha pertanto:

$$\begin{aligned} R_m[\text{MPa}] &= 300 + 1000 \cdot n \cdot \%C + 40 \cdot \%Ni + 150 \cdot \%Cr + 300 \cdot \%Mo = \\ &= 300 + 1000 \cdot 1 \cdot 0,36\% + 40 \cdot 0,7\% + 150 \cdot 1\% + 300 \cdot 0,24\% = 910 \pm 91\text{MPa} \end{aligned}$$

[eq. 12.4]

L'EN 17NiCrMo6-4 è un acciaio da cementazione (0,17% nominale di carbonio, 1,5% nominale di nichel, 1% nominale di cromo e all'incirca lo 0,2% di molibdeno) che viene temprato e rinvenuto a 150°C (coefficiente $n = 4$), con un carico unitario di rottura pari a:

$$\begin{aligned} R_m[\text{MPa}] &= 300 + 1000 \cdot n \cdot \%C + 40 \cdot \%Ni + 150 \cdot \%Cr + 300 \cdot \%Mo = \\ &= 300 + 1000 \cdot 4 \cdot 0,17\% + 40 \cdot 1,5\% + 150 \cdot 1\% + 300 \cdot 0,2\% = 1250 \pm 125\text{MPa} \end{aligned}$$

[eq. 12.5]

Da ultimo l'EN 51CrV4: si tratta di un acciaio per molle contenete vanadio, temprato e rinvenuto a 450°C (0,51% nominale di carbonio, 1% nominale di cromo e all'incirca lo 0,1% di vanadio, coefficiente $n = 2,3$). La sua resistenza meccanica vale:

$$\begin{aligned} R_m[\text{MPa}] &= 300 + 1000 \cdot n \cdot \%C + 150 \cdot \%Cr + 700 \cdot \%V = \\ &= 300 + 1000 \cdot 2,3 \cdot 0,51\% + 150 \cdot 1\% + 700 \cdot 0,1\% \cong 1700 \pm 170\text{MPa} \end{aligned}$$

[eq. 12.6]

Una volta noto il carico unitario di rottura, secondo Zoja è anche possibile stimare le altre proprietà meccaniche di interesse ingegneristico. In particolare, a partire dal valore R_m stimato con la [eq. 12.2], si possono calcolare:

- il carico unitario di snervamento, R_s ,
- il limite di fatica in flessione rotante, σ_{FA} ,
- la durezza Vickers, HV (o Brinell, HB).

per un generico acciaio speciale da costruzione allo stato temprato e rinvenuto.

La correlazione tra il carico unitario di rottura e le altre caratteristiche indicate è, in modo approssimato, la seguente:

$$R_s = 0,7-0,8 \cdot R_m \text{ (per acciai da bonifica, autotempranti, da cementazione e da nitrurazione)} \quad [\text{eq. 12.7}]$$

$$R_s = 0,85-0,88 \cdot R_m \text{ (per acciai per molle)} \quad [\text{eq. 12.8}]$$

$$\sigma_{\text{FAf}} = 0,45-0,55 \cdot R_m \text{ (}\sigma_{\text{FAf}} \text{ max} = 700 \text{ MPa)} \quad [\text{eq. 12.9}]$$

$$\text{HV (o HB)} = 0,3-0,33 \cdot R_m \quad [\text{eq. 12.10}]$$

Applicando le formule proposte in precedenza per i quattro acciai indicati (EN C40, EN 36CrNiMo4, EN 17NiCrMo6-4, EN 51CrV4), si ottengono i valori mostrati in tabella 12.4.

Designazione	Famiglia di appartenenza	Coefficiente "n"	Carico unitario di rottura, R_m [MPa]	Carico unitario di snervamento, R_s [MPa]	Limite di fatica, σ_{FAf} [MPa]	Durezza, HV (o HB)
EN C40	bonifica	1	$\sim 700 \pm 70$	$\sim 490 \pm 49$	$\sim 330 \pm 33$	$\sim 220 \pm 22$
EN 36CrNiMo4	bonifica	1	$\sim 910 \pm 91$	$\sim 680 \pm 68$	$\sim 430 \pm 43$	$\sim 290 \pm 29$
EN 17NiCrMo6-4	cementazione	4	$\sim 1250 \pm 125$	$\sim 930 \pm 93$	$\sim 600 \pm 60$	$\sim 400 \pm 40$
EN 51CrV4	molle	2,3	$\sim 1700 \pm 170$	$\sim 1400 \pm 140$	$\sim 700 \pm 70$	$\sim 550 \pm 55$

Tabella 12.4 – Stima delle caratteristiche meccaniche degli acciai tipo EN C40, EN 36CrNiMo4, EN 17NiCrMo6-4, EN 51CrV4.





13. GLI ACCIAI DA BONIFICA

13.1 Cosa sono gli acciai da bonifica

Gli acciai da bonifica sono acciai speciali da costruzione a medio tenore di carbonio ($0,2 < \%C \leq 0,6$). A livello normativo esistono acciai da bonifica sia al solo carbonio o carbonio-manganese, sia debolmente legati, principalmente con cromo, cromo-molibdeno, nichel-cromo-molibdeno, manganese-boro e manganese-cromo-boro.

Questa famiglia di acciai è la più diffusa (rappresenta il 75-80% del totale degli acciai speciali da costruzione) grazie all'eccellente compromesso fra la resistenza alle sollecitazioni statiche e a fatica da un lato e la tenacità dall'altro. L'uso degli acciai da bonifica è riservato principalmente agli organi di macchine che sono sottoposti ad elevate condizioni di carico statico e dinamico; se, al contrario, la sollecitazione applicata fosse medio-bassa, si potrebbero usare anche gli acciai da costruzione di uso generale. In ogni caso le tipiche applicazioni degli acciai da bonifica si riferiscono ad alberi di trasmissione di potenza (pieni o cavi), rotor, alberi a camme, punterie, alberi a gomiti, assi, assili ferroviari, bielle, manovellismi, leveraggi, steli, perni, manipolatori, colonne per presse, bulloneria ad alta resistenza, bombole per gas tecnici, otturatori, canne di armi da fuoco, ecc.

Le composizioni chimiche degli acciai da bonifica sono state messe a punto per garantire le migliori prestazioni dopo il trattamento termico di bonifica, cioè dopo tempra seguita da rinvenimento a 600°C: questo è il motivo per cui la temprabilità è una caratteristica fondamentale degli acciai da bonifica.

Allo stato bonificato, questa famiglia di acciai ha valori del carico unitario di rottura, R_m , oscillanti tra 600MPa e 1500MPa in relazione al differente tenore di elementi chimici presenti. Nonostante i benefici citati, molti acciai da bonifica vengono ancora posti in esercizio allo stato ricotto o normalizzato, senza esaltare le loro proprietà attraverso il corretto trattamento termico.

13.2 Metallurgia degli acciai da bonifica

Gli acciai da bonifica sono normalmente disponibili sul mercato sotto forma di forgiati, stampati o semilavorati laminati a caldo (lamiere, barre, tondi, ecc.) allo stato naturale o tal quale, vale a dire nella condizione in cui si trova il materiale al termine del processo produttivo; solo per particolari applicazioni può essere richiesta la fornitura allo stato normalizzato o ricotto.

La norma principale per gli acciai da bonifica è la EN ISO 683: la parte 1 (683-1) si riferisce agli acciai da bonifica al solo carbonio e al carbonio-manganese, la parte 2 (683-2) agli acciai da bonifica debolmente legati¹. Le caratteristiche metallurgiche e le relative proprietà degli acciai da bonifica possono essere descritte a partire dalla loro composizione chimica.

¹ EN ISO 683-1, *Acciai per trattamento termico, acciai legati e acciai automatici - Parte 1: Acciai non legati da bonifica*; EN ISO 683-2, *Acciai per trattamento termico, acciai legati e acciai automatici - Parte 1: Acciai legati da bonifica*.

Il carbonio è l'elemento che conferisce durezza, specialmente quando la microstruttura è di tipo martensitico: al crescere del tenore di carbonio aumenta progressivamente la durezza dell'acciaio in relazione alla percentuale di martensite² (figura 13.1). L'incremento di carbonio tende però a ridurre progressivamente la tenacità e la resistenza alla frattura fragile dell'acciaio: per questo motivo negli acciai da bonifica di comune impiego industriale il carbonio è generalmente compreso tra 0,25% e 0,45%.

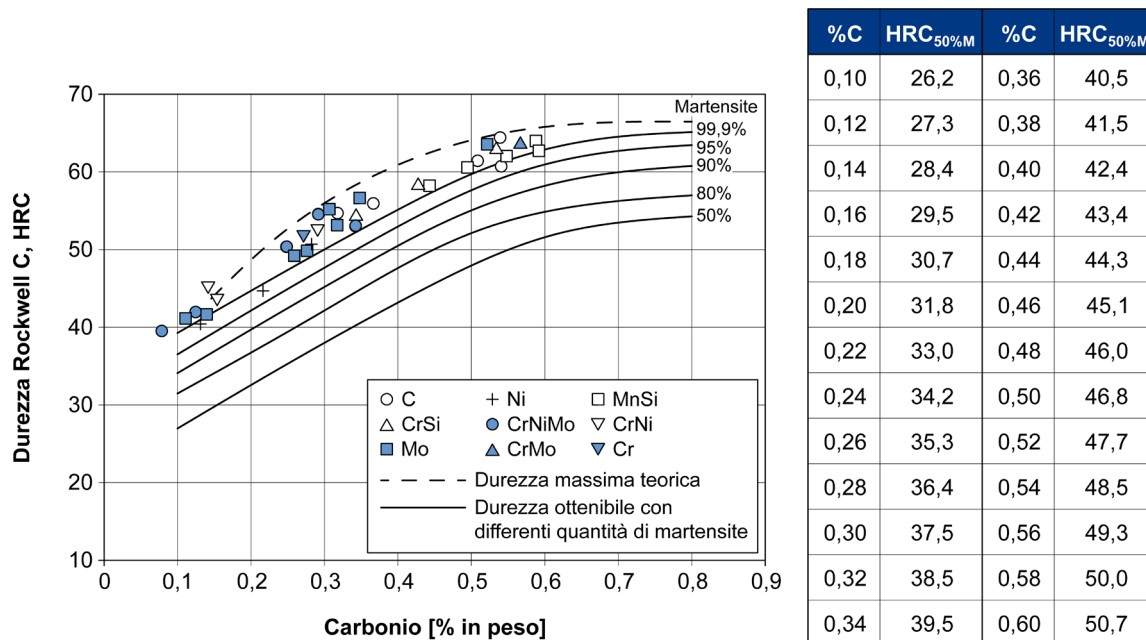


Figura 13.1 – Andamento della durezza HRC in funzione del tenore di carbonio e della percentuale di martensite per acciai bonificati di differente composizione chimica [tratto da Lišičič et al 1992].

Cromo e manganese sono elementi di lega spesso aggiunti agli acciai da bonifica per incrementare la resistenza meccanica (statica e a fatica) e la temprabilità. In aggiunta il manganese produce anche un certo miglioramento in termini di resistenza alla frattura fragile. Un sostanziale incremento della temprabilità è garantito dal boro, normalmente presente in tenori molto bassi (0,0005-0,005%), spesso in combinazione con manganese e cromo.

Il nichel è usato principalmente per conferire elevata tenacità e resistenza alla frattura fragile, mentre il suo contributo in termini di miglioramento della resistenza meccanica è limitato. La presenza di questo elemento di lega consente anche un piccolo aumento della temprabilità.

Da ultimo il molibdeno: questo elemento induce eccellente resistenza meccanica e buona temprabilità. Viene usato in tenori dello 0,15-0,3% per inibire il fenomeno della fragilità da rinvenimento che si manifesta in acciai al cromo, nichel-cromo o cromo-manganese.

² La durezza della martensite di piena tempra dipende esclusivamente dal tenore di carbonio dell'acciaio.

Acciai da bonifica al solo carbonio e al manganese. Si tratta del sottogruppo di acciai da bonifica più economico. Il livello di resistenza meccanica è basso ($R_m \approx 600-900\text{MPa}$ per diametri di 40-60mm) così come la loro tenacità. La temprabilità degli acciai al solo carbonio è molto limitata; risulta leggermente migliore in quelli al manganese. Vengono temprati in acqua o in acqua più polimeri e sono usati per la fabbricazione di pezzi di piccole dimensioni fino a circa 60mm di diametro. Oltre che nella formulazione tradizionale, esistono anche acciai al solo carbonio a lavorabilità migliorata con tenori di zolfo dell'ordine di 0,05% per favorire la formazione di solfuri di manganese con funzione rompi-truciolo.

Gli acciai da bonifica al manganese sono soggetti al problema della fragilità da rinvenimento mentre quelli al solo carbonio ne sono sostanzialmente immuni. Tipici esempi di questo sottogruppo sono l'EN C40E3 e l'EN 36Mn6.

Acciai da bonifica al manganese-boro e al manganese-cromo-boro. Gli acciai di questo sottogruppo hanno costi leggermente maggiori dei precedenti. Manganese (~1,5%), cromo (~0,5%) e soprattutto boro (da 0,0005 a 0,005%) incrementano la temprabilità e la resistenza meccanica ($R_m \approx 800-1200\text{MPa}$ per diametri di 40-60mm) rispetto agli acciai al solo carbonio. Gli acciai al manganese-boro vengono normalmente temprati in acqua o in acqua più polimeri, quelli al manganese-cromo-boro in acqua più polimeri o in olio. Vengono usati per la fabbricazione di pezzi di medio-piccole dimensioni fino a 60mm di diametro, valore analogo a quello degli acciai al solo carbonio, seppur con valori di resistenza meccanica molto più elevati. Gli acciai da bonifica al manganese-boro e al manganese-cromo-boro sono soggetti alla fragilità da rinvenimento. Tipici esempi di questo sottogruppo sono l'EN 30MnB5 e l'EN 33MnCrB5-2.

Acciai da bonifica al cromo e al cromo-molibdeno. Il cromo in tenori dell'1-1,5% e, se presente, il molibdeno consentono un sensibile miglioramento della temprabilità e della resistenza meccanica rispetto agli acciai al solo carbonio ($R_m \approx 800-1200\text{MPa}$ per diametri di 40-60mm). La resilienza e la tenacità è superiore rispetto a quella dei sottogruppi precedenti. La presenza di molibdeno annulla il problema della fragilità da rinvenimento. Vengono temprati in acqua più polimeri o in olio e sono usati per la fabbricazione di pezzi di medie dimensioni fino a 120mm di diametro. Oltre che nella formulazione tradizionale, esistono anche acciai da bonifica al cromo o al cromo-molibdeno a lavorabilità migliorata con tenori di zolfo dell'ordine di 0,05%. Tipici esempi di questo sottogruppo sono gli acciai EN 25CrMo4 ed EN 42CrMo4.

³ La normativa EN ISO 683-1 prevede tre differenti specifiche per l'acciaio EN C40, distinte dal contenuto di zolfo e fosforo. La prima è il C40, con tenori massimi ammissibili di fosforo e zolfo pari allo 0,045%, la seconda e la terza sono rispettivamente il C40E ed il C40R, che evidenziano valori di tali elementi più limitati (acciai con tenore di zolfo massimo controllato). In entrambi i casi il fosforo deve essere contenuto entro lo 0,025%, mentre lo zolfo non può superare lo 0,035% nel C40E e deve essere contenuto fra lo 0,020% e lo 0,040% per il C40R. Gli intervalli ammissibili per tutti gli altri elementi di lega non mostrano invece differenze fra C40, C40E e C40R.

Acciai da bonifica al nichel-cromo-molibdeno. L'aggiunta di nichel contribuisce a migliorare la resilienza e la tenacità a frattura dell'acciaio. La temprabilità e il carico unitario di rottura sono leggermente superiori rispetto al sottogruppo precedente ($R_m \approx 1000-1250\text{MPa}$ per diametri di 40-60mm). La presenza di molibdeno rende questi acciai insensibili alla fragilità da rinvenimento. Anche gli acciai al cromo-nichel-molibdeno vengono temprati in acqua più polimeri o in olio e usati per pezzi di dimensioni medio-grandi fino a 180mm.

Tipici esempi di questo sottogruppo sono gli acciai EN 36CrNiMo4 ed EN 30CrNiMo8.

La composizione chimica secondo EN ISO 683-1 ed EN ISO 683-2 di alcuni acciai da bonifica di comune impiego è riportata in tabella 13.1, mentre le loro proprietà meccaniche sono indicate in tabella 13.2.

L'aspetto metallografico di un acciaio da bonifica allo stato temprato e rinvenuto è mostrato in figura 13.2.

In figura 13.3 sono invece riportate le bande di temprabilità Jominy per tre tipici acciai da bonifica.

Designazione	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	Altri
EN C40E	0,37-0,44	0,10-0,40	0,50-0,80	$\leq 0,025$	$\leq 0,035$	---	---	---	1
EN 36Mn6	0,33-0,40	0,10-0,40	1,30-1,65	$\leq 0,025$	$\leq 0,035$	---	---	---	1
EN 30MnB5	0,27-0,33	$\leq 0,40$	1,15-1,45	$\leq 0,025$	$\leq 0,035$	---	---	---	2, 3
EN 33MnCrB5-2	0,30-0,36	$\leq 0,40$	1,20-1,50	$\leq 0,025$	$\leq 0,035$	0,30-0,60	---	---	2, 3
EN 25CrMo4	0,22-0,29	0,10-0,40	0,60-0,90	$\leq 0,025$	$\leq 0,035$	0,90-1,20	---	0,15-0,30	3
EN 42CrMo4	0,38-0,45	0,10-0,40	0,60-0,90	$\leq 0,025$	$\leq 0,035$	0,90-1,20	---	0,15-0,30	3
EN 36CrNiMo4	0,32-0,40	0,10-0,40	0,50-0,80	$\leq 0,025$	$\leq 0,035$	0,90-1,20	0,90-1,20	0,15-0,30	3
EN 30CrNiMo8	0,26-0,34	0,10-0,40	0,50-0,80	$\leq 0,025$	$\leq 0,035$	1,80-2,20	1,80-2,20	0,30-0,50	3

1. Negli acciai da bonifica al solo carbonio è ammesso $\text{Cr} \leq 0,4\%$; $\text{Mo} \leq 0,1\%$; $\text{Ni} \leq 0,4\%$ e $\text{Cu} \leq 0,3\%$ (con $\text{Cr} + \text{Mo} + \text{Ni} \leq 0,63\%$).

2. Negli acciai da bonifica al manganese-boro e al manganese-cromo-boro, il tenore di boro è compreso tra 0,0005% e 0,005% (5-50ppm).

3. $\text{Cu} \leq 0,4\%$.

Tabella 13.1 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai da bonifica [tratto da EN ISO 683-1 ed EN ISO 683-2].

Designazione	$\varnothing \leq 16\text{mm}$				$16\text{mm} < \varnothing \leq 40\text{mm}$				$40\text{mm} < \varnothing \leq 100\text{mm}$				$100\text{mm} < \varnothing \leq 160\text{mm}$			
	sp. $\leq 8\text{mm}$		8mm < sp. $\leq 20\text{mm}$		8mm < sp. $\leq 20\text{mm}$		20mm < sp. $\leq 60\text{mm}$		20mm < sp. $\leq 60\text{mm}$		60mm < sp. $\leq 100\text{mm}$		60mm < sp. $\leq 100\text{mm}$			
	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV
EN C40E	≥ 460	650-800	≥ 16	320	≥ 400	630-780	≥ 18	≥ 20	≥ 350	600-750	≥ 19	≥ 20	---	---	---	---
EN 36Mn6	≥ 640	850-1000	≥ 12	320	≥ 540	750-900	≥ 14	≥ 25	≥ 460	700-850	≥ 15	≥ 25	≥ 410	650-800	≥ 16	≥ 20
EN 30MnB5	≥ 800	950-1150	≥ 13	(*)	≥ 650	800-950	≥ 13	≥ 60	---	---	---	---	---	---	---	---
EN 33MnCrB5-2	≥ 850	1050-1300	≥ 13	(*)	≥ 800	950-1200	≥ 13	≥ 50	≥ 750	900-1100	≥ 13	≥ 50	---	---	---	---
EN 25CrMo4	≥ 700	900-1100	≥ 12	(*)	≥ 600	800-950	≥ 14	≥ 50	≥ 450	700-850	≥ 15	≥ 50	≥ 400	650-800	≥ 16	≥ 45
EN 42CrMo4	≥ 900	1100-1300	≥ 10	(*)	≥ 750	1000-1200	≥ 11	≥ 35	≥ 650	900-1100	≥ 12	≥ 35	≥ 550	800-950	≥ 13	≥ 35
EN 36CrNiMo4	≥ 900	1100-1300	≥ 10	(*)	≥ 800	1000-1200	≥ 11	(*)	≥ 700	900-1100	≥ 12	(*)	≥ 600	800-950	≥ 13	(*)
EN 30CrNiMo8	≥ 850	1030-1230	≥ 12	(*)	≥ 850	1030-1230	≥ 12	≥ 30	≥ 800	980-1180	≥ 12	≥ 35	≥ 800	980-1180	≥ 12	≥ 45

Designazione	$160\text{mm} < \varnothing \leq 250\text{mm}$				$100\text{mm} < \text{sp.} \leq 160\text{mm}$			
	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV
EN C40E	---	---	---	---	---	---	---	---
EN 36Mn6	---	---	---	---	---	---	---	---
EN 30MnB5	---	---	---	---	---	---	---	---
EN 33MnCrB5-2	---	---	---	---	---	---	---	---
EN 25CrMo4	---	---	---	---	---	---	---	---
EN 42CrMo4	≥ 500	750-900	≥ 14	≥ 35	---	---	---	---
EN 36CrNiMo4	≥ 550	750-900	≥ 14	(*)	---	---	---	---
EN 30CrNiMo8	≥ 750	930-1130	≥ 12	≥ 45	---	---	---	---

(*) Se è richiesta la prova Charpy con intaglio a U, il valore minimo di resilienza deve essere definito in accordo tra le parti.

Tabella 13.2 – Caratteristiche meccaniche di semilavorati di alcuni acciai da bonifica allo stato bonificato; \varnothing : diametro, sp.: spessore [tratto da EN ISO 683-1 ed EN ISO 683-2].

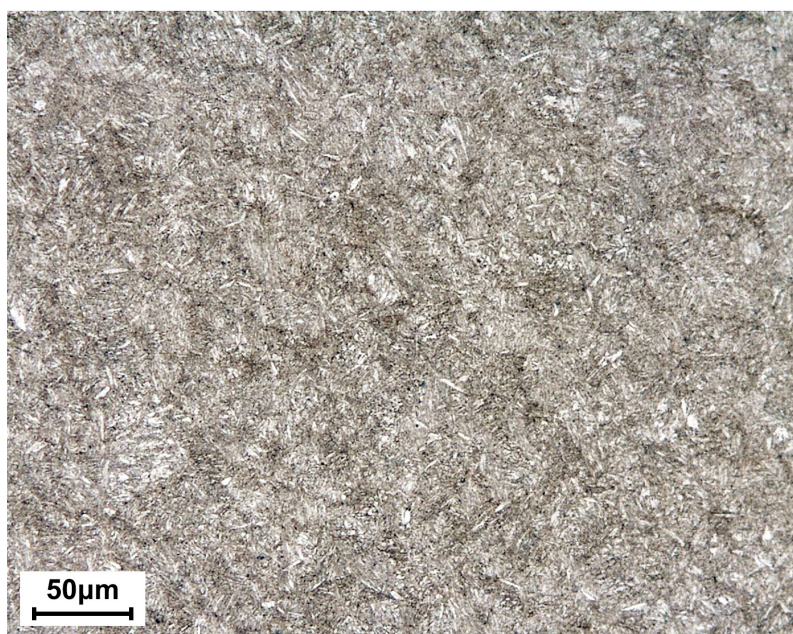
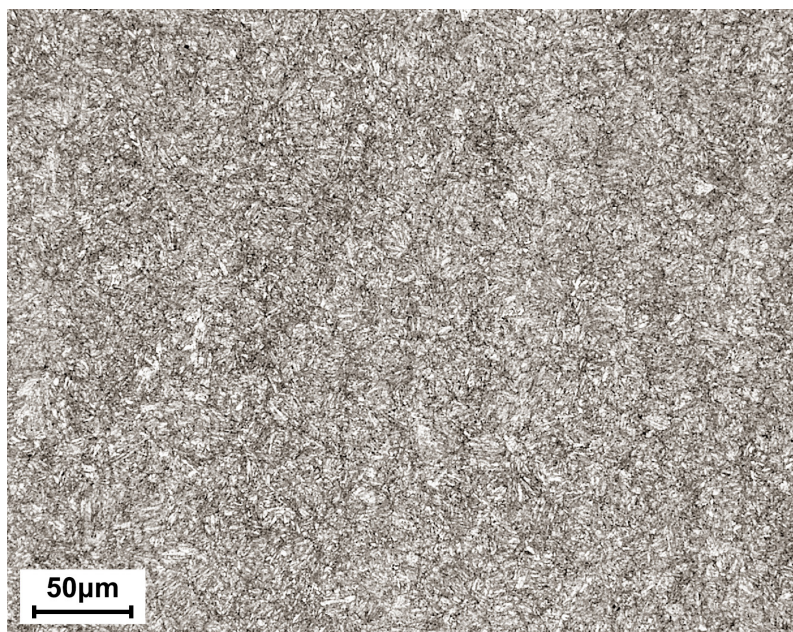


Figura 13.2 – Aspetto metallografico della struttura martensitica rinvenuta di un acciaio (in alto) tipo EN 42CrMo4 e (in basso) tipo EN 36CrNiMo4 [Laboratori Exova S.r.l., Crema – CR].

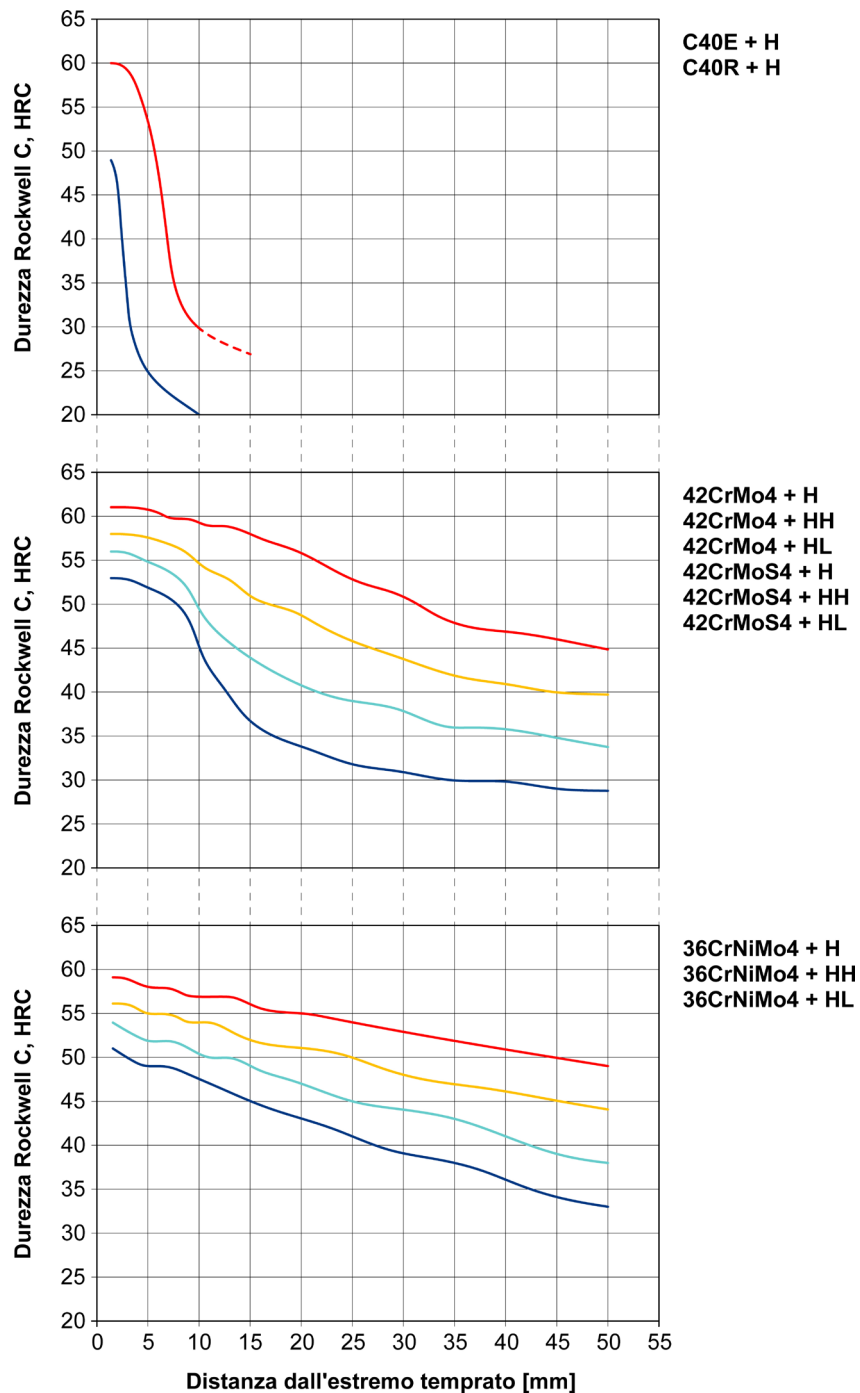


Figura 13.3 – Bande di temprabilità Jominy per gli acciai EN C40, EN 42CrMo4 ed EN 36CrNiMo4. Curva limite superiore (linea rossa); curva limite superiore per acciai a bassa temprabilità (linea arancione); curva limite inferiore per acciai ad elevata temprabilità (linea azzurra); curva limite inferiore (linea blu) [tratto da EN ISO 683-1 ed EN ISO 683-2].

13.3 Criteri di scelta degli acciai da bonifica

La scelta di un determinato acciaio da bonifica non può essere casuale, né tantomeno deve assecondare solo logiche di tipo economico. Il criterio da seguire deve tener conto principalmente della resistenza meccanica richiesta dall'applicazione finale. Questo significa che è necessario scegliere l'acciaio in funzione della sua temprabilità⁴ e della dimensione del pezzo, al fine di ottimizzare la quantità di martensite lungo la sezione del componente.

Non è obbligatorio che un componente in acciaio da bonifica abbia struttura martensitica lungo tutta la sezione temprata. Tipicamente si considera accettabile che la quantità di martensite a cuore sia dell'ordine del 50%: in tal caso, infatti, si possono ottenere caratteristiche resistenziali adeguate ed omogenee lungo la sezione del pezzo. Se così non fosse, si dovrebbe utilizzare un acciaio con una maggiore temprabilità, a prescindere da ragioni di natura economica.

Si tenga presente un ulteriore aspetto importante: anche le normative tecniche consentono di usare acciai per fabbricare componenti di diametro superiore a quello idealmente definito da criteri metallurgici legati alla temprabilità. Ad esempio, un acciaio tipo EN 42CrMo4 viene specificato dalla EN ISO 683-2 per la produzione di semilavorati fino al diametro di 250mm, nonostante le considerazioni di natura metallurgica indichino in 120mm la soglia limite pratica per avere il 50% di martensite a cuore⁵.

Benché sia possibile usare un semilavorato in EN 42CrMo4 con Ø250mm, dovrebbe però risultare chiaro che, se si confronta una barra di 250mm di diametro con una da 100mm - a parità di trattamento di tempra e di composizione chimica dell'acciaio - i valori finali di resistenza meccanica sono assai diversi lungo le due sezioni. Questo concetto è piuttosto importante e non deve essere sottovalutato.

Per meglio comprendere quanto appena descritto, è utile ricorrere ad alcuni esempi che giustifichino la scelta di un determinato acciaio sfruttando sia le curve Jominy, indicate nella EN ISO 683-1 ed EN ISO 683-2, sia il cosiddetto diagramma di Grossmann modificato.

Questo diagramma permette di correlare la durezza a cuore di una barra cilindrica di un dato diametro, D , con la drasticità del mezzo usato per temprarla, H , e la distanza, d , dall'estremo temprato Jominy a cui si ottiene la durezza desiderata⁶ (figura 13.4).

⁴ Si ricordi che la temprabilità di un acciaio è direttamente proporzionale alla quantità dei suoi elementi di lega.

⁵ Si sottolinea che 120mm è il diametro massimo di una barra in acciaio EN 42CrMo4 per la quale, in pratica, si può ottenere il 50% di martensite a cuore dopo tempra. Il valore indicato potrebbe anche ridursi di molto se la quantità di elementi di lega effettivamente presenti nell'acciaio fosse minore rispetto a quella massima consentita, pur rimanendo negli intervalli accettati dalla normativa.

⁶ Rushman W.F., "How to Determine Quench Severity of Oil and Salt Baths", Metal Progress, vol.84, n.6, p.91-92, 1963.

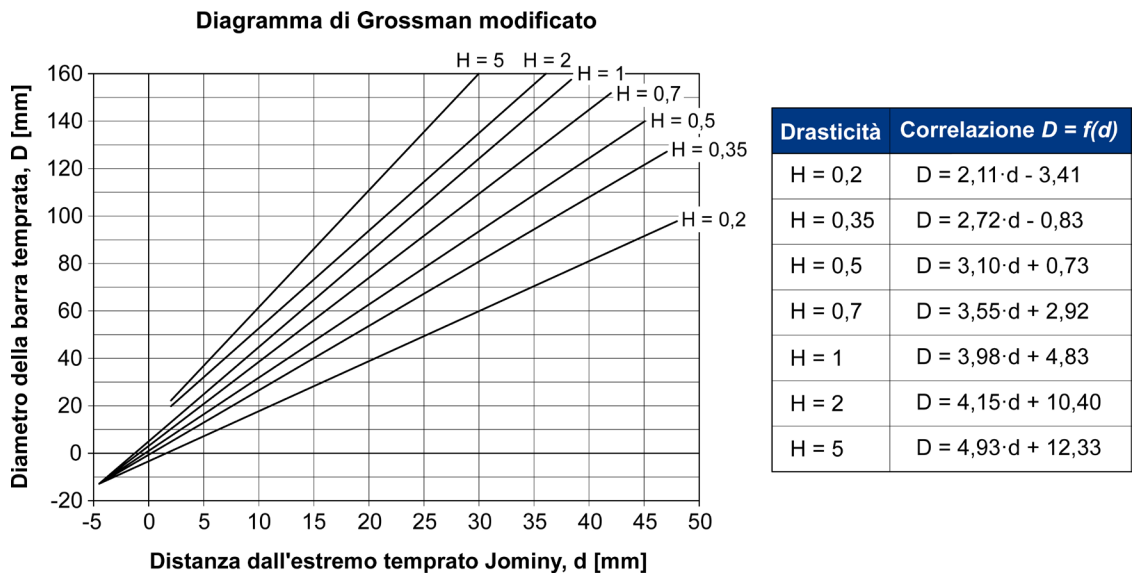


Figura 13.4 – Diagramma di Grossmann modificato per la determinazione della durezza a cuore di una generica barra di acciaio, in funzione del diametro della barra temprata (D), della distanza dall'estremo temprato Jominy (d) e della drasticità del mezzo temprante (H) [tratto da ASM-H.4 1991].

Caso 1

Si consideri un acciaio tipo EN C40 e si determini la barra tonda di diametro massimo che può essere temprata avendo cura di ottenere il 50% di martensite a cuore. Si supponga, a questo proposito, che l'acciaio venga temprato in acqua molto agitata ($H = 2$). Dalla figura 13.1 si rileva che un acciaio con $C = 0,4\%$ e il 50% di martensite ha una durezza a cuore di 42,4HRC.

Il passo successivo è considerare la curva Jominy dell'acciaio EN C40 che supponiamo sia quella indicata in figura 13.5. Lungo la curva Jominy si ha una durezza di 42,4HRC ad una distanza di circa 4,5mm dall'estremo temprato.

Col dato trovato in precedenza, si passa alla durezza a cuore del pezzo, utilizzando il diagramma di Grossmann modificato (figura 13.5): in funzione della distanza, d , sulla curva Jominy in cui si ottiene la durezza di 42,4HRC, cioè a 4,5mm dall'estremo temprato, e della drasticità del fluido di tempra usato, $H = 2$, si trova un diametro equivalente, D , dell'ordine di 30mm. Questo è il diametro massimo della barra di acciaio EN C40 che, a cuore, ha il 50% di martensite dopo tempra con quello specifico mezzo di spegnimento. Vale a dire che barre di diametro minore di 30mm hanno a cuore una percentuale di martensite maggiore del 50%, mentre barre di diametro maggiore di 30mm hanno a cuore un tenore di martensite inferiore al 50%. In estrema sintesi questo significa che un pezzo di diametro 30mm può essere tranquillamente prodotto con un acciaio EN C40 rispettando i criteri di scelta metallurgici basati sulla temprabilità.

Eventualmente, come evidenzia la normativa, ci si può spingere fino al diametro 60mm, seppur con una significativa riduzione della resistenza meccanica. Certamente, invece, un pezzo di 100mm di diametro non va realizzato in acciaio EN C40: se quelle sono le dimensioni, l'acciaio non riuscirebbe a "prendere tempra" a cuore⁷ ed anzi avrebbe grosse difficoltà a trasformarsi in martensite persino in superficie.

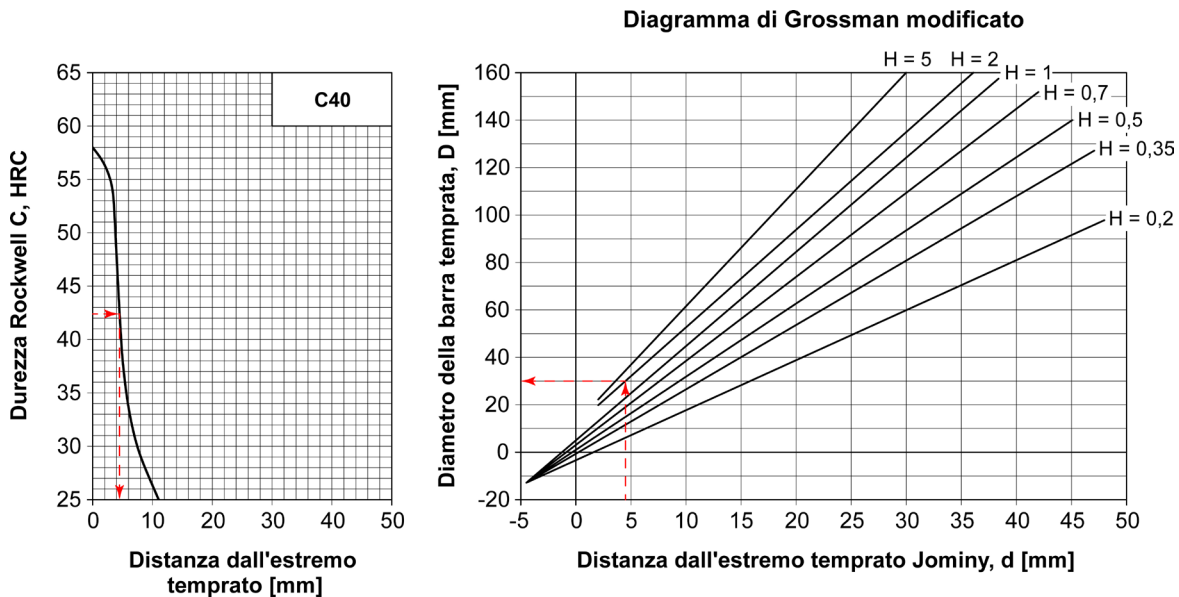


Figura 13.5 – Curva Jominy per l'acciaio EN C40 e diagramma di Grossmann modificato. Esempio di calcolo del diametro di barre col 50% di martensite a cuore temprate usando un fluido di drasticità $H = 2$.

Caso 2

Si consideri ora l'acciaio EN 36CrNiMo4, molto più temprabile del precedente EN C40; anche in questo caso si vuole definire il diametro massimo della barra tonda che può essere temprata in modo da ottenere il 50% di martensite a cuore. In questa situazione è opportuno usare olio per tempra rapida dato che l'acciaio è debolmente legato. Vediamo allora cosa si ottiene se il fluido usato per lo spegnimento è fortemente agitato ($H = 0,7$) oppure è fermo ($H = 0,2$).

Per l'acciaio EN 36CrNiMo4 il 50% di martensite si ottiene quando a cuore la durezza è pari a 40,5HRC (figura 13.1). Si prenda ora in esame la curva Jominy dell'acciaio EN 36CrNiMo4 (figura 13.6): la distanza dall'estremo temprato in corrispondenza della quale la durezza è 40,5HRC è pari a circa 33mm.

Ne consegue che per l'acciaio EN 36CrNiMo4 le barre con il 50% di martensite a cuore, in relazione alla differente drasticità dello spegnimento ($H = 0,7$ e $H = 0,2$), hanno il seguente diametro D (in mm):

$$D \cong 3,55 \cdot d + 2,92 \approx 120 \text{ mm} \quad \text{se } H = 0,7$$

$$D \cong 2,11 \cdot d - 3,41 \approx 64 \text{ mm} \quad \text{se } H = 0,2$$

⁷ Con i termini "prendere tempra" si intende l'attitudine dell'acciaio a formare martensite durante il trattamento termico.

Questo caso di studio evidenzia anche un altro possibile uso del diagramma. Si supponga di dover temprare una barra di dimensione nota ($\varnothing 120\text{mm}$), usando olio per tempra rapida fortemente agitato come mezzo di spegnimento ($H = 0,7$): il diagramma di Grossmann modificato evidenzia (figura 13.6) che a cuore di quella barra si ottiene una durezza pari al valore indicato ad una distanza di circa 33mm dall'estremo temprato sulla curva Jominy di quell'acciaio.

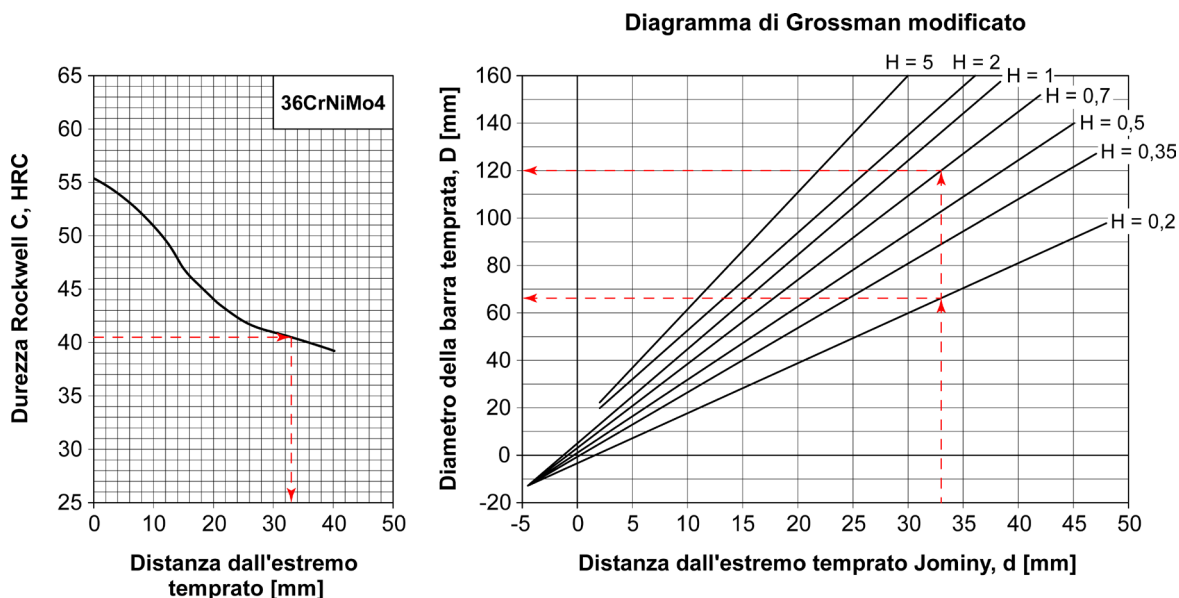


Figura 13.6 – Curva Jominy per l'acciaio EN 36CrNiMo4 e diagramma di Grossmann modificato. Esempio di calcolo del diametro di barre col 50% di martensite a cuore temprate usando fluidi con drasticità $H=0,2$ e $H=0,7$.

Caso 3

Il diagramma di Grossmann modificato può anche essere usato per fare altre stime in merito alla temprabilità di barre d'acciaio. Si tratta, in sintesi, di un diagramma a tre variabili (diametro della barra, D , distanza dall'estremo temprato, d , e drasticità, H): definite due variabili, si ricava automaticamente la terza.

Consideriamo, ad esempio, l'acciaio EN 25CrMo4. Si vuole sapere quale mezzo di spegnimento usare per temprare una barra del diametro di 100mm volendo ottenere a cuore una durezza di almeno 28HRC dopo tempra.

Dalla curva Jominy dell'acciaio EN 25CrMo4 (figura 13.7), la durezza di 28HRC è ottenuta in corrispondenza di una distanza di circa 29,5mm. Entrando nel diagramma di Grossmann modificato (figura 13.7) con il valore di 29,5mm in ascissa (distanza dall'estremo Jominy) e 100mm in ordinata (diametro della barra), si trova un punto intermedio tra la retta con $H = 0,5$ e quella con $H = 0,7$. Questo significa che con un olio veloce da tempra fortemente agitato ($H = 0,7$) si ottiene una durezza leggermente superiore a 28HRC a cuore di una barra di 100mm di diametro; se l'olio ha un'agitazione moderata la durezza è invece leggermente inferiore a 28HRC.

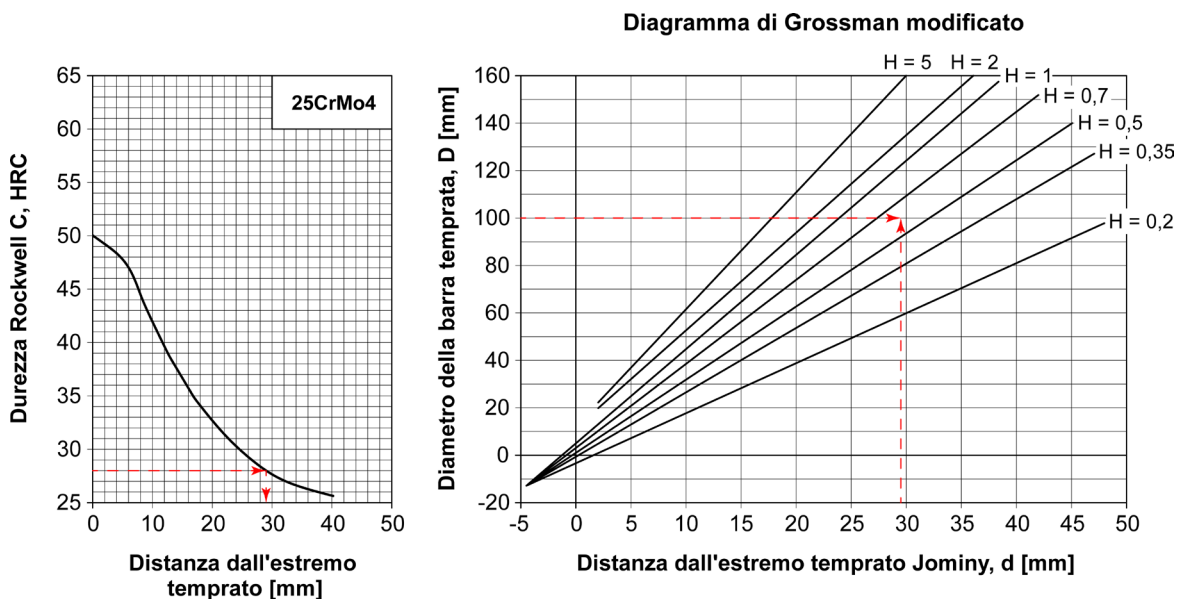


Figura 13.7 – Curva Jominy per l'acciaio EN 25CrMo4 e diagramma di Grossmann modificato. Esempio di scelta della modalità di spegnimento (parametro H) di una barra da 100mm di diametro con durezza a cuore di 28HRC (pari a quella rilevata a 29,5mm dall'estremo temprato).

Caso 4

Si consideri ora un semilavorato piano con spessore 50mm e larghezza 300mm in acciaio EN 25CrMo4. Si determini il diametro equivalente per definire il mezzo di tempra adeguato ad ottenere il 50% di martensite a cuore.

Per passare dal prodotto piano alla barra tonda equivalente è necessario usare il grafico di figura 13.8: nota la larghezza in ascissa (300mm) e lo spessore in ordinata (50mm), si trova che il diametro della barra tonda equivalente è pari a circa 80mm.

Per l'acciaio EN 25CrMo4, il 50% di martensite ha durezza pari a 34,8HRC (figura 13.1): sulla relativa curva Jominy, questo dato è posizionato all'incirca a 17mm dall'estremo temprato (figura 13.9).

Dal diagramma di Grossmann modificato (figura 13.9), con $d = 17\text{mm}$ e $D = 80\text{mm}$, si trova un punto di intersezione in corrispondenza della linea con drasticità $H = 2$: ciò significa uno spegnimento in acqua fortemente agitata. Tuttavia, poiché l'EN 25CrMo4 è un acciaio debolmente legato, è consigliabile temprarolo in olio (max $H = 0,7$) onde evitare la formazione di cricche dovute alle elevate tensioni residue indotte dal brusco raffreddamento.

Pertanto, su un semilavorato piano da 300x50mm, è necessario accontentarsi di un contenuto di martensite a cuore minore del 50% e di una durezza a cuore inferiore a 34,8HRC.

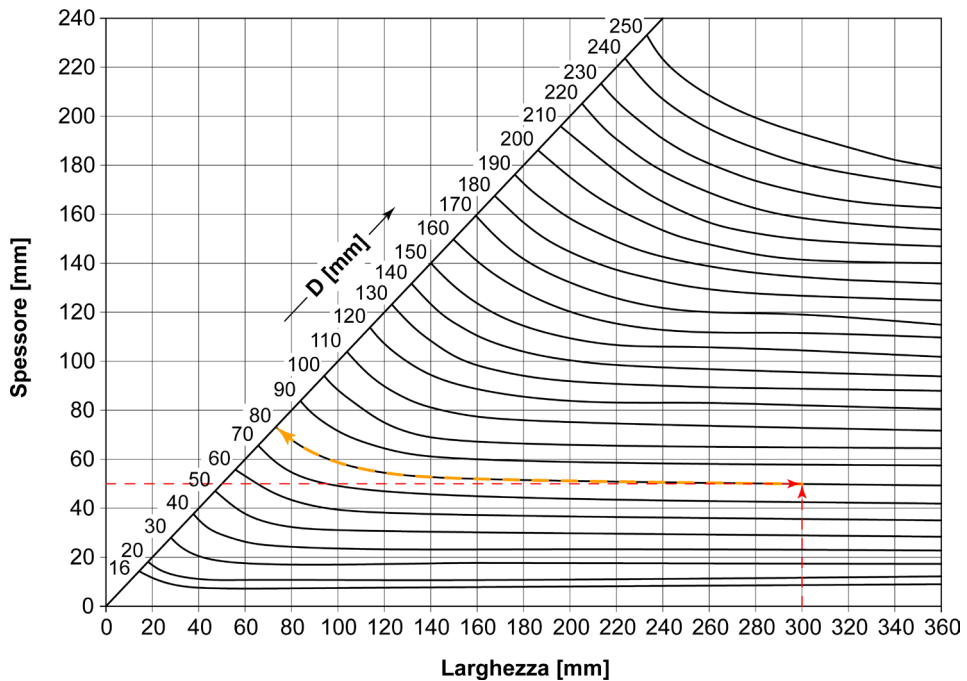


Figura 13.8 – Grafico per il calcolo del diametro equivalente di una barra tonda a partire da un prodotto piano di spessore e larghezza nota [tratto da EN ISO 683-2].

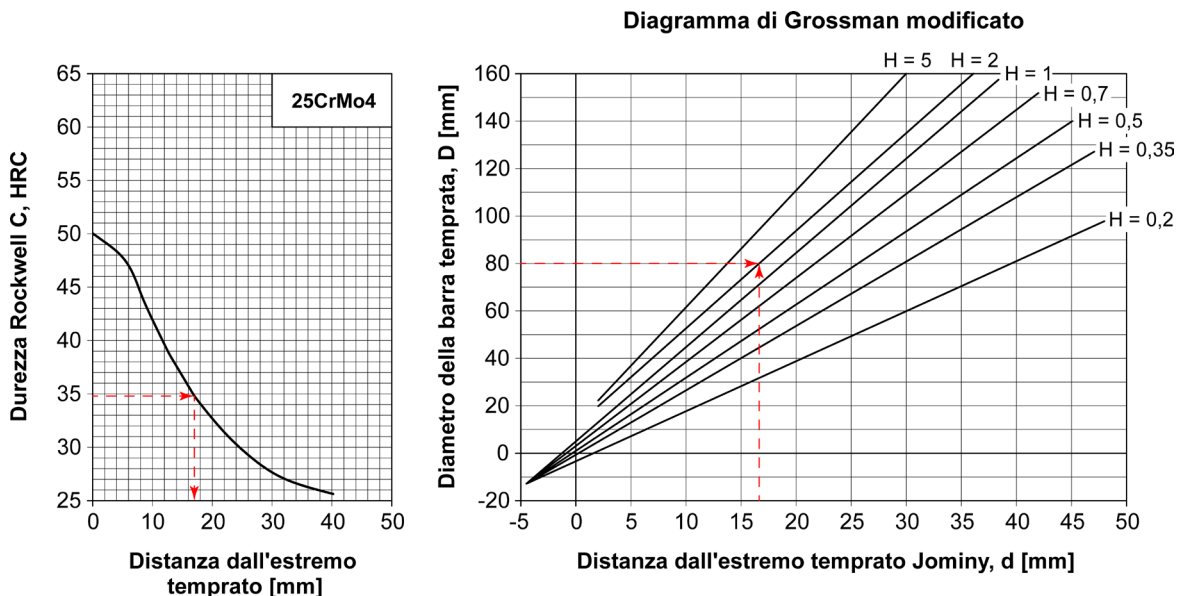


Figura 13.9 – Curva Jominy per l'acciaio EN 25CrMo4 e diagramma di Grossmann modificato. Esempio di scelta della modalità di spegnimento (parametro H) di una barra di diametro pari a 50mm con durezza pari a quella rilevata a 17mm dall'estremo temprato.

13.4 Il ciclo tecnologico degli acciai da bonifica

Qualora si debba realizzare un componente meccanico a partire da un generico acciaio da bonifica è opportuno procedere secondo uno specifico *ciclo tecnologico*, che consenta di passare dal semilavorato al pezzo finito, considerando sia le caratteristiche metallurgiche dell'acciaio, sia le specificità delle lavorazioni per asportazione di truciolo impiegate per ottenerlo (figura 13.10).

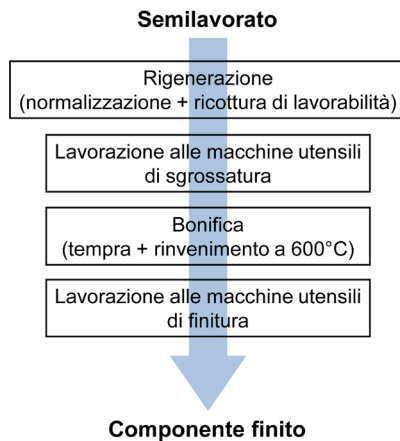


Figura 13.10 – Schema del ciclo tecnologico necessario per fabbricare un componente con un generico acciaio da bonifica.

Ipotizziamo, per semplicità, di dover realizzare l'albero di trasmissione di potenza schematizzato in figura 13.11 utilizzando un acciaio da bonifica tipo EN 42CrMo4: la lunghezza complessiva del pezzo finito è di 1275mm mentre il diametro massimo è pari a $\varnothing 110$ mm.

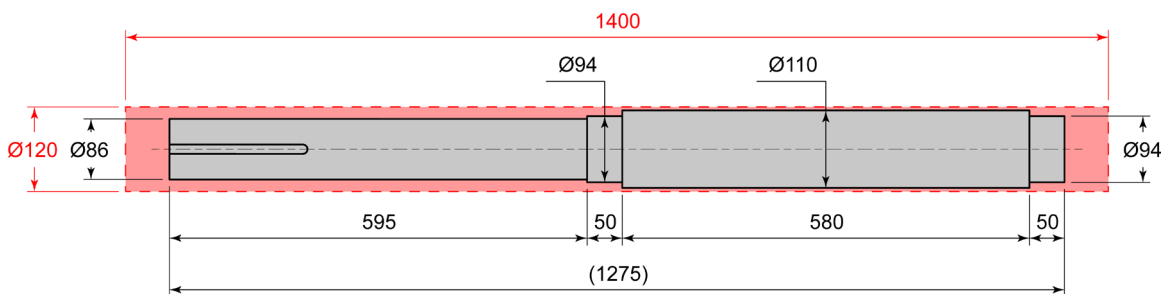


Figura 13.11 – Esempio di un componente meccanico da realizzare tramite un acciaio da bonifica.

In considerazione della geometria assiale-simmetrica del pezzo da realizzare conviene partire da una barra tonda di diametro maggiore rispetto a quello massimo dell'albero, ad esempio 120mm. Si può quindi decidere di operare con successive passate di tornitura.

Analogamente per la lunghezza totale del semilavorato che può essere posta pari a 1400mm con l'idea di afferrare un'estremità della barra nel mandrino del tornio mentre l'altra è supportata da una contropunta. In questo caso, dato che il pezzo è snello (lunghezza/diametro > 10), potrebbe essere utile usare una lunetta di supporto posizionata a metà della lunghezza del semilavorato per evitare inflessioni anomale del pezzo durante le lavorazioni meccaniche.

Prima delle operazioni per asportazione di truciolo può essere conveniente ottimizzare la microstruttura dell'acciaio per renderla più lavorabile alle macchine utensili: a questo scopo si esegue una normalizzazione a cui deve far seguito una ricottura di lavorabilità. L'insieme dei due trattamenti prende il nome di rigenerazione e rappresenta la prima fase del ciclo tecnologico⁸.

In alcuni casi la rigenerazione può essere eliminata: se, ad esempio, il semilavorato fosse venduto già allo stato normalizzato o ricotto, si potrebbe evitare l'aggravio di costo dovuto a trattamenti termici aggiuntivi. Qualora invece non si sia certi dello stato di fornitura del semilavorato, la rigenerazione rappresenta un buon punto di partenza per avere una struttura ferritico-perlitica omogenea ed equiassica, ben lavorabile alle macchine utensili.

L'operazione successiva è costituita dalle lavorazioni alle macchine utensili di sgrossatura, in questo caso di tornitura grossolana. Durante questa fase non è mai opportuno arrivare alle dimensioni del pezzo previste a disegno: conviene invece lasciare un sovrametallo dell'ordine di qualche millimetro per compensare i fenomeni di ossidazione superficiale e di deformazione del pezzo che si manifestano a valle della tempra. Ipotizziamo di lasciare un sovrametallo di 2 millimetri sul raggio. Pertanto, lungo il diametro massimo il semilavorato sgrossato ha una dimensione di Ø114mm, mentre lungo quello minimo la sezione è di Ø90 mm. Terminata la sgrossatura si procede con il trattamento termico di tempra.

La temperatura ideale di austenitizzazione varia in relazione alla composizione chimica ed è normalmente indicata nella normativa. Nel caso dell'EN 42CrMo4, la EN ISO 683-2 specifica una temperatura compresa tra 820°C e 860°C. Di solito si sceglie la temperatura più alta se lo spegnimento è in olio e quella più bassa se in acqua. La durata del mantenimento è pari all'incirca ad un minuto per ogni millimetro del raggio del componente⁹ e non deve essere inferiore ai 30 minuti. Nel nostro caso si ottiene una durata minima di 60 minuti (Ø114mm): considerando che oltre al tempo di mantenimento si deve aggiungere anche quello di riscaldamento, è possibile assumere un trattamento complessivo di un'ora e un quarto o un'ora e mezzo. Il semilavorato viene poi estratto dal forno e spento nel fluido temprante. Anche in questo caso è utile considerare la norma che suggerisce di usare olio o, in alternativa, acqua additivata con polimeri idrosolubili. L'uso della sola acqua è da scartare per un acciaio debolmente legato: l'elevata drasticità di questo fluido potrebbe dare origine a cricche da tempra in un materiale con buona temprabilità come l'EN 42CrMo4¹⁰.

⁸ Si vedano i capitoli 9, 10 e 11 del testo Boniardi M., Casaroli A., *Metallurgia degli acciai - Parte prima*, Lucefin, Esine, 2017.

⁹ Si veda il capitolo 10 del testo Boniardi M., Casaroli A., *Metallurgia degli acciai - Parte prima*, Lucefin, Esine, 2017.

¹⁰ L'acqua sarebbe invece adatta per un acciaio con scarsa temprabilità come l'EN C40.

Nel caso in esame è opportuno usare un olio per tempra rapida agitato ($H = 0,7$ o $H = 0,5$) per riuscire ad ottenere una percentuale adeguata di martensite a cuore.

Terminato il raffreddamento si esegue il rinvenimento entro tempi brevissimi a valle della tempra; la martensite di piena tempra, dura e fragile, potrebbe infatti provocare rotture della massa metallica come conseguenza delle elevate tensioni residue indotte dallo spegnimento.

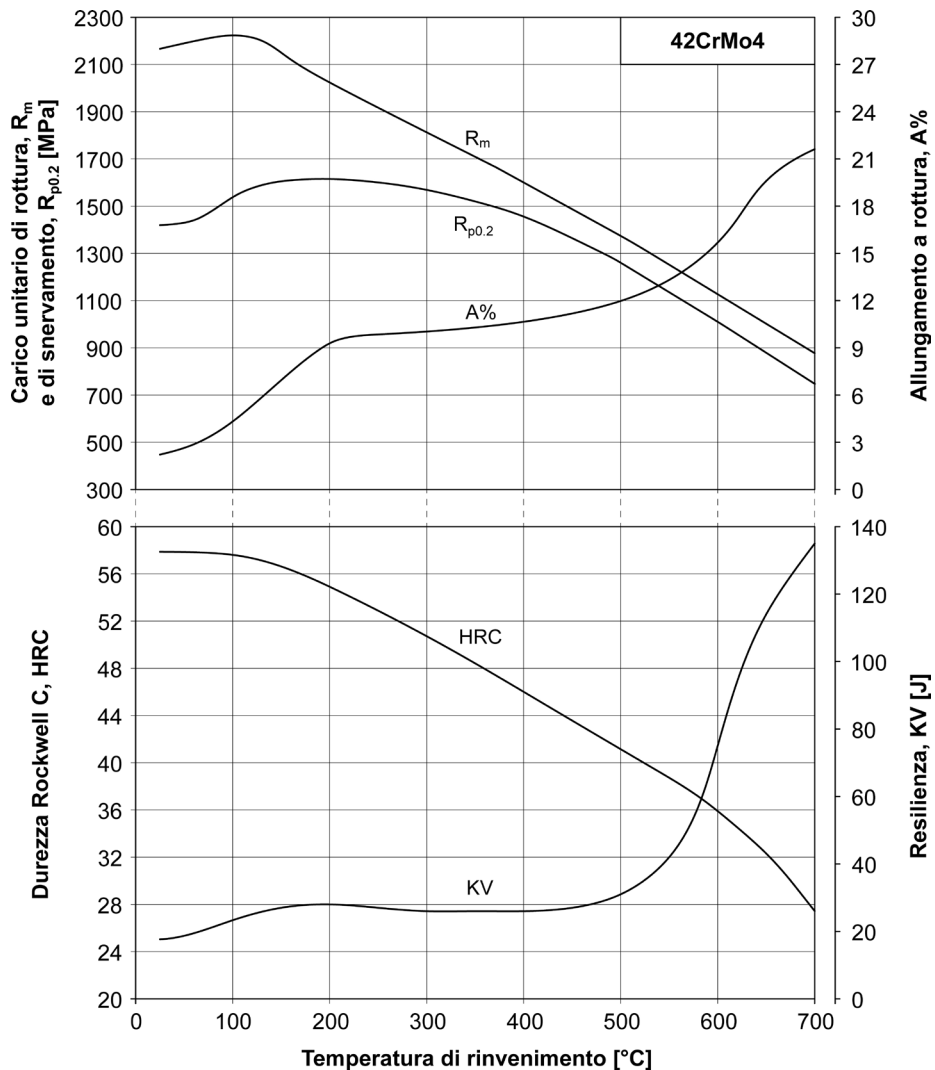
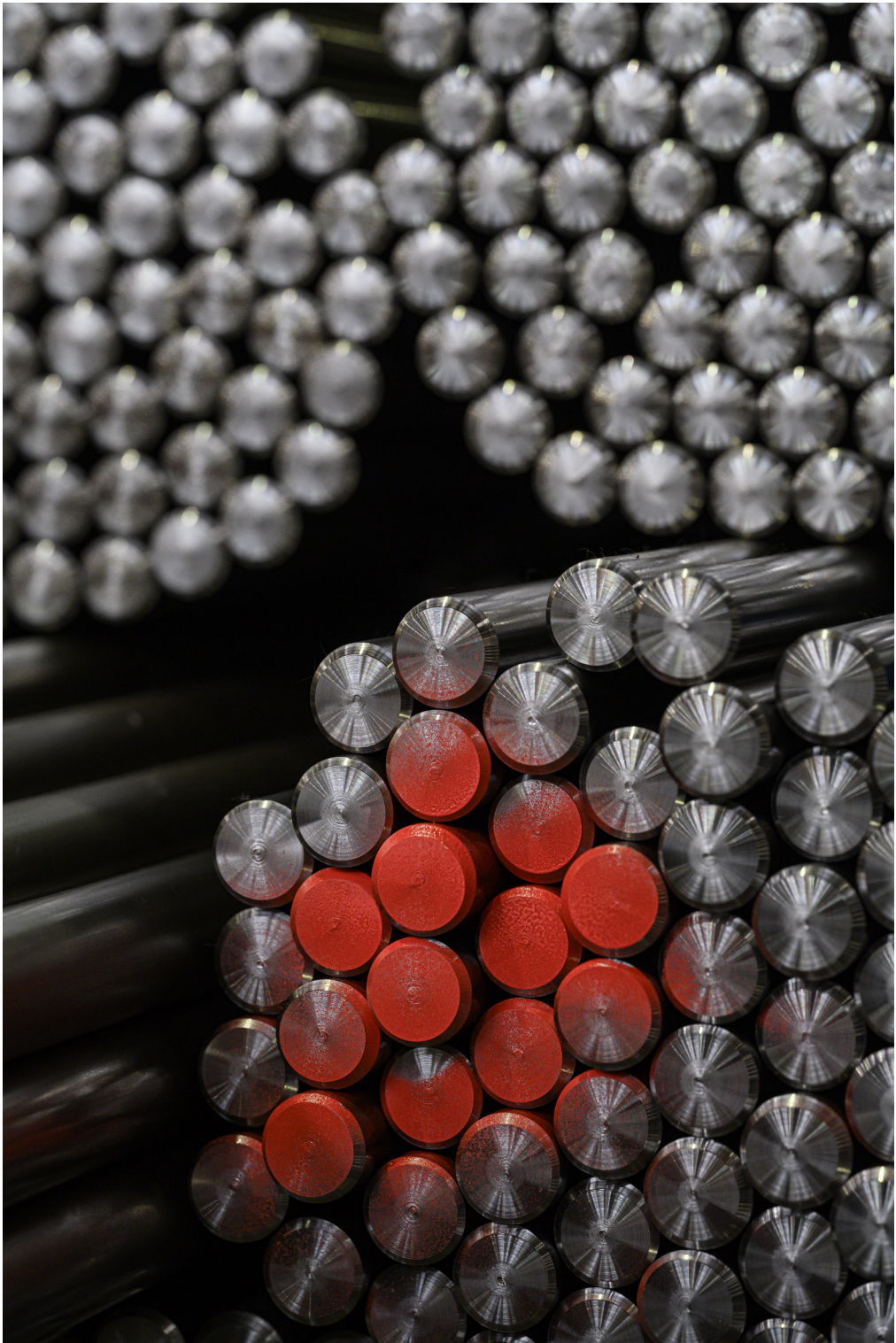


Figura 13.12 – Curva di rinvenimento dell'acciaio EN 42CrMo4 (barre cilindriche Ø10mm, austenitizzate a 850°C per 1 ora con successiva tempra in olio e rinvenute per 2 ore): correlazione tra proprietà tensili (R_m e $R_{p0.2}$), duttilità (A%), durezza (HRC) e resilienza (KV) al variare della temperatura di rinvenimento.

Per quanto riguarda il rinvenimento la EN ISO 683-2 specifica una temperatura di 540°-680°C per una durata normalmente compresa tra una e quattro ore. In questa fase è molto importante sapere quali caratteristiche si dovranno privilegiare nel pezzo finito. Se si desidera elevata durezza e resistenza meccanica è necessario adottare le temperature più basse (540°-580°C), se, invece, devono prevalere la resilienza e la tenacità bisogna utilizzare le temperature più alte (640°-680°C): 600°C è un buon compromesso come temperatura di rinvenimento. Durante questa fase può essere utile valutare l'andamento delle caratteristiche meccaniche al variare della temperatura di rinvenimento (figura 13.12). D'altra parte è importante sottolineare che non è possibile massimizzare entrambe le proprietà ($R_{p0.2}$ e R_m vs. KV): è questo il tipico problema della coperta corta... se avvolge le spalle, lascia scoperti i piedi.

Da ultimo si eseguono le lavorazioni meccaniche di finitura per eliminare il sovrametallo ed ottenere le dimensioni, le tolleranze geometrico/dimensionali e le rugosità finali del pezzo. In questa fase è necessario asportare la superficie ossidata e compensare eventuali deformazioni indotte dai trattamenti termici.

Per il componente in esame la tecnologia di lavorazione principale è la tornitura fine, a cui si aggiungono la rettifica e la lappatura qualora siano richieste tolleranze strette e bassi valori di rugosità.



14. GLI ACCIAI PER TEMPRA SUPERFICIALE E IL LORO TRATTAMENTO

14.1 Cos'è la tempra superficiale e quali acciai si usano

La tempra superficiale è un trattamento termico sviluppato per aumentare localmente la durezza di un componente meccanico al fine di garantire elevata resistenza ad usura e a fatica. I pezzi che devono essere temprati superficialmente vengono fabbricati con acciai da bonifica: i più adatti sono quelli con un tenore di carbonio dell'ordine di 0,4-0,5%. Esempi tipici di acciai da bonifica impiegati per tempra superficiale sono l'EN C40 e l'EN C45 della norma EN ISO 683-1¹ e l'EN 42CrMo4, l'EN 50CrMo4, l'EN 41CrNiMo2 o l'EN 51CrV4 della norma EN ISO 683-2². È intuitivo comprendere come la scelta dell'acciaio non possa essere casuale o dettata da questioni economiche: al contrario deve essere guidata dalla temprabilità della massa metallica, dalla dimensione del pezzo e dalle prestazioni che si desiderano ottenere.

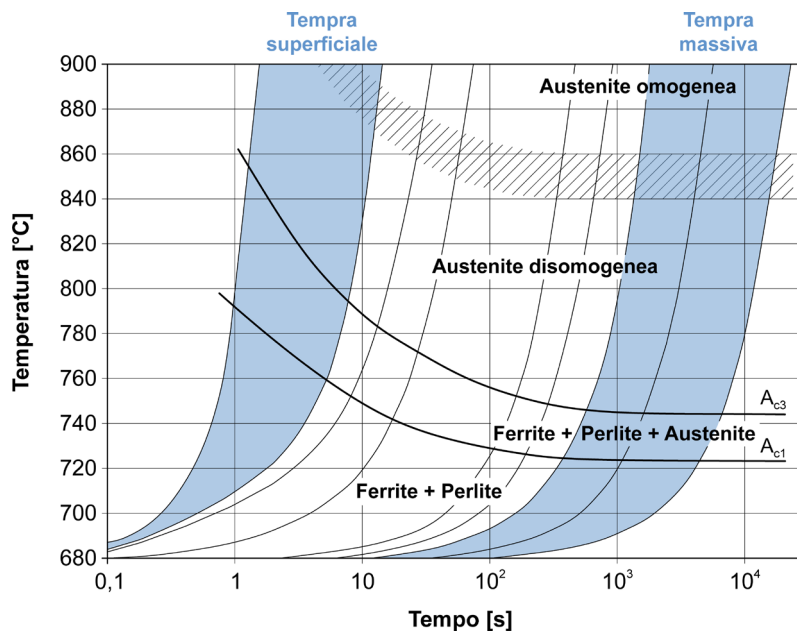


Figura 14.1 – Andamento delle temperature dei punti critici A_{c3} e A_{c1} per un acciaio con $C = 0,7\%$ per effetto di differenti velocità di riscaldamento. Il concetto di omogeneo/disomogeneo si riferisce alla distribuzione del carbonio nel reticolo della fase γ [tratto da Thelning 1975].

¹ EN ISO 683-1, Acciai per trattamento termico, acciai legati e acciai automatici - Parte 1: Acciai non legati da bonifica.

² EN ISO 683-2, Acciai per trattamento termico, acciai legati e acciai automatici - Parte 1: Acciai legati da bonifica. In aggiunta si noti che, in Italia, la norma tecnica di riferimento per gli acciai per tempra superficiale è ancora l'ormai datata UNI 7847 - Prodotti finiti laminati a caldo in barre e rotoli di acciaio non legato o legato speciale per tempra superficiale - Qualità, prescrizioni e prove.

L'esecuzione del trattamento di tempra superficiale non è generalizzata a tutti gli acciai da bonifica, ma è subordinata alla necessità di avere elevate caratteristiche meccaniche nelle zone corticali: questo avviene ad esempio per ruote dentate, guide lineari, cremagliere, alberi di trasmissione di potenza, alberi a gomiti, alberi a camme, rulli, piste per cuscinetti, maglie di catene, perni.

La tempra superficiale prevede un rapido riscaldamento dell'acciaio sopra i suoi punti critici (austenitizzazione) fino a 900°-1050°C, per tempi non superiori alla decina di secondi. Le temperature sono più elevate di quelle della tempra massiva classica (circa 50°-150°C in più) dato che i punti critici A_{c3} e A_{c1} si spostano verso l'alto quando la velocità di riscaldamento è molto rapida (figura 14.1).

Immediatamente dopo il rapido riscaldamento si ha il brusco raffreddamento della zona austenitizzata, mediante getti d'acqua o acqua più polimeri che inducono la trasformazione martensitica con almeno il 95% di struttura trasformata: da ciò consegue l'elevata durezza dell'acciaio, dell'ordine di 55-62HRC (595-745HV), in funzione della maggiore o minore quantità di carbonio³. Dopo lo spegnimento è consigliata una distensione a temperature dell'ordine di 150°-200°C per 1 o 2 ore. Lo spessore dello strato indurito è compreso normalmente tra 1mm e 10mm a seconda delle modalità di trattamento.

Per determinare la profondità efficace si deve fare riferimento alla norma UNI 10932⁴. Dopo aver sezionato un pezzo campione si eseguono una serie di misure di durezza HV dalla superficie a cuore e si traccia la curva interpolante i dati sperimentali.

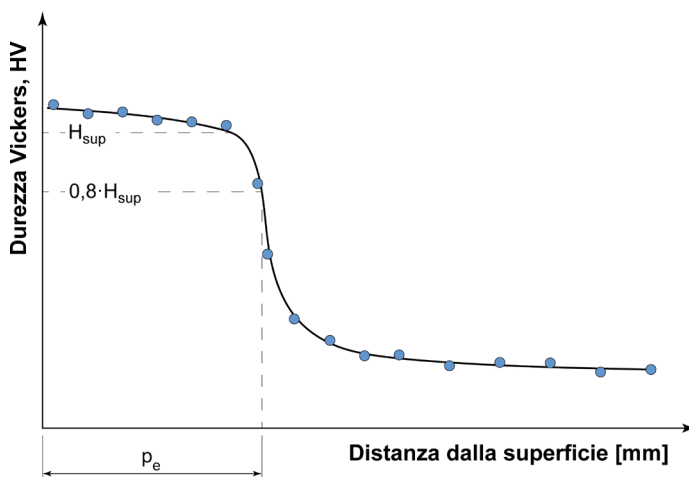


Figura 14.2 – Schema per la determinazione della profondità efficace, p_e , di uno strato temprato superficialmente (H_{sup} durezza minima richiesta).

³ La durezza della struttura martensitica è funzione del tenore di carbonio, non della velocità di raffreddamento dopo il trattamento termico.

⁴ UNI 10932 - Trattamenti termici dei materiali metallici - Tempra superficiale dei materiali ferrosi.

Si definisce profondità efficace, p_e , la distanza dalla superficie in cui si ha una durezza pari all'80% di quella minima richiesta per quello specifico trattamento superficiale, H_{sup}^5 (figura 14.2). Se la tempra superficiale è stata eseguita in modo corretto, l'acciaio a cuore del pezzo non subisce sostanziali alterazioni termiche poiché rimane al di sotto dei suoi punti critici (A_{c3} e A_{c1}). La massa metallica rimane perciò nello stato metallurgico indotto dal trattamento termico preliminare alla tempra superficiale che, abitualmente, è costituito dalla bonifica. In questi casi la microstruttura a cuore è formata in prevalenza da martensite rinvenuta (figura 14.3).

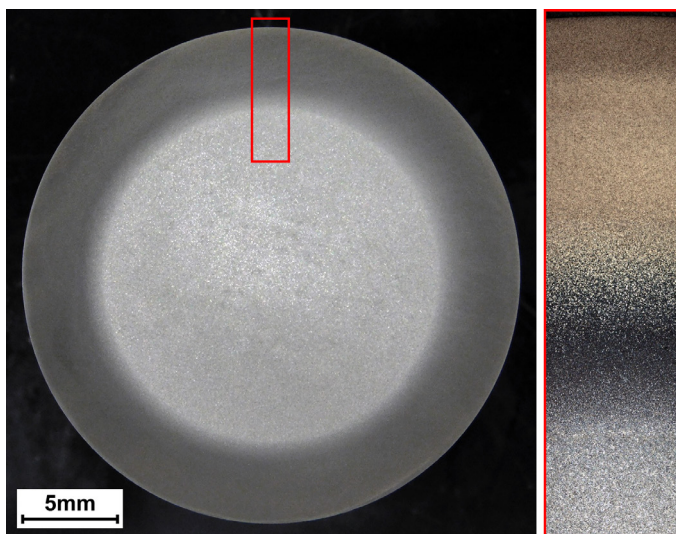


Figura 14.3 – Aspetto macroscopico e microscopico di una barra cilindrica in acciaio EN 42CrMo4 temprata superficialmente ad induzione [Laboratori Omeco S.r.l., Monza – MB].

In alcune applicazioni a basso costo si può lasciare l'acciaio nello stato normalizzato o ricotto, quindi caratterizzato da microstruttura perlitico-ferritica fine o grossolana. In questi casi, però, è abituale osservare una riduzione della profondità di indurimento a causa della disomogeneità del carbonio nel reticolo dell'austenite⁶ (figura 14.4).

⁵ La definizione di profondità efficace proposta dalla norma UNI 10932 è molto diversa da quella data per la cementazione o per la nitrurazione (si vedano i capitoli 17 e 18 di questo volume). Per la tempra superficiale, infatti, non si fa riferimento ad un dato numerico assoluto (come per la cementazione) o legato all'acciaio trattato (come per la nitrurazione), quanto piuttosto ad una richiesta del cliente finale: questo può implicare, a parità di acciaio e di trattamento, valutazioni differenti della profondità efficace.

⁶ Nella struttura martensitica, almeno teoricamente, il carbonio è omogeneamente distribuito nel reticolo: pertanto quando l'acciaio bonificato viene nuovamente austenitizzato per eseguire la tempra superficiale, si ottiene una struttura omogenea. Se invece la struttura è ferritico-perlitica, vi sono disomogeneità nella distribuzione del carbonio: nella fase Fe_3C il tenore di carbonio è pari al 6,69% (lamelle della perlite) mentre nella fase α il carbonio è praticamente assente (cristalli di ferrite e lamelle nella perlite). Quando si esegue l'austenitizzazione di questa struttura, proprio perché il riscaldamento avviene in tempi brevissimi, il carbonio non ha la possibilità di diffondere nel reticolo e così la struttura austenitica che si ottiene non è omogenea. Se poi il grano ferritico-perlitico è fine (normalizzazione), il problema è meno accentuato perché la disomogeneità è a corto raggio; se invece il grano è grossolano (ricottura), l'effetto è più evidente perché la disomogeneità è a lungo raggio.

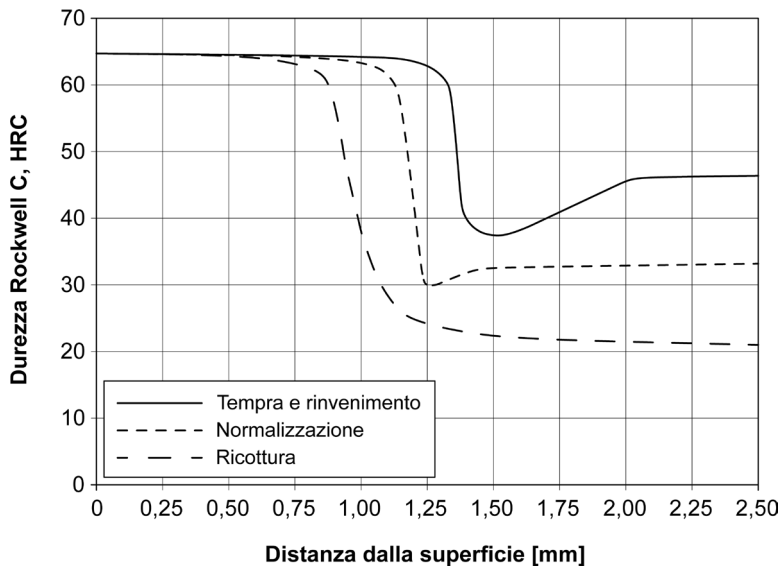


Figura 14.4 – Andamento della durezza in funzione della distanza dalla superficie per un acciaio con $C = 0,7\%$ sottoposto a differenti trattamenti termici preliminari alla tempra superficiale (tempra a induzione con frequenza di 450kHz e densità di potenza pari a $25W/mm^2$) [tratto da Rudnev et al 2003].

Un altro importante risultato del trattamento di tempra superficiale e della successiva distensione è la creazione di un campo di tensioni residue di compressione in prossimità della zona corticale del componente. Il fenomeno è dovuto all'aumento di volume specifico dell'acciaio che si ha solo nello strato superficiale indurito come conseguenza della trasformazione dell'austenite in martensite.

Per comprendere cosa avviene nel pezzo, ci si può riferire alla figura 14.5. Se la superficie trattata fosse libera di espandersi, si osserverebbe un aumento di volume (figura 14.5a). In realtà la superficie è vincolata al cuore del pezzo e, quindi, l'aumento di volume è impedito: è come se, sulla superficie, agisse una forza esterna F che da un lato impedisce l'espansione e dall'altro genera autotensioni di compressione (figura 14.5b). Si ricordi che le tensioni residue di compressione sono particolarmente vantaggiose perché riducono gli sforzi di trazione applicati sulla superficie del pezzo, consentendo un significativo miglioramento della resistenza a fatica.

Per ottenere elevata durezza, spessori di indurimento adeguati e tensioni residue di compressione è opportuno partire da semilavorati pelati o rettificati in modo da evitare che la superficie sia affetta da problemi di decarburazione.

In figura 14.6 è mostrato il ciclo tecnologico che deve essere seguito per ottenere un componente meccanico temprato superficialmente in modo corretto. Si tratta, a tutti gli effetti, dello stesso ciclo indicato per gli acciai da bonifica: l'unica differenza è data dalla tempra superficiale che viene fatta dopo la bonifica e prima delle lavorazioni meccaniche di finitura.

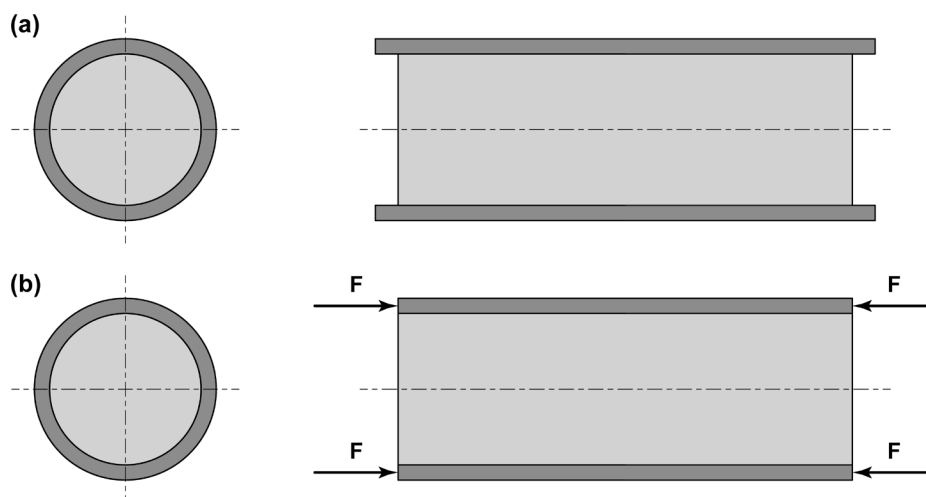


Figura 14.5 – Aumento di volume specifico dello strato indurito superficialmente: (a) la superficie è libera di muoversi rispetto al cuore, (b) la superficie è vincolata al cuore (caso reale).

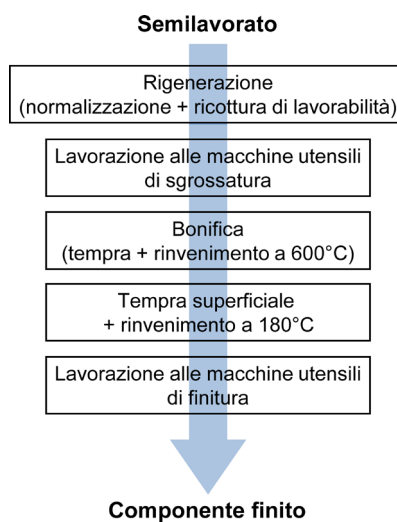


Figura 14.6 – Schema del ciclo tecnologico di un componente in acciaio da bonifica temprato superficialmente.

14.2 La tempra superficiale ad induzione

La tempra superficiale fa ricorso a varie tecnologie per provvedere al riscaldamento locale della massa metallica, tecnologie che consentono anche di classificare i vari processi: si parla infatti di tempra ad induzione, tempra alla fiamma e tempra laser.

L'induzione magnetica è sicuramente la tecnologia più diffusa in ambito industriale per eseguire la tempra superficiale. Per riscaldare un generico componente si deve realizzare un circuito elettrico, detto induttore,

che viene posto in prossimità della superficie da temprare. L'induttore è in rame, con sezione circolare o rettangolare raffreddata internamente ad acqua. Il circuito elettrico è alimentato da corrente alternata ad elevata frequenza, dell'ordine di migliaia di Hertz (3-450kHz). Le potenze specifiche sono comprese tra 5W/mm² e 30W/mm². Nella forma più semplice l'induttore è un solenoide costituito da un certo numero di spire, all'interno delle quali è collocata la barra da trattare termicamente (figura 14.7). Come conseguenza della vicinanza dell'induttore alla superficie da temprare, si concatena nel pezzo un flusso magnetico alternato la cui variazione nel tempo genera un campo di correnti indotte, dette correnti di Foucault o *Eddy Current* o correnti parassite.

Il riscaldamento della massa metallica avviene per effetto Joule⁷ e si manifesta nelle sole zone interessate dal passaggio delle correnti indotte. Sperimentalmente si osserva che le linee del campo elettrico si addensano in prossimità della superficie del pezzo all'aumentare della frequenza della corrente elettrica; questo fenomeno è denominato "effetto pelle".

La forma, il numero di spire e la distanza dell'avvolgimento dal pezzo (gioco) sono alcuni dei parametri che, insieme alla frequenza della corrente elettrica, determinano la distribuzione del flusso magnetico e delle correnti indotte, vale a dire l'efficacia del riscaldamento (figura 14.8). Nel caso di sagome irregolari è possibile adottare varie soluzioni tecnologiche per eseguire la tempra a induzione (figura 14.9 e 14.10).

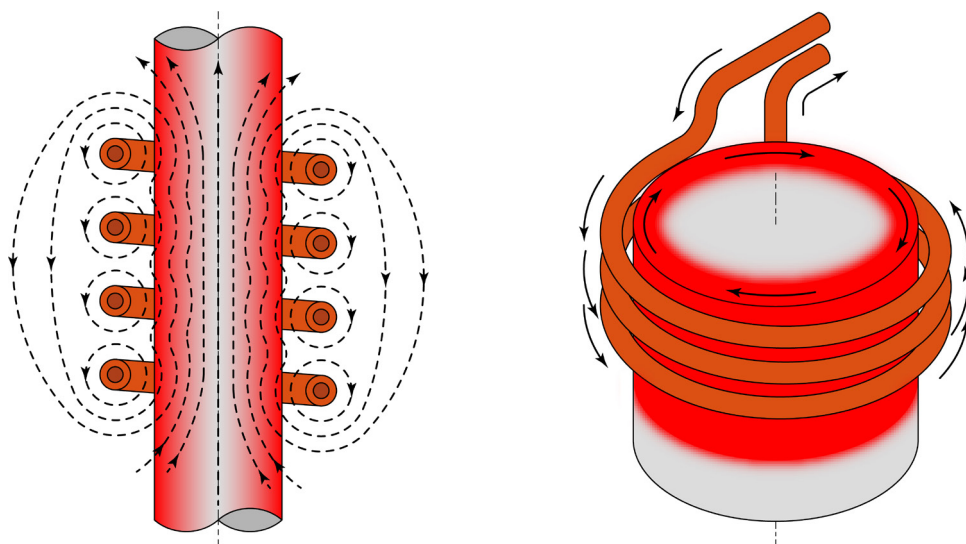


Figura 14.7 – (a sinistra) Andamento del campo magnetico indotto in una barra cilindrica in acciaio inserita in un induttore solenoide attraverso cui fluisce una corrente elettrica alternata; (a destra) andamento della corrente elettrica nell'induttore e nella barra cilindrica [tratto da Thelning 1975].

⁷ Qualunque circuito elettrico di impedenza Z , percorso da una corrente di intensità I , generata da una differenza di potenziale V , dissipa sotto forma di calore una potenza elettrica pari a $P = V \cdot I = Z^2 \cdot I$. Questa caratteristica, detta effetto Joule, viene sfruttata in svariate applicazioni (lampade ad incandescenza, fusibili, forni elettrici, ecc.) ma è anche responsabile della perdita di rendimento di molti sistemi (motori elettrici, conduttori ad alta tensione, ecc.).

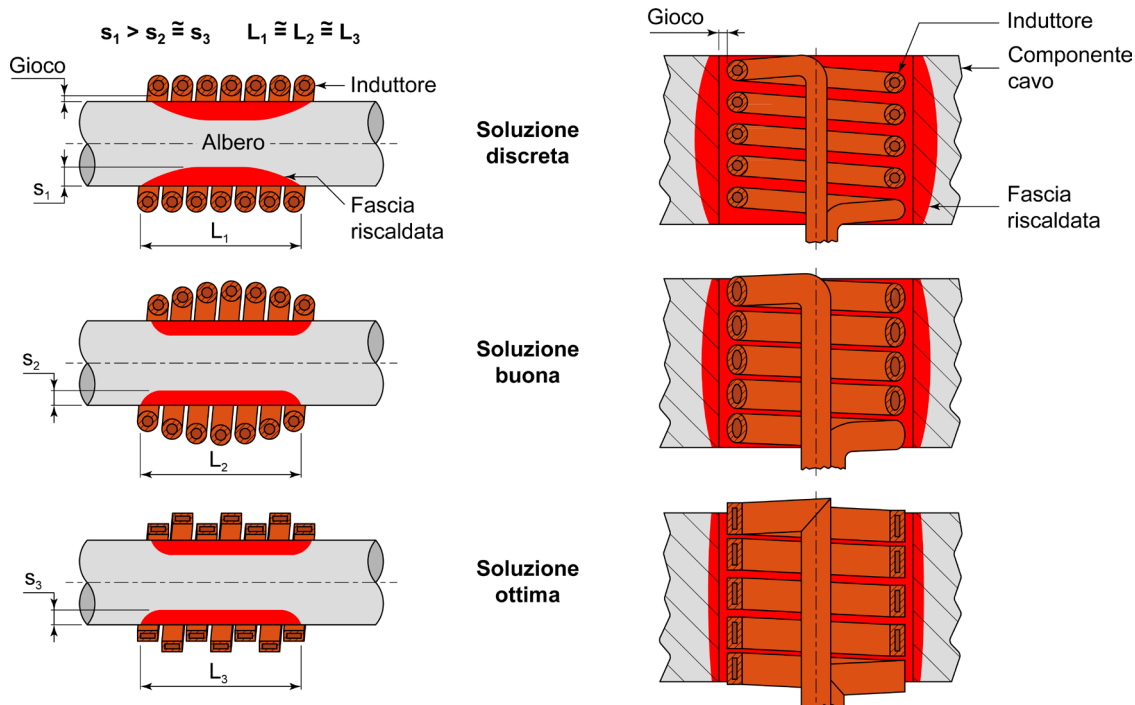


Figura 14.8 – Soluzioni tecnologiche con induttori solenoidali per temperare superficialmente alberi cilindrici e cavità interne; si noti il posizionamento delle spire e la loro sagoma rispetto al pezzo [tratto da ASM-H.4 1991 e Rudnev et al 2003].

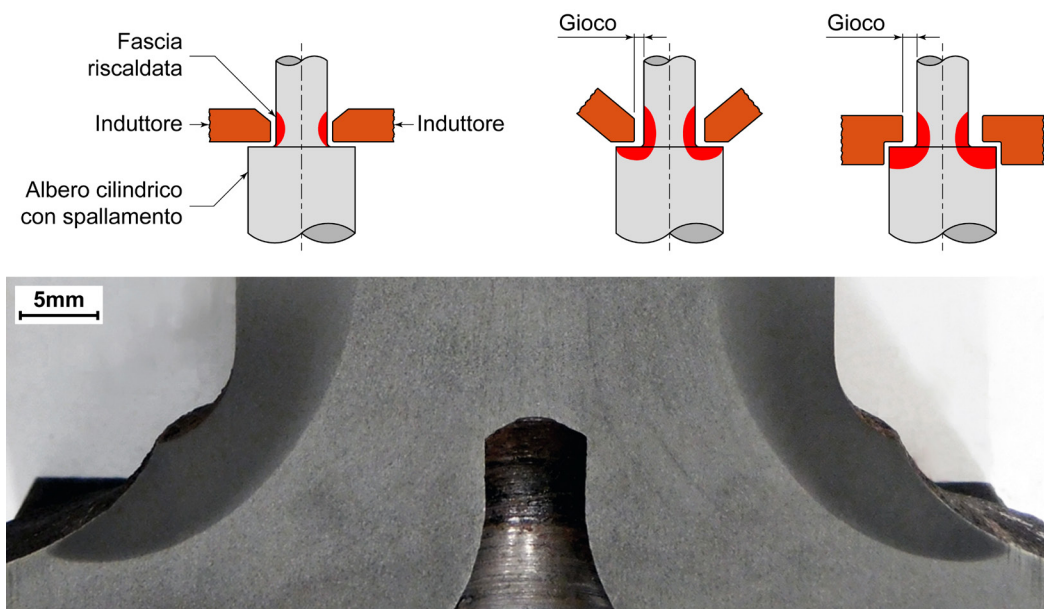


Figura 14.9 – Soluzioni tecnologiche con induttori opportunamente sagomati per temperare forme irregolari [tratto da Rudnev et al 2003]; esempio di uno spallamento indurito superficialmente in un albero di trasmissione [Laboratori Omeco S.r.l., Monza – MB].

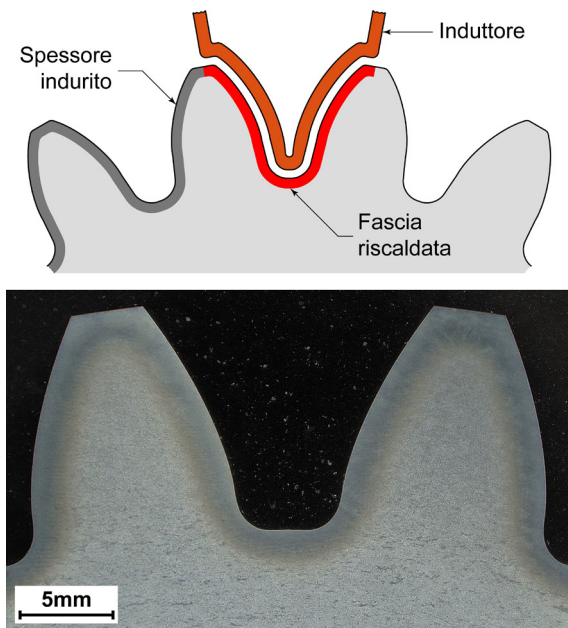


Figura 14.10 – Soluzione tecnologica con induttore opportunamente sagomato per temperare forme irregolari [tratto da Rudnev et al 2003]; esempio di una ruota dentata indurita superficialmente [Laboratori Bonfiglioli S.p.A. divisione Trasmital, Forlì – FC].

Immediatamente dopo il riscaldamento, si procede al raffreddamento tramite getti di refrigerante spruzzato ad elevata velocità sulla superficie del pezzo. In alcuni casi si può ricorrere ad una vasca posta in prossimità della stazione di tempra, dove il pezzo viene spento per immersione.

Esistono sostanzialmente due modalità che consentono di eseguire l'indurimento superficiale a induzione: la tempra stazionaria o localizzata (*single-shot hardening*) e la tempra progressiva (*progressive hardening*). In entrambi i casi il processo è completamente automatizzato, consentendo un'elevata ripetibilità dei risultati. Nella tempra stazionaria o localizzata l'induttore riscalda contemporaneamente tutta la superficie da trattare e, successivamente, il sistema di raffreddamento, separato o accoppiato all'induttore, provvede al brusco raffreddamento di tutta l'area austenitizzata (figura 14.11).

Nella tempra progressiva, invece, l'induttore e il circuito di raffreddamento lavorano solo su una porzione alla volta del pezzo da indurire. Prima l'induttore riscalda una sezione del pezzo e, subito dopo, il sistema di raffreddamento provvede al suo spegnimento. Il processo continua fino a che il trattamento superficiale viene effettuato su tutto il componente. Un tipico esempio è mostrato in figura 14.12: la barra trasla verso il basso e ruota attorno al proprio asse, mentre l'induttore e il sistema di raffreddamento riscaldano e poi temprano in modo progressivo la barra.

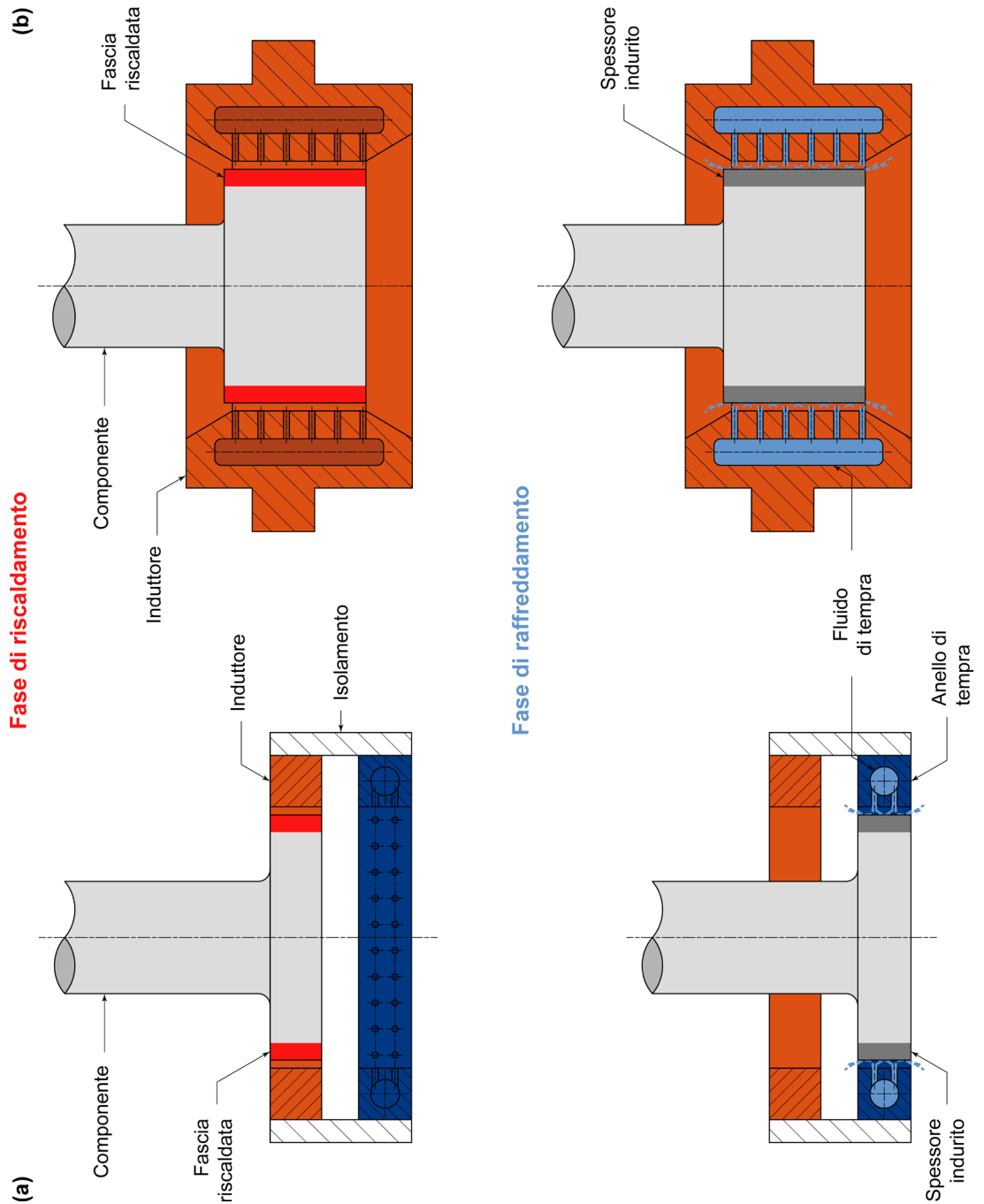


Figura 14.11 – Schema del processo di tempra a induzione stazionaria o localizzata. (a) Sistema con induttore e raffreddamento separati; dopo il riscaldamento il pezzo trasla verso il basso per il raffreddamento. (b) Sistema con induttore e raffreddamento accoppiati. Il pezzo è fermo: prima l'induttore ne riscalda la superficie, poi interviene il sistema di raffreddamento a temprarlo [tratto da Thelning 1975].

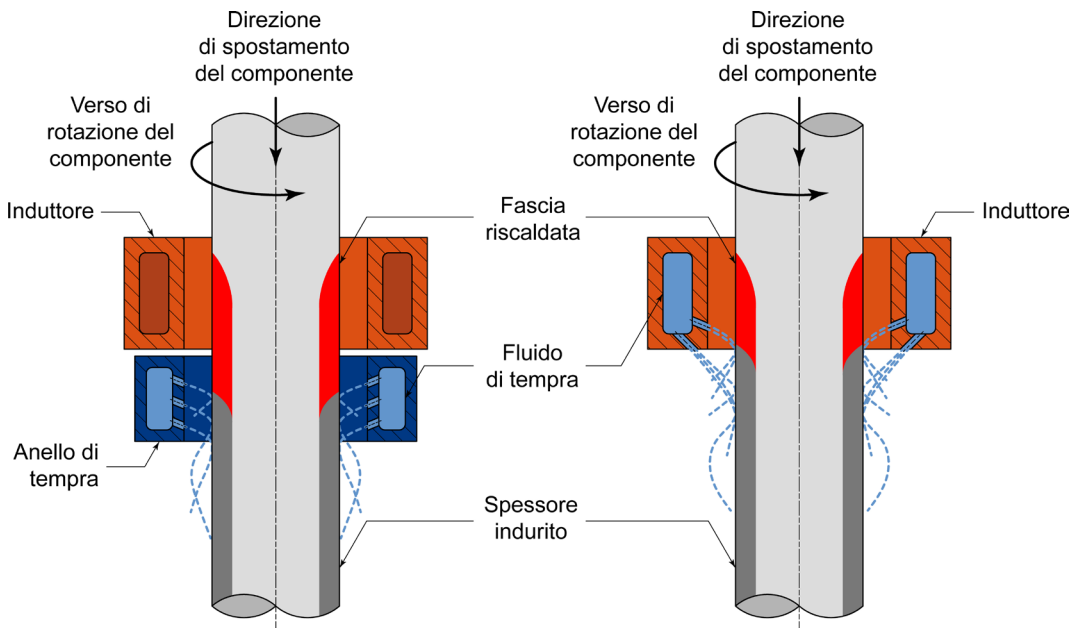


Figura 14.12 – Schema del processo di tempra a induzione progressiva: (a sinistra) sistema con induttore e raffreddamento separati, (a destra) sistema con induttore e raffreddamento combinati. Le frecce in linea spessa indicano le direzioni di traslazione e di rotazione della barra [tratto da Rudnev et al 2003].

La profondità di indurimento nominale, p_n (in mm), per un generico componente in acciaio, può essere stimata mediante la seguente relazione:

$$p_n = 503 \cdot 10^3 \cdot \sqrt{\frac{\rho}{\mu_r \cdot f}} \quad [\text{eq. 14.1}]$$

dove ρ è la resistività elettrica (in $\Omega \cdot \text{m}$) e μ_r è la permeabilità magnetica relativa della massa metallica⁸, mentre f è la frequenza della corrente alternata (in Hz).

Si può dimostrare matematicamente che lo spessore definito dalla [eq. 14.1] è percorso da circa il 63% della corrente indotta e che al suo interno viene dissipata l'86% della potenza elettrica per effetto Joule (figura 14.13): questo è il cosiddetto "effetto pelle".

⁸ Si ricordi che per acciai ferromagnetici al di sotto della temperatura di Curie (770°C per il ferro puro), il valore della permeabilità magnetica relativa, μ_r , è funzione dell'intensità del campo magnetico; al di sopra della temperatura di Curie o per acciai non ferromagnetici $\mu_r = 1$.

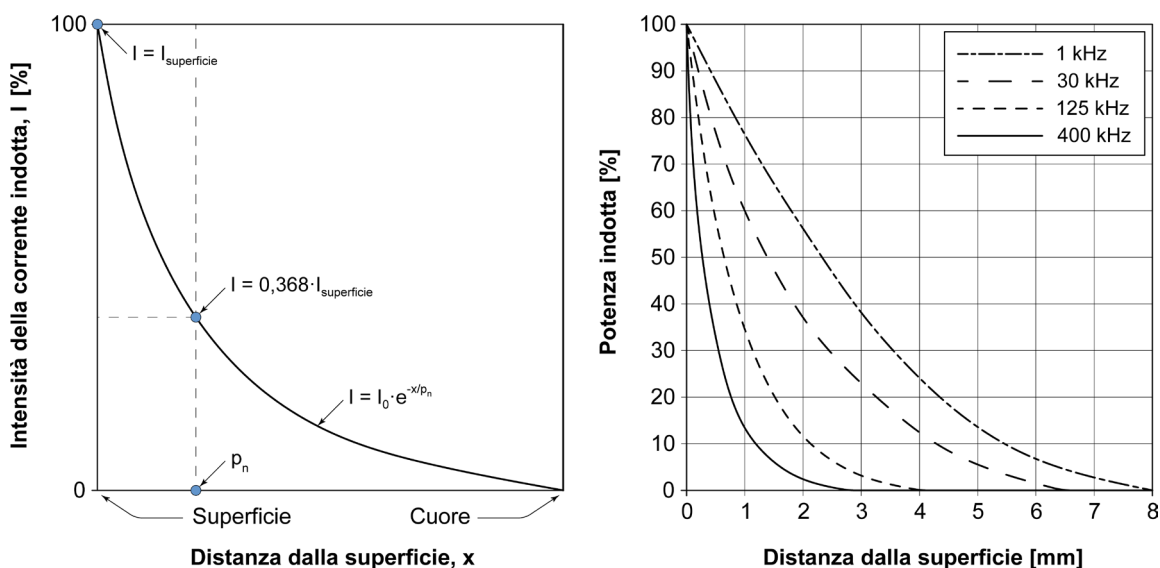


Figura 14.13 – (a sinistra) Distribuzione della corrente indotta sulla superficie del pezzo a causa dell'effetto pelle [tratto da Davies e Simpson 1979]; (a destra) distribuzione della potenza indotta nel pezzo in funzione della frequenza della corrente [tratto da ASM-H.4 1991].

Se si considerano temperature dell'ordine di 800°C e valori medi delle proprietà elettriche/magnetiche degli acciai da temprare superficialmente ($\rho \cong 10^{-6} \Omega\text{m}$ e $\mu_r \cong 1$), la [eq. 14.1] diviene:

$$p_n \cong \frac{500}{\sqrt{f}} \quad [\text{eq. 14.2}]$$

essendo p_n la profondità di indurimento in mm.

La [eq. 14.2] evidenzia la proporzionalità inversa tra profondità di indurimento, p_n , e frequenza, f , indipendentemente dalle dimensioni del pezzo; tale relazione è normalmente usata per determinare la frequenza da imporre all'induttore in fase di riscaldamento. Si ricordi che p_n , come definito dalla [eq. 14.1] o dalla [eq. 14.2] è leggermente inferiore rispetto alla profondità totale di indurimento, p_t , che vale:

$$p_t = p_n + p_a \quad [\text{eq. 14.3}]$$

dove p_a , è un contributo aggiuntivo dovuto alla trasmissione del calore nel pezzo sottoposto al riscaldamento per induzione. Il valore di p_a (in mm) può essere stimato, in modo semplificato, come:

$$p_a = 0,1 - 0,2 \cdot \sqrt{t} \quad [\text{eq. 14.4}]$$

in cui t è il tempo di riscaldamento in secondi.

In ambito industriale è pratica comune utilizzare elevate frequenze (30-450kHz) e tempi di riscaldamento di qualche secondo, quando si vogliono ottenere spessori di indurimento inferiori a 2mm;

in questi casi la corrente elettrica che riscalda il pezzo fluisce quasi completamente in prossimità della superficie. Se invece sono richiesti spessori maggiori (2-6mm) si privilegiano impianti a media frequenza (3-10kHz) con tempi di riscaldamento dell'ordine della decina di secondi.

A livello esemplificativo si riportano in tabella 14.1 i valori di profondità nominale di indurimento, p_n , per un generico acciaio per tempra superficiale al variare della frequenza imposta e della densità di potenza elettrica.

Frequenza [kHz]	Densità di potenza [W/mm ²]	Profondità di indurimento [mm]
500	10,8-18,6	0,38-1,14
500	4,6-12,4	1,14-2,28
10	12,4-24,8	1,52-2,28
10	7,8-23,3	2,86-3,05
10	7,8-21,7	3,05-4,06
3	15,5-26,4	1,52-2,28
3	7,8-24,8	2,86-3,05
3	7,8-2,17	3,05-4,06
1	7,8-18,6	5,08-7,11
1	7,8-18,6	7,11-8,90

Tabella 14.1 – Andamento indicativo della profondità nominale di indurimento, p_n , dopo tempra superficiale in funzione della frequenza e della densità di potenza elettrica [tratto da Davis 2002].

14.3 La tempra superficiale alla fiamma

La tempra superficiale alla fiamma fa ricorso, quale modalità di riscaldamento, alla combustione di un idrocarburo con ossigeno.

I combustibili usati sono l'acetilene, il propano, il gas naturale (metano) o il metilacetilene-propadiene⁹ in miscele leggermente ossidanti (10-20% in più rispetto alle condizioni stechiometriche). Il *mix* tra combustibile e comburente viene convogliato in una testa riscaldante (bruciatore) la cui fiamma è opportunamente indirizzata sulla superficie da austenitizzare, normalmente dall'alto verso il basso.

La durata del contatto tra fiamma e pezzo dipende dal potere calorifico del combustibile e dalla profondità di indurimento che si vuole ottenere: i tempi sono, di solito, dell'ordine di alcuni secondi (figura 14.14).

⁹ Il metilacetilene-propadiene (acronimo MAPP) è un gas combustibile costituito da una miscela di metilacetilene e propadiene, molto usato nelle torce per saldatura e ossitaglio. Ha un potere calorifico molto elevato, confrontabile a quello del propano.

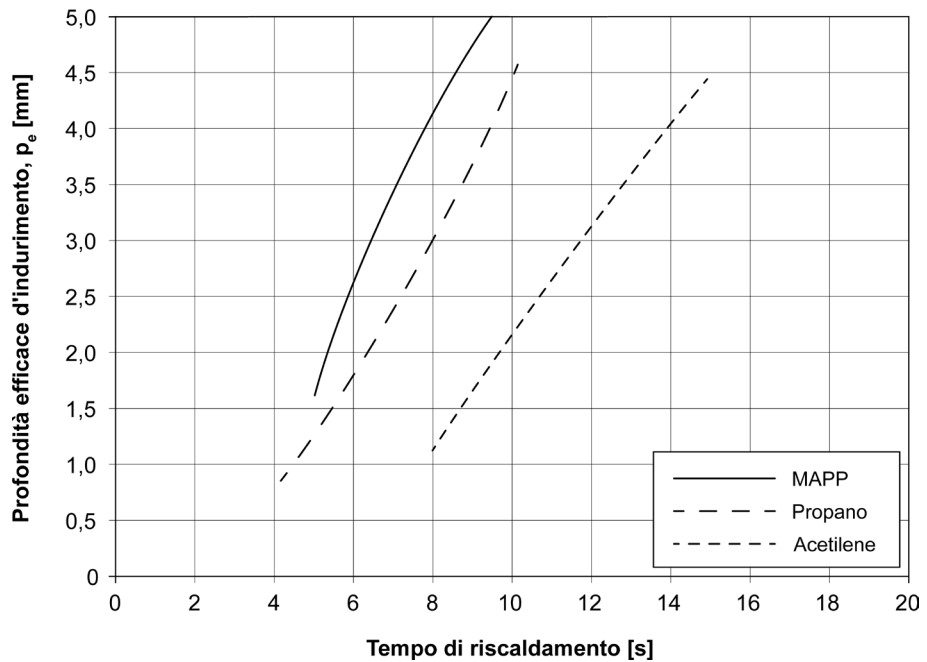


Figura 14.14 – Confronto tra il tempo di riscaldamento e la profondità efficace di indurimento, p_e , per differenti combustibili. Velocità di fiamma: 170m/s; distanza del pezzo dal bruciatore: 9,5mm; acciaio EN C35; $O_2/MAPP = 5$; $O_2/propano = 4,5$; $O_2/acetilene = 5$ [tratto da ASM-H.4A 2013].

Dopo il riscaldamento si raffredda bruscamente il pezzo, usando getti d'acqua, acqua più polimero o olio emulsionabile. Il circuito di raffreddamento può essere accoppiato al bruciatore (attraverso alcuni ugelli opportunamente ricavati nel bruciatore) oppure può operare in modo indipendente.

Successivamente alla tempra deve essere eseguito un trattamento di rinvenimento a bassa temperatura (distensione) a 150°-200°C per conferire una certa tenacità allo strato indurito.

Il pezzo da temprare e il bruciatore che ne riscalda la superficie possono essere fissi (*stationary hardening*) oppure liberi di traslare l'uno rispetto all'altro (*progressive hardening*)¹⁰. Pezzi assiali-simmetrici possono essere posti in rotazione attorno all'asse (*spin hardening*) ed eventualmente messi in moto traslatorio per consentire il riscaldamento lungo tutta la circonferenza; in questi casi il bruciatore rimane in posizione fissa (figura 14.15).

¹⁰ Normalmente una delle due parti è fissa (il bruciatore o il pezzo) mentre l'altra può traslare.

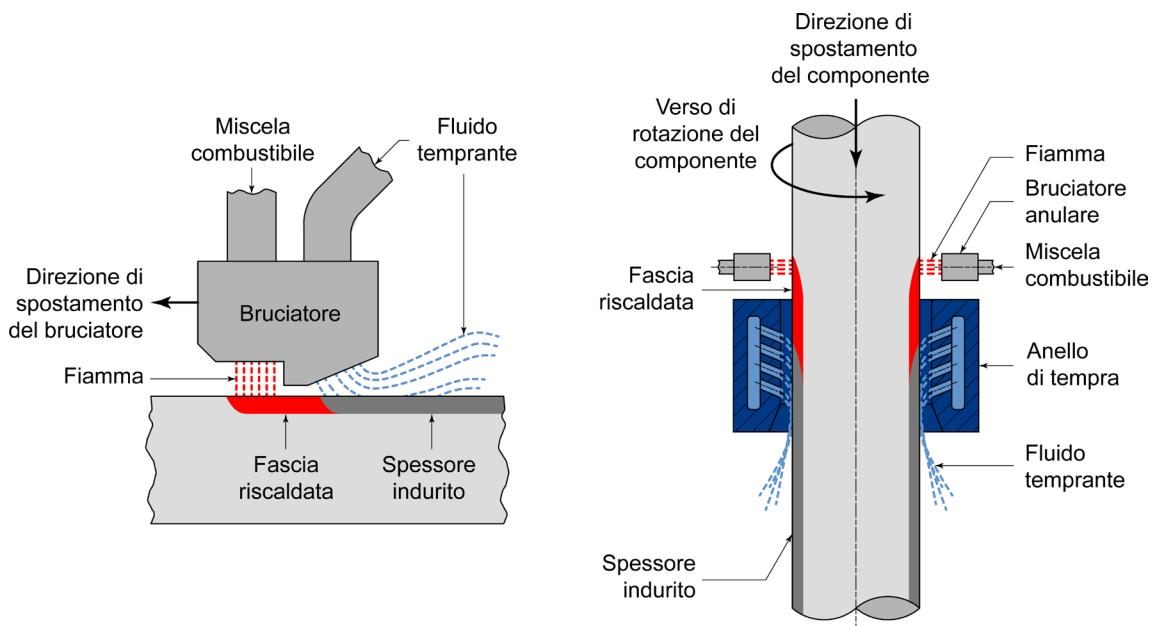


Figura 14.15 – Schemi di processi di tempra superficiale alla fiamma: (a sinistra) tempra alla fiamma progressiva, (a destra) *spin hardening* con traslazione del pezzo.

La durezza superficiale e la profondità di indurimento di un pezzo temprato alla fiamma, sono del tutto confrontabili con quelle ottenibili con la tempra ad induzione. La principale differenza è legata alla difficoltà di automatizzare il processo, la cui ripetibilità dipende fortemente dall'abilità degli operatori.

La tempra alla fiamma ha costi ridotti rispetto a quella ad induzione, ma evidenzia una precisione inferiore e richiede maggiore attenzione nei confronti dei fenomeni di surriscaldamento ed ossidazione superficiale. Per questi motivi la tempra alla fiamma viene usata principalmente per ottenere elevate profondità di indurimento su pezzi di grosse dimensioni in piccoli lotti produttivi.

14.4 La tempra superficiale laser

La tempra superficiale è una delle applicazioni industriali più diffuse delle tecnologie laser¹¹. Questo processo ha il vantaggio di avere una densità di potenza (irradianza) notevolmente superiore rispetto ai trattamenti tradizionali ad induzione ed alla fiamma. Tale caratteristica consente di trasferire grandi quantità di energia termica in tempi brevi su un'area molto piccola della massa metallica. I valori tipici di irradianza usati

¹¹ *Laser è l'acronimo di light amplification by stimulated emission of radiation (amplificazione di luce mediante emissione stimolata della radiazione). Si tratta di un dispositivo optoelettronico in grado di emettere un fascio di luce con alta direzionalità, monocromaticità e coerenza nel tempo e nello spazio, caratterizzato da una densità di potenza (irradianza) particolarmente rilevante. L'elevata irradianza di un fascio laser consente il taglio, l'incisione, la saldatura e il trattamento termico dei materiali metallici. Per approfondire queste tematiche si veda l'ottimo volume Capello E., Le lavorazioni industriali mediante laser di potenza. La tecnologia, le applicazioni e i sistemi, Maggioli, Santarcangelo di Romagna - RN, 2008.*

in questo settore sono dell'ordine di 10-100W/mm² per tempi di 1-2 secondi. Nonostante i rilevanti costi impiantistici, l'uso del laser si è affermato come uno dei processi automatizzati più versatili e ripetibili; la sua utilità si evidenzia particolarmente per la produzione in serie di grandi lotti. Le tipologie di laser adatte per l'indurimento degli acciai sono principalmente tre, ciascuna con specifici vantaggi e svantaggi:

- laser a CO₂,
- laser al Nd-YAG,
- laser a diodi.

Se si desiderano elevate potenze è necessario optare per una sorgente laser a CO₂¹². Una volta generato il fascio, in modalità continua o impulsata, viene direzionato sul pezzo mediante una serie di lenti e specchi, detti catena ottica, al termine della quale si trova il sistema di focalizzazione del fascio nel punto di lavoro. Il trattamento termico superficiale viene eseguito sfruttando il moto relativo tra laser e pezzo: per questo motivo è necessario che il sistema di movimentazione della testa (figura 14.16) abbia un certo numero di gradi di libertà (fino ad un massimo di 6). L'elevata irradianza dei laser a CO₂ consente di trattare aree di una certa estensione anche in modo statico.

Purtroppo l'efficienza globale del processo si attesta su valori molto bassi, dell'ordine dell'1% perché, come noto, tutti i laser hanno scarsa efficienza¹³. Nel caso dei laser a CO₂ si raggiunge, al massimo, il 10% valore ulteriormente ridotto a causa della bassa assorbenza dell'acciaio rispetto all'energia sviluppata da questo tipo di sorgente¹⁴: l'assorbenza dell'acciaio, infatti, peggiora all'aumentare della lunghezza d'onda, che per i laser a CO₂ è particolarmente elevata ($\lambda = 10,6\mu\text{m}$).

Per cercare di migliorare la capacità di assorbimento del materiale è necessario pretrattare la superficie con pitture di colore nerastro, grafite colloidale, strati fosfatati a base di zinco, ferro o manganese. Solo in questo modo si può garantire un'assorbenza uniforme in tutti i punti; in caso contrario si avrebbe una variazione del campo termico all'interno dell'acciaio con consistenti differenze del profilo di durezza dello strato indurito. Normalmente il processo di tempra superficiale laser viene effettuato in gas inerte (Ar, Ne o He) al fine di evitare possibili contaminazioni da parte dell'ossigeno dell'atmosfera. Quest'ultima considerazione ha validità del tutto generale a prescindere dalla sorgente laser usata.

¹² La sorgente laser a CO₂ è un tubo di vetro sigillato, contenente la miscela gassosa formata da anidride carbonica, azoto ed elio. Le potenze in uscita variano tipicamente da pochi mW a centinaia di kW.

¹³ Per efficienza si intende la potenza effettivamente entrante nel pezzo, rispetto alla potenza elettrica assorbita dalla rete.

¹⁴ Solo una parte dell'energia del laser viene assorbita dalla superficie del materiale da trattare, l'altra viene riflessa. L'attitudine ad assorbire l'energia del fascio viene detta assorbenza ed è inversamente proporzionale alla sua lunghezza d'onda.

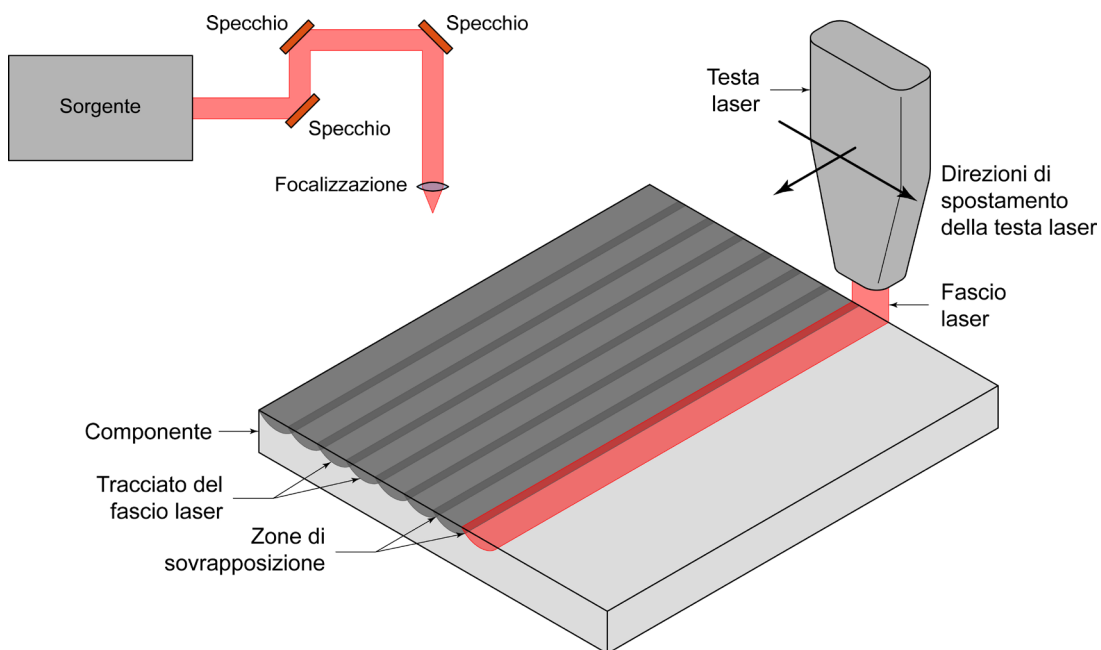


Figura 14.16 – Schema di un laser a CO₂ con sorgente, catena ottica e focalizzatore [tratto da Capello 2008] e relativa modalità di lavoro per il trattamento termico superficiale [tratto da Dinesh Babu et al 2011].

I laser al Nd-YAG¹⁵ costituiscono un'alternativa più versatile rispetto alle sorgenti a CO₂, dato che in questo caso il fascio può essere guidato attraverso fibre ottiche. Il vantaggio principale è costituito dalla ridotta lunghezza d'onda, pari a 1,064μm, che consente un elevato assorbimento di energia senza ricorrere al pretrattamento della superficie da indurire.

Un limite dei laser a Nd-YAG è la piccola dimensione del fascio (*spot*). Normalmente questo problema viene risolto muovendo rapidamente lo *spot* su un'area di dimensione predefinita, con lato pari a circa 10-20mm, in modo da ottenere un riscaldamento omogeneo. Di conseguenza l'indurimento del pezzo avviene progressivamente, fino a ricoprire tutta la superficie da trattare (figura 14.17).

I laser a diodi¹⁶ costituiscono una seconda alternativa: si tratta di sorgenti di dimensioni limitate, facilmente movimentabili mediante teste robotizzate e fibre ottiche. Anche in questo caso la superficie dei componenti non necessita di pretrattamenti, dato che questa tipologia di laser ha bassissima lunghezza d'onda ($\lambda = 0,80-0,95\mu\text{m}$). Lo svantaggio principale è dato dalla corta lunghezza focale della lente che costringe la testa a lavorare molto vicina al pezzo (circa 100mm) con possibili problemi d'ingombro.

¹⁵ I laser al Nd-YAG dispongono di una sorgente allo stato solido costituita da ioni di neodimio (Nd⁺³) in un cristallo sintetico di granato di ittrio ed alluminio (Y₃Al₅O₁₂). Le potenze in uscita variano tipicamente da pochi Watt fino a circa 6kW.

¹⁶ La sorgente a diodi è costituita da un cristallo semiconduttore che viene drogato per produrre una regione tipo n da un lato e una di tipo p dall'altro: insieme danno origine alla giunzione p-n, cioè al diodo. Le potenze in uscita arrivano fino a 6kW.

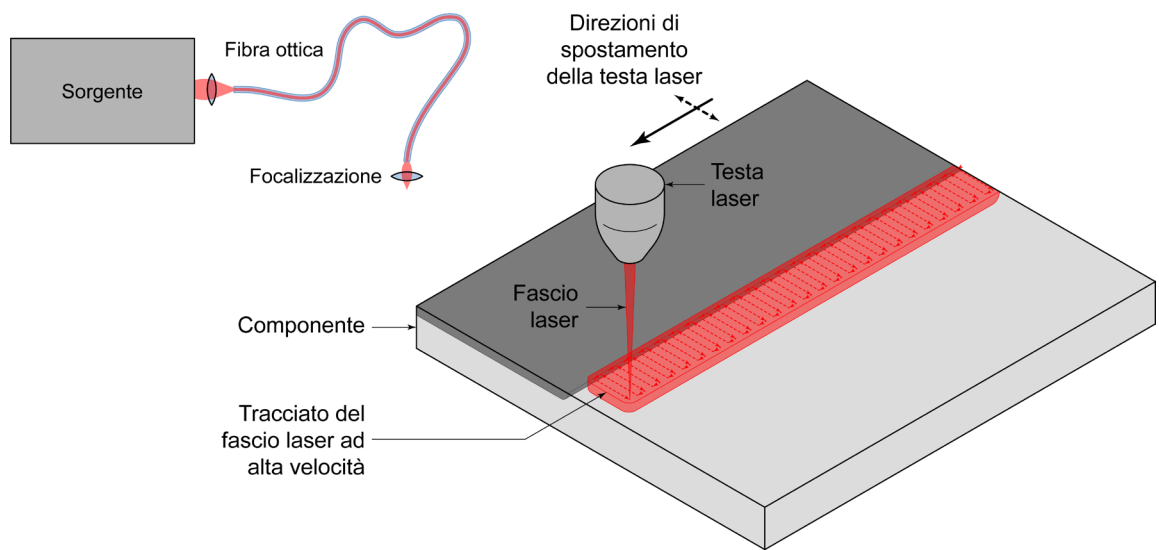
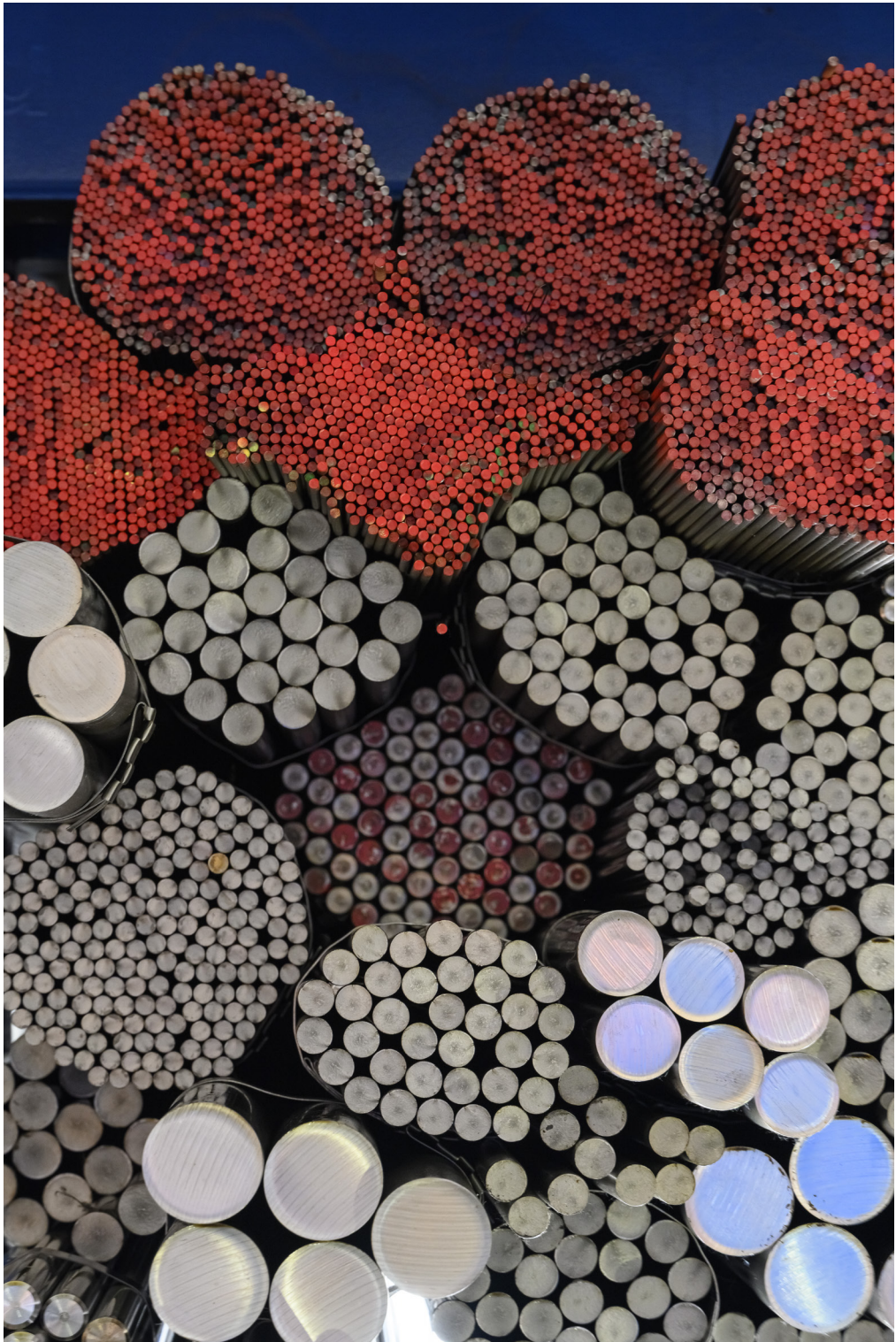


Figura 14.17 – Schema di un laser a Nd-YAG con sorgente, fibra ottica e focalizzatore [tratto da Capello 2008] e relativa modalità di lavoro per il trattamento di tempra superficiale.

Da ultimo è necessario evidenziare un importante vantaggio, valido per tutti i processi di indurimento laser. Le sorgenti laser consentono il riscaldamento in tempi dell'ordine del secondo, molto più brevi della tempra ad induzione o alla fiamma. Tale peculiarità permette di indurre velocità di raffreddamento molto rapide senza ricorrere all'uso di fluidi refrigeranti: è il metallo freddo adiacente alla zona austenitizzata che, esaurito l'impulso laser, provoca il brusco raffreddamento, temprando l'acciaio. Spesso ci si riferisce a questo fenomeno col termine "autotempra".

Per contro, la possibilità di raggiungere temperature dell'ordine di 1000°C in tempi estremamente ridotti sposta molto in alto i punti critici A_{c1} e A_{c3} spingendo la temperatura di austenitizzazione a livelli maggiori rispetto ai processi di tempra superficiale tradizionali. Se non correttamente gestito questo problema comporta il rischio di portare a parziale fusione la massa metallica.



15. GLI ACCIAI AUTOTEMPRANTI

Gli acciai autotempranti sono acciai a medio tenore di carbonio, debolmente legati, simili a quelli da bonifica, tant'è che entrambe le categorie erano comprese nella norma EN 10083-3¹. Questa norma, tuttavia, è stata sostituita nel 2018 dalla EN ISO 683-2² che però non include più gli acciai autotempranti³. D'altra parte, si è comunque deciso di considerare questa categoria di acciai grazie al loro specifico utilizzo in ambito industriale. La differenza tra acciai autotempranti e acciai da bonifica risiede nella composizione chimica che, per gli acciai autotempranti, prevede un tenore cumulato di carbonio, cromo e nichel (%C + %Cr + %Ni) compreso tra il 5% e il 7%.

Un contenuto talmente elevato di elementi di lega induce lo spostamento in basso e a destra delle curve di trasformazione isoterma (T.T.T.) ed anisoterma (C.C.T.) dell'austenite, da cui deriva un livello di temprabilità così alto da consentire la formazione di martensite anche a seguito del trattamento di normalizzazione (figura 15.1). In gergo tecnico, infatti, è del tutto comune dire che questi acciai si "temprano per effetto di un semplice raffreddamento in aria".

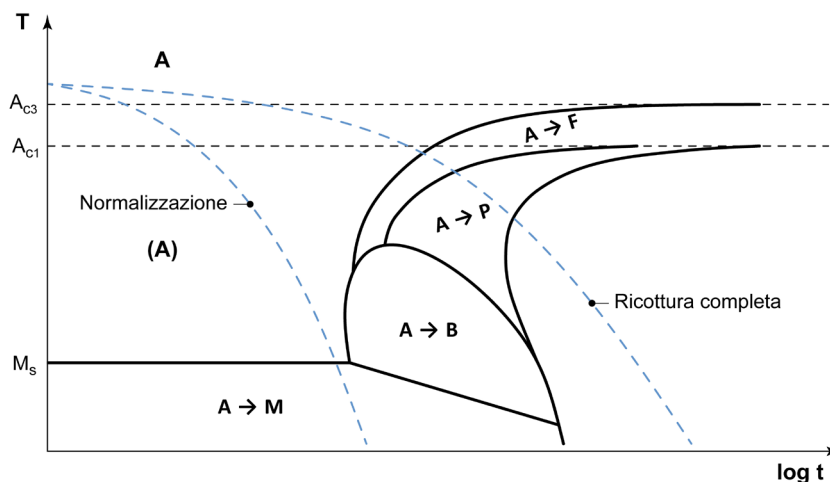


Figura 15.1 – Curve C.C.T. per un generico acciaio autotemperante: dopo ricottura completa la struttura è costituita da ferrite e perlite, dopo normalizzazione da martensite.

L'unico acciaio autotemperante di una certa importanza industriale è l'EN 36NiCrMo16 la cui eccellente temprabilità è testimoniata dalla curva Jominy rappresentata in figura 15.2.

¹ EN 10083-3, Acciai da bonifica - Parte 3: Condizioni tecniche di fornitura per acciai legati.

² EN ISO 683-2, Acciai per trattamento termico, acciai legati e acciai automatici - Parte 2: Acciai legati da bonifica.

³ La EN ISO 683-2 non contempla nemmeno il noto acciaio EN 39NiCrMo3, molto usato nell'industria italiana.

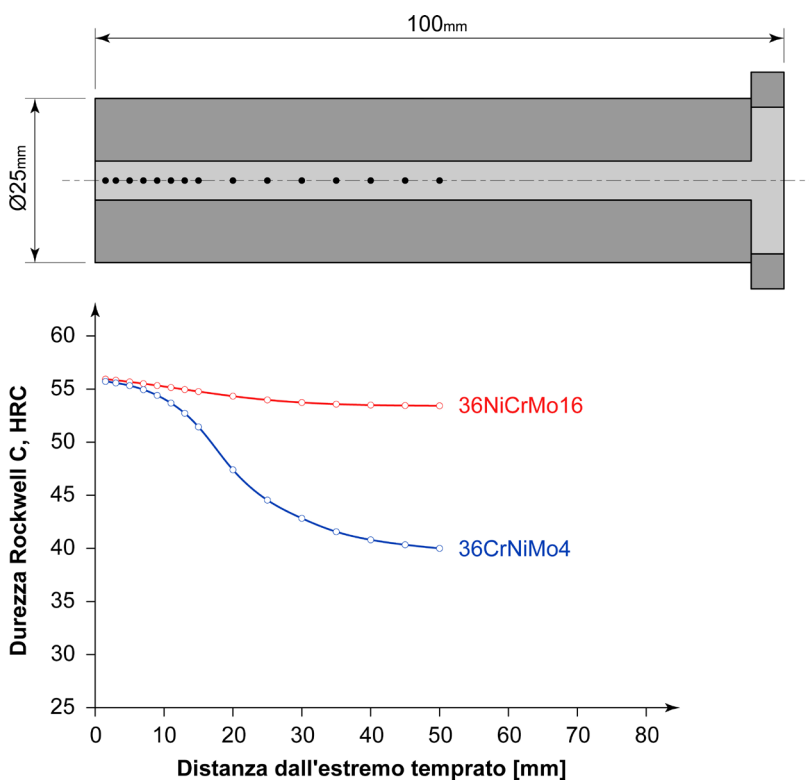


Figura 15.2 – Andamento schematico delle curve Jominy per l'acciaio autotemperante EN 36NiCrMo16 e per l'acciaio da bonifica tipo EN 36CrNiMo4.

Dopo il trattamento termico di tempra, gli acciai autotemperanti possono essere rinvenuti a 200°-250°C, cioè a temperature più basse rispetto a quelle normalmente previste per gli acciai da bonifica⁴ (550°-600°C). Questa caratteristica è dovuta a due motivi:

1. il tenore rilevante di nichel in lega (nominalmente il 4%) che conferisce elevata tenacità all'acciaio;
2. la velocità di raffreddamento estremamente lenta dovuta alla "tempra in aria", che permette di ridurre drasticamente le tensioni residue generate dalla trasformazione martensitica.

Il rinvenimento a bassa temperatura (200°-250°C) consente di ottenere elevati valori di durezza, di carico unitario di rottura (R_m) e di snervamento (R_s) senza ridurre sensibilmente la resilienza e la tenacità alla frattura (figura 15.3). Nonostante ciò, è opportuno precisare che questa alternativa deve essere valutata con grande cautela; componenti di grande dimensione per cui vengano richiesti valori elevati di tenacità necessitano comunque di essere rinvenuti per temperature fra 550°C e 600°C.

⁴ La norma EN 10083 - parte 3 prevedeva di effettuare il rinvenimento per temperature comprese fra 550°C e 650°C. Il rinvenimento a bassa temperatura (200°-250°C) può essere effettuato previo accordo fra fornitore e cliente.

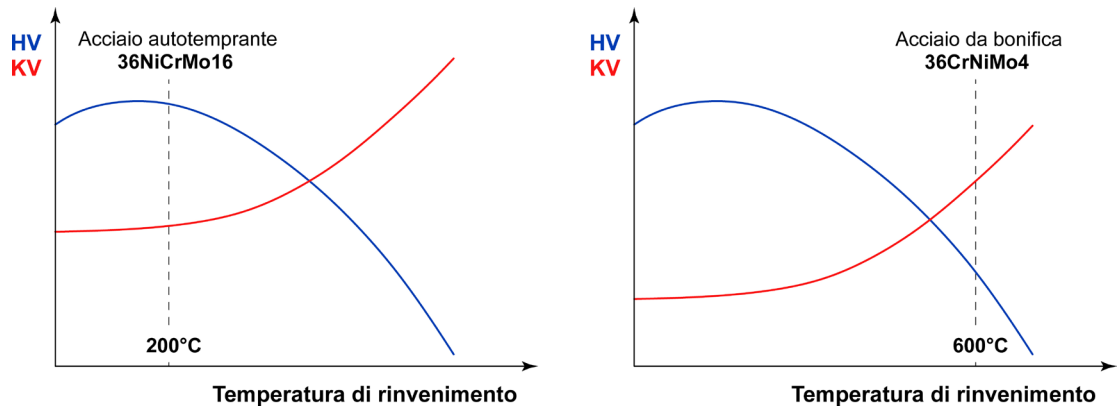


Figura 15.3 – Andamento schematico della durezza (HV), del carico unitario di rottura (R_m) e della resilienza (KV) in funzione della temperatura di rinvenimento per l'acciaio autotemprante EN 36NiCrMo16 e per l'acciaio da bonifica EN 36CrNiMo4.

Per valutare la resistenza meccanica a trazione di un acciaio autotemprante (dopo tempra e rinvenimento a 200°C) è possibile applicare la nota formula⁵ che lega il carico unitario di rottura (R_m) alla composizione chimica dell'acciaio.

Considerando l'acciaio EN 36NiCrMo16, si ha un tenore nominale di nichel del 4%, di cromo del 1,8% e di molibdeno dello 0,2% (per inibire il fenomeno della fragilità da rinvenimento). Dalla formula per il calcolo della resistenza a rottura degli acciai si ottiene:

$$R_m = 300 + 1000 \cdot n \cdot C + 150 \cdot Cr + 40 \cdot Ni + 300 \cdot Mo$$

Essendo n pari a 3,8 (rinvenimento a 200°C) si ha:

$$R_m = 300 + 1000 \cdot 3,8 \cdot 0,36 + 150 \cdot 1,8 + 40 \cdot 4 + 300 \cdot 0,2 \approx 2100MPa - 2200MPa$$

Poiché gli acciai autotempranti hanno un indice di qualità allo snervamento (R_s / R_m) pari a circa 0,7 (come avviene per quasi tutti gli acciai speciali da costruzione debolmente legati, ad eccezione degli acciai per molle) si ricava che il carico unitario di snervamento è dell'ordine di 1500MPa.

Conseguentemente il limite di fatica a flessione teorico del materiale risulta pari a⁶:

$$\sigma_{FAf} \approx 0,45 - 0,55 \cdot R_m \text{ (max } 700MPa) = 700MPa$$

⁵ Si veda il paragrafo 4 del capitolo 12.

⁶ Si veda il paragrafo 5 del capitolo 6.

Se si considerasse invece il rinvenimento eseguito ad alta temperatura (550°C , $n = 1$), si ricaverebbe:

$$R_m = 300 + 1000 \cdot 1 \cdot 0,36 + 150 \cdot 1,8 + 40 \cdot 4 + 300 \cdot 0,2 \approx 1100\text{MPa}-1200\text{MPa}$$

da cui è possibile stimare:

$$R_s \approx 750\text{MPa}-850\text{MPa}$$

$$\sigma_{FAf} \approx 500\text{MPa}-650\text{MPa}$$

Le eccellenti proprietà meccaniche unitamente all'ottima temprabilità permettono di impiegare questo acciaio per componenti di grosse dimensioni (superiori a 400mm di diametro) quali ad esempio rotori di turbina, alberi di trasmissione per impiego navale, alberi di trasmissione per applicazioni funiviarie e ingranaggi di grandi dimensioni. A completamento di questa breve trattazione è necessario descrivere il ciclo tecnologico di fabbricazione di un componente realizzato in acciaio autotemperante che, come si può osservare in figura 15.4, è differente da quello degli acciai da bonifica.

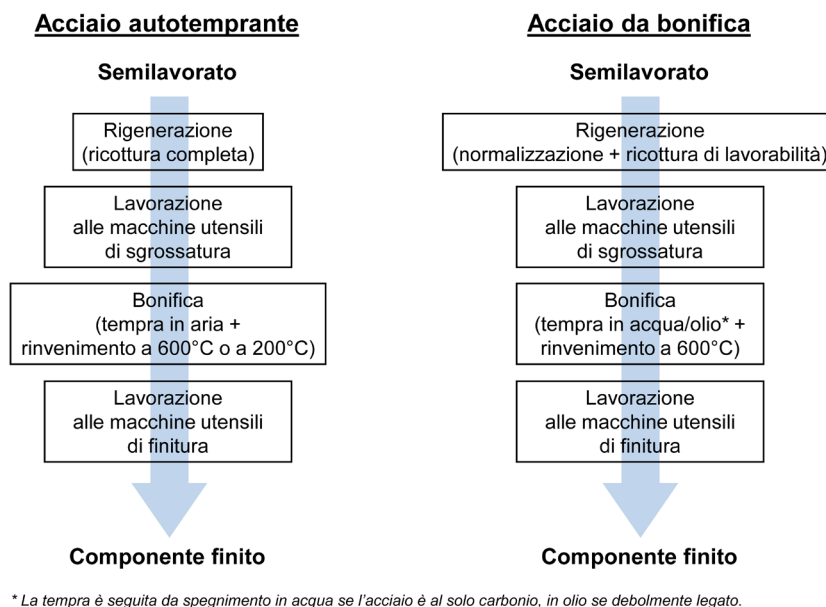


Figura 15.4 – Confronto fra lo schema del ciclo tecnologico di un componente realizzato con un acciaio autotemperante (a sinistra) o con uno da bonifica (a destra).

La principale differenza è nella prima fase che prevede la ricottura completa (figura 15.1) per gli acciai autotemperanti rispetto alla normalizzazione e alla ricottura di lavorabilità per gli acciai da bonifica. Solo la ricottura completa consente di ottenere la struttura ferritico-perlitica necessaria per migliorare la lavorabilità alle macchine utensili di un acciaio autotemperante. Se si seguisse il ciclo tradizionale si incorrerebbe in un grave errore: dopo la normalizzazione si otterrebbe una struttura martensitica, troppo dura per le lavorazioni di sgrossatura. Le successive fasi del ciclo tecnologico sono sostanzialmente simili; l'unica differenza di rilievo è costituita dalla temperatura di rinvenimento che, per gli acciai autotemperanti, può essere effettuata anche a 200°C - 250°C .





16. GLI ACCIAI PER MOLLE

16.1 Cosa sono gli acciai per molle

La famiglia degli acciai per molle nasce allo scopo di realizzare componenti elastici quali molle a elica, molle a spirale, molle a tazza, molle a disco, molle a balestra, barre di torsione, rondelle elastiche, ecc.

Le molle sono elementi di macchina in grado di assorbire grandi quantità di energia: questi componenti sono progettati per subire deformazioni in campo elastico senza che venga raggiunto il limite di snervamento del materiale con cui sono realizzati. Un semplice esempio di molla a elica cilindrica è mostrato in figura 16.1.

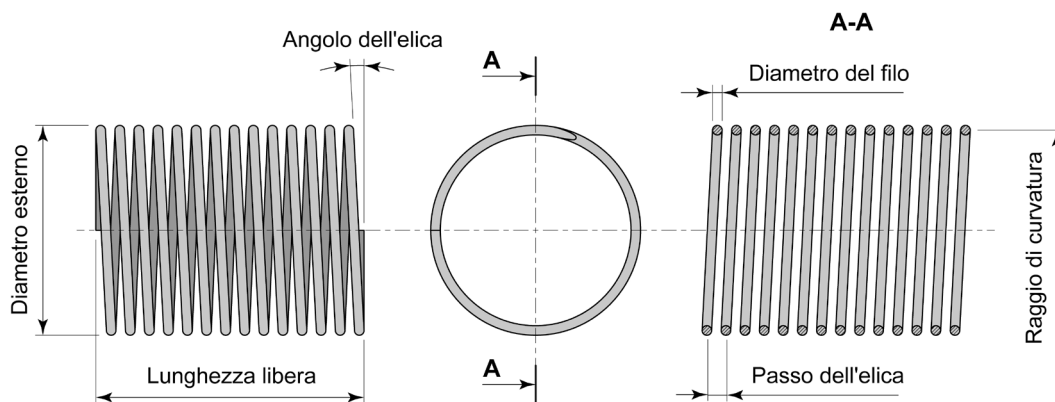


Figura 16.1 – Schematizzazione di una molla a elica cilindrica di compressione con terminali chiusi e molati.

Esistono numerose ragioni per cui le molle vengono impiegate nei sistemi meccanici: smorzamento delle vibrazioni, attenuazione degli urti, movimentazione di organi di comando, applicazione di forze, immagazzinamento di energia. Si pensi a questo proposito agli ammortizzatori degli autoveicoli, ai respingenti di carri, vagoni e locomotori ferroviari, alle barre antirollio, ai sistemi ad aggancio automatico di seggiovie.

Per la realizzazione di molle deve essere utilizzato un materiale con adeguate caratteristiche resistenziali: acciai, leghe di titanio o leghe di rame sono normalmente impiegati con questa funzione.

Dovendo minimizzare le deformazioni elastiche, a parità di carico esterno applicato al componente, sarà necessario avere un modulo elastico E di valore elevato¹. Estremamente importante è anche il limite di snervamento del materiale che deve essere molto alto affinché le deformazioni rimangano sempre in campo elastico. Per tutti questi motivi le molle sono tipicamente fabbricate in acciaio, materiale in grado

¹ Anche chiamato modulo di Young o modulo di elasticità longitudinale.

di garantire un modulo elastico di 190-210GPa², molto maggiore di quello del titanio e del rame, unitamente ad un elevato carico unitario di snervamento e di rottura (figura 16.2).

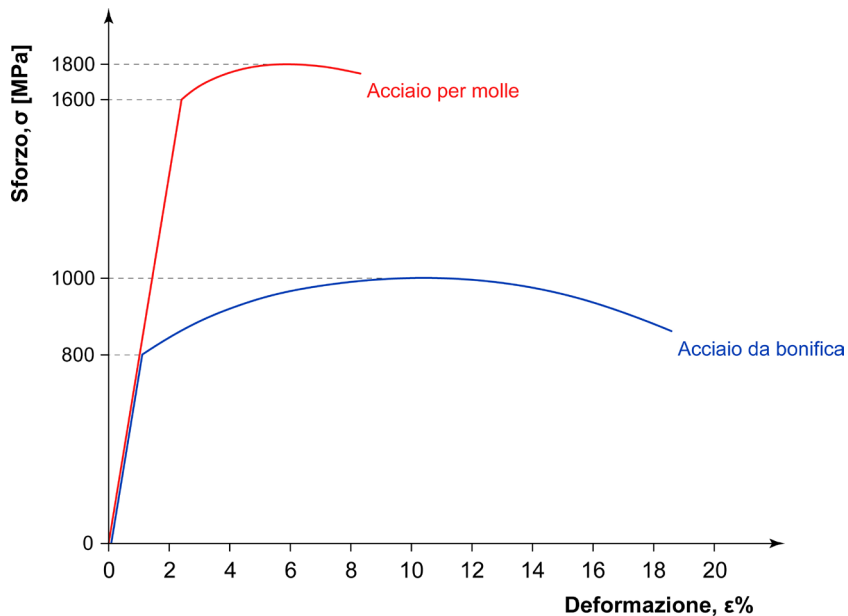


Figura 16.2 – Rappresentazione schematica della curva sforzi-deformazione di un generico acciaio da bonifica e di uno per molle.

16.2 Metallurgia degli acciai per molle

Gli acciai per molle vengono forniti sotto forma di semilavorati laminati a caldo quali barre tonde, piatti e vergelle da bonificare dopo la formatura. In alternativa, per molle di piccole dimensioni (fino a 6mm di diametro), si può ricorrere a filo o nastri laminati pre-bonificati e/o laminati a freddo.

Le normative di riferimento degli acciai per molle sono la EN 10089³, la EN 10132⁴ e la EN 10270, parti 1 e 2⁵. Gli acciai per molle hanno specifiche peculiarità metallurgiche rispetto agli altri acciai speciali da costruzione.

² Il modulo elastico E , o modulo di Young, è una caratteristica fisica del materiale dipendente dal legame tra gli atomi del reticolo cristallino. Il modulo elastico, inoltre, non è quasi per nulla influenzato dalle condizioni di trattamento termico e dallo stato di incrudimento del materiale. Gli acciai hanno un modulo E compreso tra 190-200GPa (acciai inossidabili) e 200-210GPa (acciai comuni e speciali); per il titanio e le sue leghe il modulo E vale 103-107GPa, per il rame e le sue leghe 110-130GPa, per l'alluminio e le sue leghe 70-75GPa.

³ EN 10089, Acciai laminati a caldo per molle bonificate - Condizioni tecniche di fornitura.

⁴ EN 10132, Nastri stretti di acciaio laminati a freddo da trattamento termico - Condizioni tecniche di fornitura.

⁵ EN 10270-1, Filo di acciaio per molle meccaniche - Parte 1: Filo di acciaio non legato per molle trafilato a freddo e patentato; EN 10270-2, Filo di acciaio per molle meccaniche - Parte 2: Filo di acciaio per molle temprato e rinvenuto in olio.

Generalmente si tratta di leghe ferro-carbonio con buona temprabilità aventi:

- un tenore di carbonio dell'ordine di 0,45-0,75%; in qualche caso il tenore di carbonio può arrivare fino all'1%;
- un tenore di silicio dell'ordine di 1,5-2% e/o altri elementi di lega quali cromo, molibdeno e vanadio;
- un trattamento di rinvenimento eseguito a bassa temperatura (400°-450°C).

Queste caratteristiche permettono di ottenere un sensibile incremento del limite di snervamento dell'acciaio, fino a raggiungere valori del rapporto $R_{p0.2}/R_m$ dell'ordine di 0,8-0,9⁶. Unitamente a tali proprietà tensili è comunque necessario che l'acciaio mantenga una buona resistenza alla frattura fragile (tenacità). Gli acciai per molle devono sempre garantire anche un'elevata resistenza al rilassamento e agli sforzi ciclici (resistenza a fatica). Poiché le molle sono normalmente sottoposte a sollecitazioni pari all'80-90% dello sforzo di snervamento, è abbastanza comune osservare il fenomeno del rilassamento. In pratica si assiste ad una progressiva diminuzione delle tensioni applicate al componente col trascorrere del tempo, con conseguente perdita del carico esercitato dalla molla quale effetto della sua reazione elastica (figura 16.3).

Gli aspetti meccanici alla base del rilassamento sono simili a quelli dello scorrimento viscoso o *creep*. Il primo si manifesta a temperature prossime alla temperatura ambiente ($\pm 50^\circ\text{C}$) con una deformazione imposta costante nel tempo (meglio sarebbe dire "ad allungamento costante"). Nel caso dello scorrimento viscoso, invece, la temperatura è generalmente molto maggiore di quella ambiente e le forze applicate sono costanti nel tempo ("carico costante").

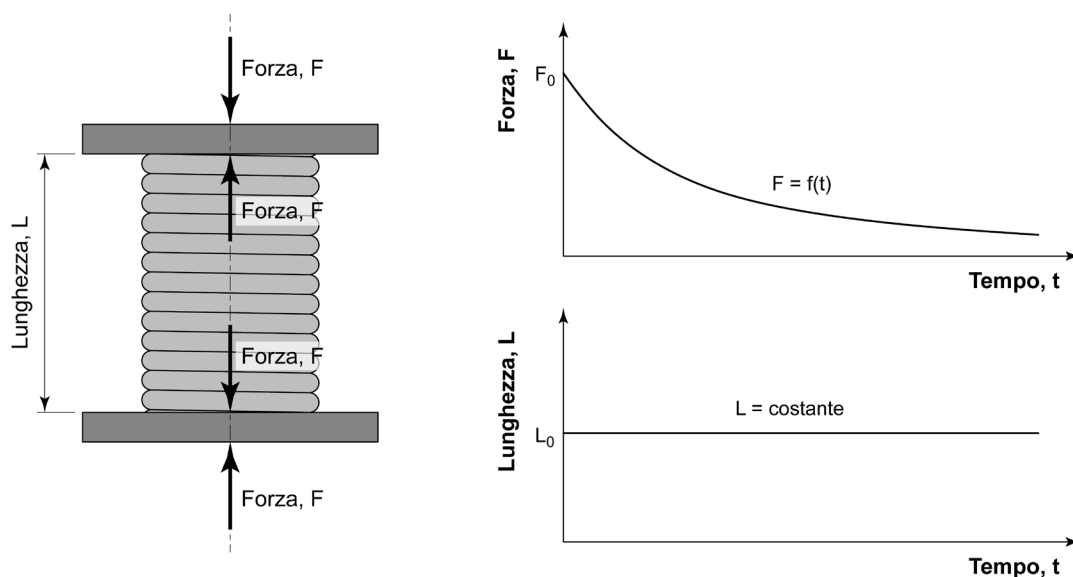


Figura 16.3 – Configurazione di una molla caricata a pacco e possibile andamento del rilassamento dell'acciaio con cui è fabbricata (la forza F rappresenta la reazione della molla per effetto della compressione indotta dalle piastre poste a distanza prefissata L_0 ; il valore iniziale F_0 tende a ridursi col trascorrere del tempo).

⁶ Il rapporto tra il carico unitario di scostamento dalla proporzionalità lineare ($R_{p0.2}$) e il carico unitario di rottura (R_m) è anche chiamato indice di qualità allo snervamento (I_s).

Un'altra importante caratteristica degli acciai per molle è la resistenza a fatica, strettamente connessa con l'operatività di qualsiasi tipo di molla che, come facilmente intuibile, è sempre soggetta all'applicazione di sollecitazioni cicliche nel tempo. Il fenomeno della fatica è infatti la principale causa di cedimento delle molle, con un'incidenza superiore al 95% dei casi di rottura in esercizio.

La resistenza a fatica delle molle può essere incrementata migliorando sia il grado di finitura superficiale del semilavorato, sia quello del prodotto finito, che devono avere limitatissima decarburazione superficiale ed un ridottissimo contenuto di inclusioni non metalliche: queste discontinuità sono punti preferenziali di innesco per le cricche di fatica. Le molle devono essere prive anche di zone ad elevata concentrazione di sforzo quali micro-difetti affioranti in superficie e variazioni di sezione ad elevato effetto d'intaglio⁷.

Per incrementare la resistenza a fatica del pezzo si esegue abitualmente anche un trattamento meccanico di pallinatura al termine del ciclo di fabbricazione delle molle. La pallinatura è un processo svolto a freddo che consiste nel "bombardamento" omogeneo ed uniforme della superficie mediante un getto continuo di piccole sferette di acciaio, di ghisa o di vetro, scagliate ad elevata velocità (80-120m/s). Gli impatti ripetuti dei pallini sulla superficie inducono un campo di tensioni residue di compressione negli strati corticali della molla, compensate da tensioni residue di trazione a cuore; la pallinatura inoltre rende uniforme la rugosità ed incrudisce localmente il materiale (figura 16.4).

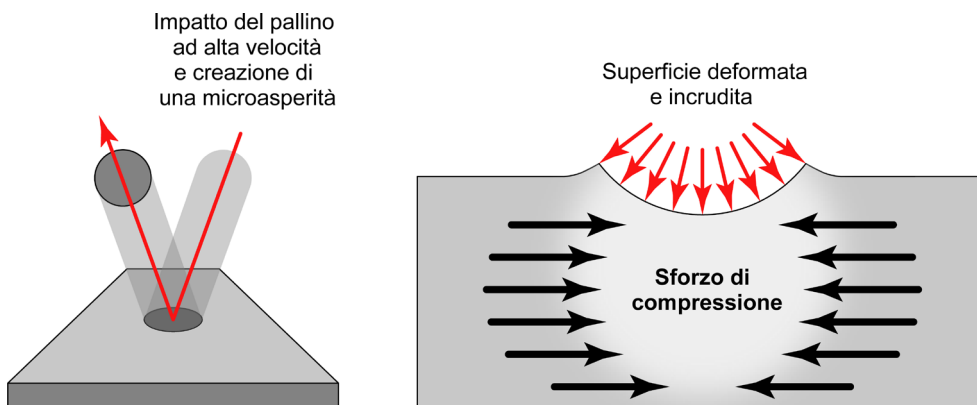


Figura 16.4 – Schematizzazione dell'effetto meccanico che l'impatto ripetuto dei pallini induce sulla superficie di una molla pallinata.

⁷ Come si è visto nel capitolo 6, la resistenza a fatica di un dato acciaio è sempre maggiore di quella di un componente realizzato con quel medesimo acciaio. La resistenza a fatica di un componente dipende dalle dimensioni (maggiore la sezione, minore la resistenza a fatica del pezzo), dalla presenza di intagli (maggiore è la severità dell'intaglio, minore la resistenza a fatica del pezzo) e dalla finitura superficiale (maggiore la rugosità, minore la resistenza a fatica del pezzo), oltretutto dalla resistenza a fatica dell'acciaio. La resistenza a fatica dell'acciaio, invece, è condizionata unicamente dalle caratteristiche metallurgiche dell'acciaio stesso (composizione chimica e microstruttura) e dalla sua resistenza meccanica (carico unitario di rottura).

Se eseguita correttamente, la pallinatura comporta un significativo incremento della resistenza a fatica della molla. L'effetto positivo è dovuto alle autotensioni di compressione che si generano in uno spessore di alcuni decimi di millimetro a partire dalla superficie del componente (figura 16.5). L'incremento del limite di fatica che si ottiene con la pallinatura è davvero notevole: si va dal 10-20% per molle con superfici rettificate/lucidate al 50-70% per molle con superfici grezze di laminazione⁸.

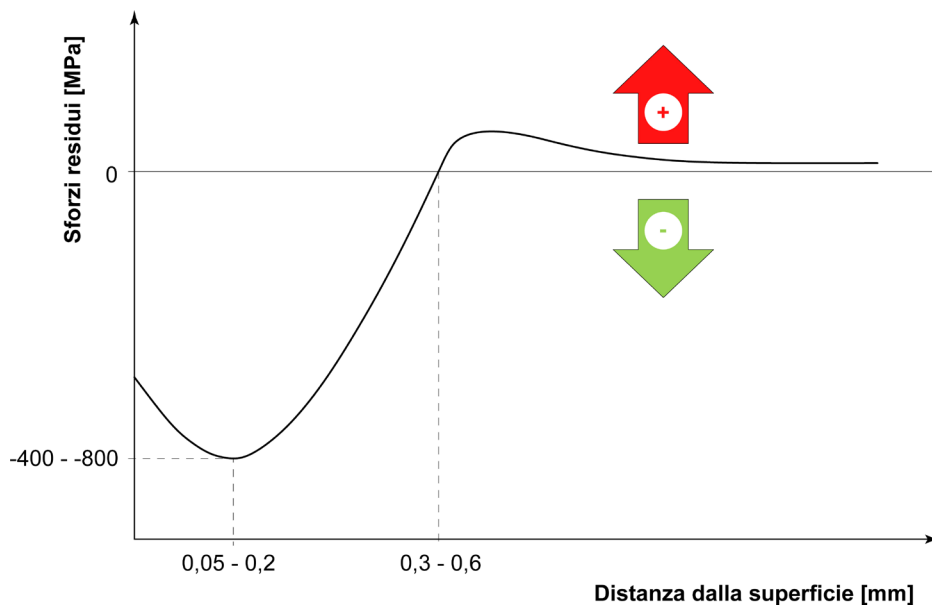


Figura 16.5 – Schematizzazione delle tensioni residue che si sviluppano al di sotto della superficie di una molla pallinata.

16.3 Tipologie degli acciai per molle

I primi acciai per molle sviluppati industrialmente erano al solo carbonio e venivano detti "acciai armonici". Questi acciai hanno tenori di carbonio compresi tra 0,55% e 1% senza ulteriori elementi di lega e sono ormai poco utilizzati, se non in specifici ambiti applicativi⁹. Appartengono a questa categoria, ad esempio, l'EN C60S, l'EN C75S e l'EN C90S.

Gli acciai per molle al solo carbonio vengono impiegati allo stato incrudito a freddo oppure allo stato pre-bonificato, sotto forma di fili o nastri di sezione ridotta; hanno un carico unitario di rottura a trazione compreso tra 1200MPa e 2000MPa.

⁸ Giova osservare come i benefici ottenibili con la pallinatura sono talmente interessanti che, oltre alle molle, il processo viene applicato anche a molte altre tipologie di pezzi meccanici che lavorano a fatica: è il caso ad esempio delle ruote dentate, degli alberi a gomito, delle bielle e dei manovellismi in genere.

⁹ Tra gli ambiti di impiego degli acciai armonici si segnala la realizzazione di corde per strumenti musicali (corde di pianoforte, di chitarra, ecc.), di pinzette, di molle di fissaggio.

Per questa famiglia di materiali la massima resistenza è data dai fili più sottili, per cui si impiegano altissimi gradi di riduzione con speciali trattamenti termici intermedi (ricotture isoterme). In altri casi questi acciai possono anche essere bonificati, purché le loro caratteristiche metallurgiche siano ben controllate: ottima disossidazione, tenore contenuto di silicio e manganese, ridotta concentrazione di impurezze (in particolare S e P), presenza limitata di inclusioni.

L'impiego di questa famiglia di acciai in ambito industriale è tuttavia molto limitato: la resistenza alla frattura fragile si riduce notevolmente a causa dell'elevato tenore di carbonio necessario per garantire consistenti carichi unitari di rottura e di snervamento.

Per la realizzazione di molle industriali quali molle a balestra, molle a elica o barre di torsione, si è soliti utilizzare acciai debolmente legati; in tal caso gli acciai sono messi in opera dopo formatura e successivo trattamento di bonifica.

A questa seconda categoria appartengono gli acciai al silicio (EN 46Si7 e EN 56Si7) e al silicio-cromo (EN 54SiCr6 e EN 61SiCr7) e, per le maggiori prestazioni, acciai al cromo-vanadio (EN 51CrV4), al cromo-molibdeno (EN 60CrMo3-1), al silicio-cromo-vanadio (EN 45SiCrV6-2 e EN 54SiCrV6) e al silicio-cromo-nichel (EN 52SiCrNi5). In tabella 16.1 è riportata la composizione chimica di alcuni tra i principali acciai per molle debolmente legati.

La motivazione dell'impiego di elementi di lega così disparati è molteplice. Il silicio è un elemento chimico che rafforza l'acciaio per soluzione solida sostituzionale, provocando effetti meccanici simili a quello del carbonio. Viene aggiunto per elevare il limite di snervamento, il rapporto $R_{p0.2}/R_m$ e la resistenza a fatica senza ridurre drasticamente la resilienza; la presenza del silicio conferisce anche buona resistenza al rinvenimento ed al rilassamento. Di solito per tenori di silicio compresi tra 1,5% e 2% si ottiene la migliore combinazione delle proprietà sopra citate (figura 16.6).

Uno specifico problema legato alla presenza del silicio è la sua forte affinità per l'ossigeno che favorisce la decarburazione dell'acciaio durante i trattamenti termici. Per migliorare la resistenza all'ossidazione viene allora introdotto il cromo (0,5-1%) che consente di incrementare la temprabilità e la resistenza meccanica dell'acciaio, in particolare la resistenza a fatica.

Talvolta negli acciai per molle sono presenti il nichel e il vanadio. Il nichel, benché costoso come elemento di lega, conferisce all'acciaio maggiore tenacità a frattura, mentre il vanadio favorisce l'affinamento del grano cristallino e la resistenza al rilassamento attraverso il meccanismo di indurimento per precipitazione.

Nel caso degli acciai per molle debolmente legati, come già per quelli al solo carbonio, i valori del carico unitario di rottura a trazione si collocano nell'intervallo compreso tra 1400MPa e 1900MPa.

Designazione	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%Cu	%V	Altri
EN C75S	0,70-0,80	0,15-0,35	0,60-0,90	≤ 0,025	≤ 0,025	≤ 0,40	≤ 0,40	≤ 0,10	≤ 0,30	---	(*)
EN 56Si7	0,52-0,60	1,60-2,00	0,60-0,90	≤ 0,025	≤ 0,025	---	≤ 0,40	≤ 0,10	(**)	---	
EN 54SiCr6	0,51-0,59	1,20-1,60	0,50-0,80	≤ 0,025	≤ 0,025	0,50-0,80	≤ 0,40	≤ 0,10	(**)	---	
EN 51CrV4	0,47-0,55	≤ 0,40	0,70-1,10	≤ 0,025	≤ 0,025	0,90-1,20	≤ 0,40	≤ 0,10	(**)	0,10-0,25	
EN 54SiCrV6	0,51-0,59	1,20-1,60	0,50-0,80	≤ 0,025	≤ 0,025	0,50-0,80	≤ 0,40	≤ 0,10	(**)	0,10-0,20	
EN 52SiCrNi5	0,49-0,56	1,20-1,50	0,70-1,00	≤ 0,025	≤ 0,025	0,70-1,00	0,50-0,70	≤ 0,10	(**)	---	

La lettera S dopo il simbolo degli acciai al solo carbonio (ad es. l'EN C75S) rappresenta un acciaio con tenore limite di zolfo massimo.

(*) Cr + Mo+Ni ≤ 0,63.

(**) Cu + 10•Sn ≤ 0,60.

Tabella 16.1 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai per molle [tratto da EN 10089 ed EN 10132].

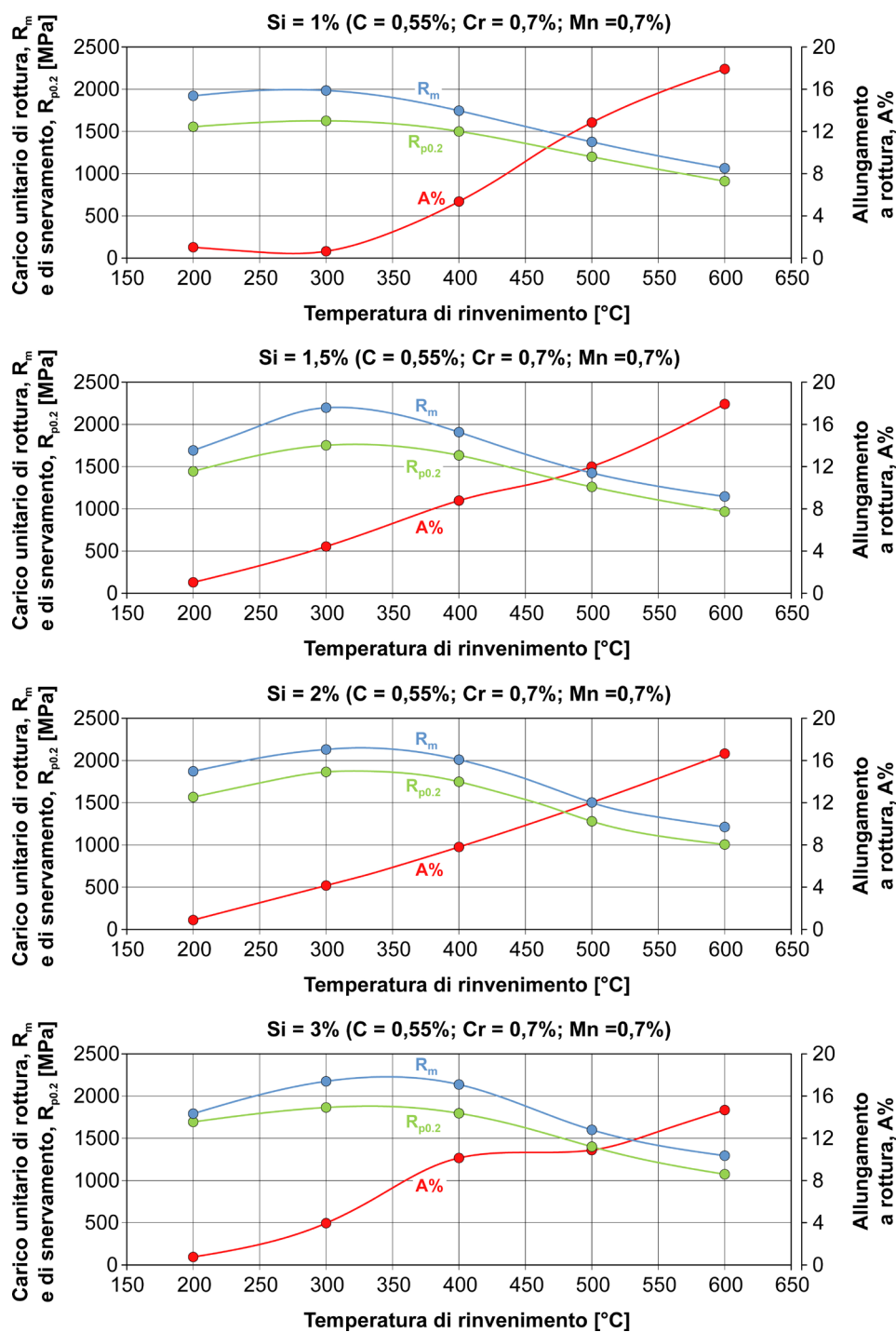


Figura 16.6 – Andamento delle caratteristiche tensili di un acciaio per molle tipo SAE 9254 con C = 0,55%, Mn = 0,7% e Cr = 0,7% al variare del tenore di silicio [tratto da Lee e Choi 1999].

Si confrontino ad esempio un acciaio al solo carbonio tipo EN C75S ($C = 0,75\%$) e uno debolmente legato tipo EN 52SiCrNi5 ($C = 0,52\%$; $Si = 1,25\%$; $Cr = 0,8\%$; $Ni = 0,6\%$). Dalla nota formula¹⁰:

$$R_m = 300 + 1000 \cdot n \cdot C + 100 \cdot (Si - 0,3) + 150 \cdot (Mn - C) + 150 \cdot Cr + 40 \cdot Ni + 300 \cdot Mo + 700 \cdot V + 40 \cdot Al$$

sapendo che per entrambi gli acciai il rinvenimento è effettuato a 450°C ($n = 2,3$), si ha per l'acciaio EN C75:

$$R_m = 300 + 1000 \cdot 2,3 \cdot 0,75 \cong 2000\text{MPa}$$

$$R_{p0.2} = 0,85 \cdot R_m = 0,85 \cdot 2000\text{MPa} \cong 1700\text{MPa}$$

mentre per l'acciaio EN 52SiCrNi5:

$$R_m = 300 + 1000 \cdot 2,3 \cdot 0,52 + 100 \cdot (1,25 - 0,3) + 150 \cdot 0,8 + 40 \cdot 0,6 \cong 1750\text{MPa}$$

$$R_{p0.2} = 0,85 \cdot R_m = 0,85 \cdot 1750\text{MPa} \cong 1500\text{MPa}$$

Si tenga presente che la tendenza della ricerca nel settore degli acciai per molle, in particolare nel campo *automotive*, è verso un continuo miglioramento delle prestazioni del materiale fino ad arrivare a valori di R_m dell'ordine di 2300MPa. A tal proposito sono stati recentemente immessi sul mercato acciai per molle debolmente legati al Si-Cr-V, con limitatissime aggiunte di niobio e boro, che permettono di garantire caratteristiche meccaniche molto elevate (2200-2400MPa).

16.4 Il ciclo tecnologico degli acciai per molle

Il ciclo tecnologico necessario per la produzione di una molla meccanica presenta sostanziali differenze rispetto a quello di un componente realizzato con un tradizionale acciaio da bonifica. Si osservi a questo proposito la figura 16.7.

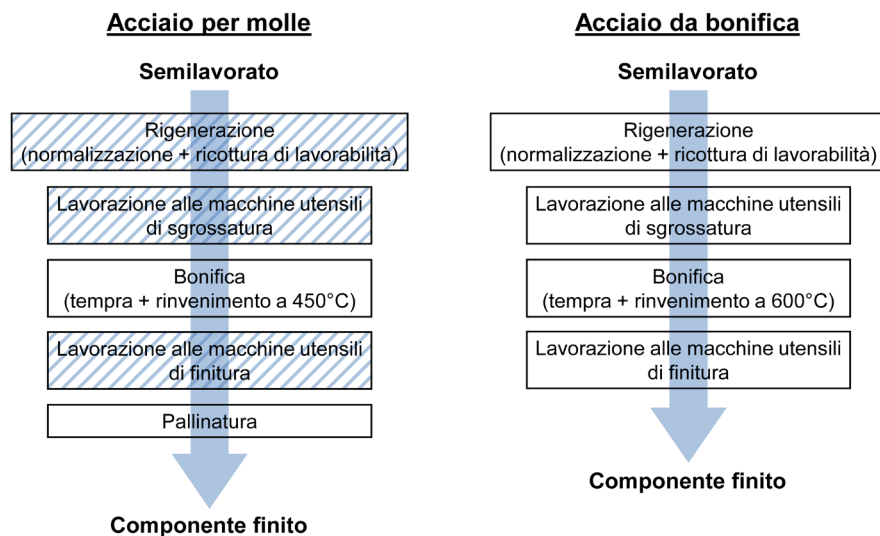


Figura 16.7 – Confronto tra lo schema del ciclo tecnologico di un acciaio da bonifica (a destra) e quello di un acciaio per molle (a sinistra).

¹⁰ Si veda il paragrafo 4 del capitolo 12.

Si ipotizzi di voler realizzare una semplice molla ad elica cilindrica o una molla a balestra.

Nel caso della molla a elica le lavorazioni di sgrossatura alle macchine utensili non appaiono necessarie. Per realizzare il componente si tratta di conformare un filo o una vergella di diametro appropriato, con un dato raggio di curvatura e passo d'elica, mediante una macchina avvolgitrice. In tal caso, poiché le lavorazioni per asportazione di truciolo sono sostanzialmente assenti, è praticamente inutile eseguire un trattamento iniziale di rigenerazione. Si può quindi partire da un filo allo stato pre-bonificato oppure, se il diametro è rilevante, da una vergella o da una barra normalizzata da sottoporre ad un successivo trattamento di bonifica. Anche per quanto riguarda la molla a balestra le lavorazioni alle macchine utensili sono piuttosto marginali: di solito si tratta di utilizzare una lamiera che dovrà essere opportunamente tagliata per ottenere i vari elementi (le foglie) che, sovrapposti e vincolati tra loro, daranno origine alla balestra. Questo è il motivo per cui in figura 16.7 i riquadri relativi alle lavorazioni alle macchine utensili sono campiti con linee a 45°. Dopo la formatura si passa al trattamento termico di bonifica della molla.

Le temperature di austenitizzazione dipendono dalla composizione chimica nominale dell'acciaio. Lo spegnimento è effettuato abitualmente in olio, anche se nel caso di acciai a bassa temprabilità (acciai al solo carbonio e alcuni acciai al carbonio-silicio) può essere più opportuno l'impiego dell'acqua. Dopo tempra si esegue sempre il rinvenimento a temperatura di 400°-450°C. Si veda al proposito la tabella 16.2.

Durate l'esecuzione dei trattamenti termici è di primaria importanza evitare fenomeni di decarburazione superficiale che possano ridurre drasticamente il limite di fatica dell'acciaio. Anche il grado di finitura superficiale delle molle è molto importante, motivo per cui in molti casi è prevista anche una fase di lucidatura in grado di eliminare ogni traccia delle precedenti lavorazioni, inclusa la rettifica. Al termine del ciclo tecnologico le molle vengono normalmente sottoposte a pallinatura per aumentare la loro resistenza a fatica.

Designazione	Temperatura di austenitizzazione [°C]	Mezzo di spegnimento	Temperatura di rinvenimento
EN C75S	810-840	Olio	440-460 (*)
EN 56Si7	850-870	Olio	440-460
EN 54SiCr6	850-870	Olio	440-460
EN 51CrV4	840-860	Olio	440-460
EN 54SiCrV6	850-870	Olio	390-410
EN 52SiCrNi5	850-870	Olio	440-460

(*) La EN 10132 non specifica la temperatura di rinvenimento per gli acciai per molle al solo carbonio. Il dato indicato è valido sulla base delle considerazioni metallurgiche riportate in questo capitolo.

Tabella 16.2 – Caratteristiche del trattamento termico di bonifica di alcuni acciai per molle [tratto da EN 10089 ed EN 10132].





17. GLI ACCIAI DA CEMENTAZIONE E IL LORO TRATTAMENTO

17.1 Cos'è e a cosa serve il trattamento di cementazione

La cementazione o carburazione¹ è un trattamento termochimico di diffusione degli acciai che prevede un arricchimento di carbonio sulla superficie dei pezzi. In pratica soltanto gli acciai a basso tenore di carbonio ($C \leq 0,2\%$) sono idonei a questo tipo di trattamento.

Scopo del trattamento di cementazione è ottenere uno strato superficiale ricco di carbonio e con durezza di 650-800HV (pari a circa 58-64HRC) che si estende per una profondità dell'ordine del millimetro (0,5-1,5mm). Dopo cementazione i componenti hanno buona resistenza all'usura, al grippaggio e ai fenomeni di danneggiamento superficiale e mostrano un notevole miglioramento della resistenza a fatica; nonostante ciò il cuore del pezzo continua ad avere buona tenacità grazie al basso tenore di carbonio dell'acciaio.

Il trattamento di cementazione ha la durata di alcune ore (2-12 ore) e viene effettuato nell'intervallo 900°-930°C, cioè a temperature superiori al punto critico A_{c3} dove l'acciaio è in fase γ .

Al termine dell'arricchimento in carbonio, il pezzo viene temprato per indurre la trasformazione martensitica. Successivamente si esegue un rinvenimento a bassa temperatura (150°-200°C) della durata di qualche ora, chiamato distensione.

Tipici componenti meccanici che subiscono il trattamento di cementazione prima di essere posti in esercizio sono ingranaggi per riduttori e ruote dentate in genere, guide lineari, coppie coniche per applicazioni automobilistiche, cremagliere, pignoni, alberi a camme, bielle, meccanismi in genere, spinotti, perni, rulli, anelli per cuscinetti a rotolamento.

17.2 La cementazione dell'acciaio

La cementazione è nota sperimentalmente fin dall'alba della civiltà. Svariate ricerche di carattere archeometallurgico su reperti greci ed etruschi segnalano, già a partire dall'VIII sec. a.C., l'esistenza di processi di arricchimento di carbonio (cementazione) impiegati per indurire il filo delle armi da taglio e degli utensili da lavoro. Gli studi teorici attorno a questo processo sono però molto più recenti e bisogna attendere la fine dell'800 per vedere le prime applicazioni in ambito industriale.

Il trattamento di cementazione si basa sulla diffusione di carbonio in forma atomica all'interno della fase γ dell'acciaio. A 900°-930°C il carbonio presenta elevata solubilità nel reticolo cristallino del ferro ed una discreta velocità di diffusione². Alle temperature di processo, il fenomeno di "adsorbimento" di carbonio

¹ In italiano il termine tradizionalmente usato per descrivere il processo di arricchimento di carbonio di un acciaio è detto "cementazione". Il termine "carburazione" è mutuato dall'inglese *Carburising* (UK) o *Carburizing* (USA). Un altro termine molto usato nella letteratura anglosassone quando si parla di cementazione è *Case Hardening*.

² Un limite pratico all'innalzamento della temperatura è legato al problema dell'ingrossamento del grano cristallino. In linea teorica si potrebbe cementare l'acciaio anche a 1000°-1050°C: così facendo il processo avrebbe una durata ridotta ma lo strato ottenuto sarebbe più fragile rispetto alla cementazione tradizionale.

è favorito anche dall'aumento del tempo di mantenimento e da elevati gradienti di concentrazione di carbonio tra il pezzo da trattare e l'atmosfera carburante. Schematicamente si può immaginare che gli atomi di carbonio siano palline di piccola dimensione che si "insinuano" nel reticolo cristallino dell'acciaio costituito da atomi di dimensione più consistente (figura 17.1).

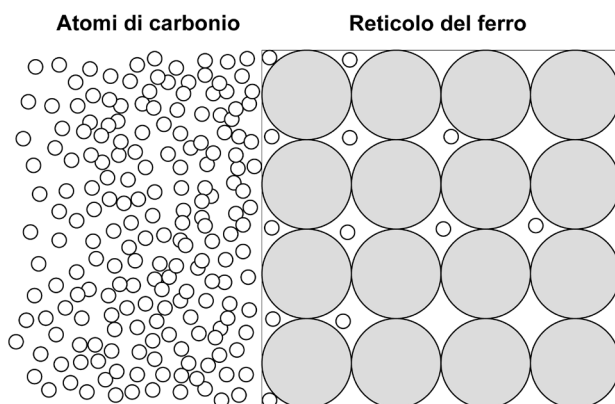
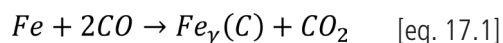


Figura 17.1 – Schematizzazione dell'interfaccia di reazione tra ambiente cementante e acciaio: meccanismo di adsorbimento di atomi di carbonio nel reticolo cristallino del ferro.

Qualunque sia il processo di cementazione impiegato, la principale specie chimica che fa da agente cementante è l'ossido di carbonio. L'ossido di carbonio, CO , alle temperature di processo e all'interfaccia con il pezzo d'acciaio, dà luogo alla seguente reazione [eq. 17.1] :



in cui il termine $Fe_{\gamma}(C)$ rappresenta la soluzione solida di carbonio nel reticolo cristallino del ferro γ .

La cementazione del pezzo avviene per effetto della decomposizione del CO in anidride carbonica, CO_2 , con cessione di atomi di carbonio che vanno ad arricchire gli strati superficiali del pezzo d'acciaio. Maggiore è la quantità di ossido di carbonio presente nell'ambiente di reazione, maggiore è la capacità cementante dell'ambiente nei confronti dell'acciaio da trattare.

La reazione [eq. 17.1], comporta però la formazione di CO_2 che agisce come sostanza decarburante; pertanto, affinché il processo di arricchimento possa continuare, è necessario alimentare il sistema con nuove molecole di ossido di carbonio (CO).

Un modo semplice per descrivere le caratteristiche carburanti dell'atmosfera è attraverso il parametro denominato "potenziale di carbonio". Esso è indicato con il termine C_p (*carbon potential*) e rappresenta l'attitudine dell'atmosfera a carburare i pezzi meccanici, ovvero la capacità di cedere atomi di carbonio al reticolo dell'acciaio.

Fissata la temperatura, il potenziale di carbonio di un'atmosfera è definito come la quantità di carbonio che si ottiene sulla superficie di un campione di ferro puro, quando si raggiungono le condizioni d'equilibrio in quella data atmosfera cementante. Se, ad esempio, un'atmosfera carburante a 920°C ha potenziale di carbonio pari all'1%, significa che un campione di ferro puro, posto a contatto con quell'atmosfera a quella temperatura, ha in superficie un tenore di carbonio pari all'1% dopo un tempo sufficientemente lungo fino ad arrivare alle condizioni d'equilibrio. Come intuibile C_p è un indice indipendente dall'agente cementante impiegato per ottenerlo, ossia è possibile avere lo stesso valore di potenziale di carbonio pur usando differenti sostanze (carbone di legna, sali fusi, metano, propano, ecc.). Per rendere efficiente il processo, l'atmosfera deve avere un potenziale di carbonio, C_p , maggiore del tenore di carbonio dell'acciaio da trattare, generalmente dell'ordine di 0,15-0,20%: la differenza tra C_p e la percentuale di carbonio del materiale rappresenta proprio la forza motrice del processo di cementazione. Nei processi industriali si tende ad operare con potenziali inferiori alla saturazione di carbonio nell'austenite all'equilibrio alla temperatura di processo: si tratta cioè di valori di C_p attorno ad uno. Per quanto possibile si deve evitare di oltrepassare il limite di solubilità di carbonio nella fase γ poiché altrimenti si formerebbero carburi a bordo grano con conseguenti fenomeni di infragilimento e di prematuro sfaldamento dello strato cementato. Infine si tenga presente che il valore limite di solubilità di carbonio nell'austenite (e, di conseguenza, il valore di C_p da usare per cementare l'acciaio) è funzione anche degli altri elementi di lega. In genere gli acciai al nichel mostrano valori di carbonio di saturazione leggermente maggiori rispetto alla lega $Fe-C$ semplice; gli acciai al cromo, cromo-molibdeno e manganese-cromo hanno invece valori più bassi³ (figura 17.2).

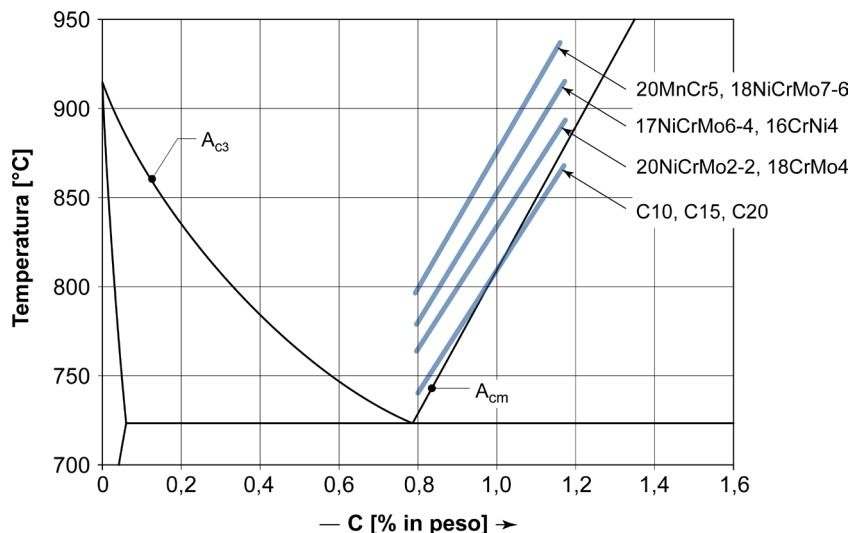


Figura 17.2 – Andamento indicativo dello spostamento del valore di A_{cm} per vari acciai da cementazione rispetto al diagramma di stato $Fe-C$.

³ Questo comporta che durante la cementazione di acciai al cromo, cromo-molibdeno, cromo-manganese è necessario operare con potenziali di carbonio leggermente inferiori a quelli della lega $Fe-C$ semplice; leggermente superiori se si tratta di acciai al nichel.

In base a tutte le considerazioni fin qui svolte ne consegue che la cementazione di un componente dipende essenzialmente da tre parametri:

- le caratteristiche carburanti dell'atmosfera, cioè il potenziale di carbonio, C_p ,
- la temperatura di trattamento,
- il tempo di mantenimento del pezzo a contatto con l'ambiente carburante.

Le figure 17.3 e 17.4 mostrano l'effetto dei tre parametri indicati sul profilo di concentrazione di carbonio.

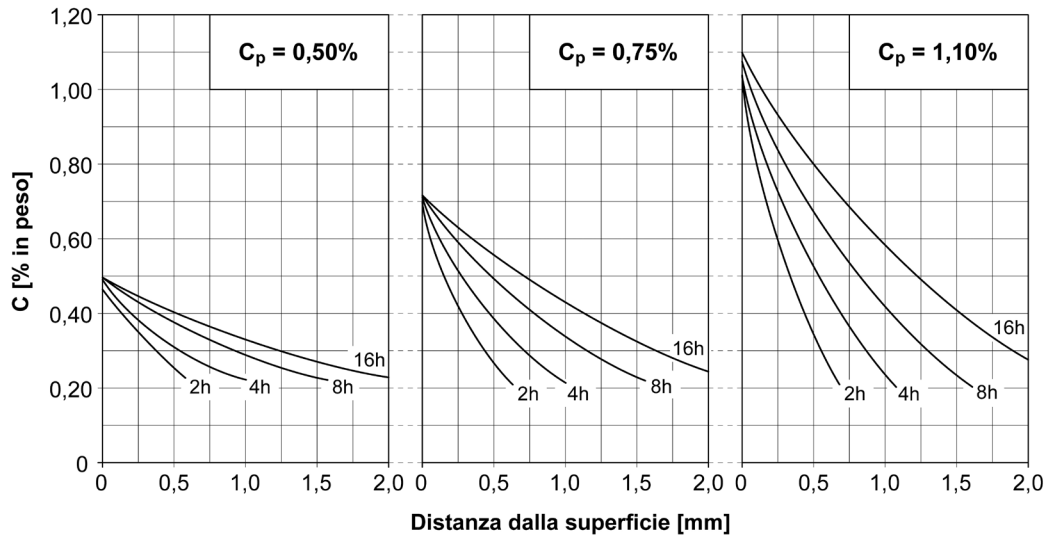


Figura 17.3 – Effetto del tempo di trattamento e del potenziale di carbonio su processi di cementazione a 920°C per un acciaio tipo EN C20 [tratto da Thelning 1975].

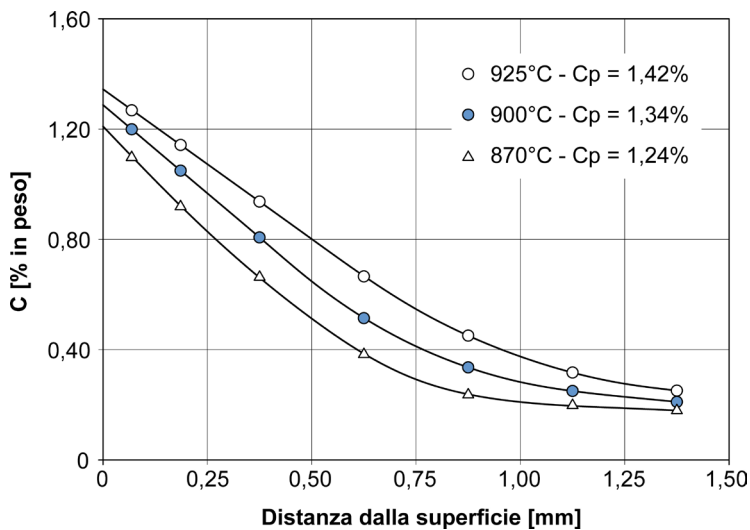


Figura 17.4 – Effetto della temperatura di trattamento e del potenziale di carbonio (pari alla saturazione dell'austenite alle varie temperature) su processi di cementazione della durata di 4 ore per un acciaio tipo EN C20 [tratto da Davis 2002].

Le figure 17.3 e 17.4 evidenziano alcuni importanti aspetti che meritano di essere sottolineati. Innanzitutto si rileva che, all'aumentare del tempo o della temperatura di trattamento, aumenta progressivamente la profondità a cui si spinge l'arricchimento di carbonio all'interno del pezzo. In genere un aumento della temperatura è molto più efficace di un aumento del tempo di trattamento per incrementare la profondità di carburazione.

In seconda battuta si osserva che la concentrazione di carbonio sulla superficie dell'acciaio non può mai superare il potenziale di carbonio fissato per quell'atmosfera (C_p costante), che può essere eguagliato solo per tempi prolungati (ad esempio 16 ore).

Una descrizione quantitativa del processo di cementazione, seppur semplificata, è stata proposta da Harris⁴ a partire dalle equazioni della diffusione. Questa formula consente di stimare la profondità di diffusione di carbonio a partire dalla temperatura e dalla durata del trattamento secondo la relazione:

$$P = 660 \cdot e^{(-8287/T)} \sqrt{t} \quad [\text{eq. 17.2}]$$

dove P è la profondità di cementazione in millimetri, T è la temperatura in Kelvin e t il tempo in ore.

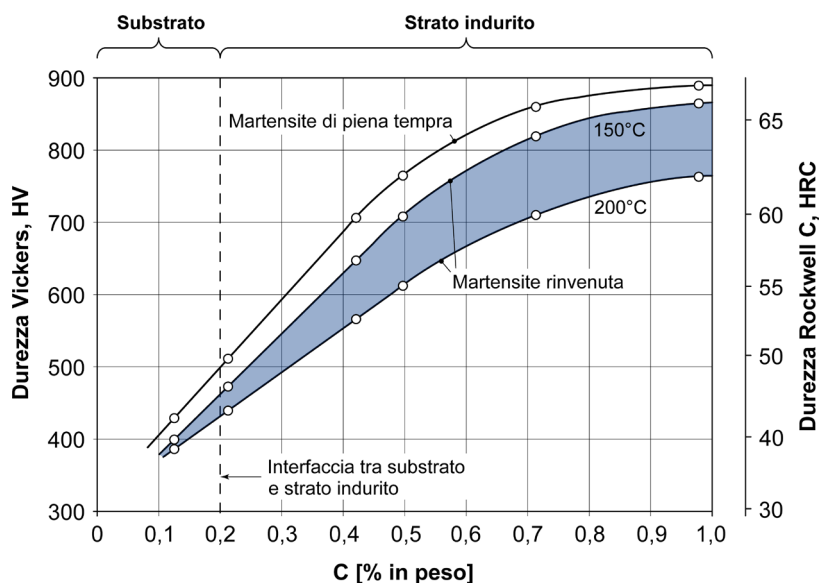


Figura 17.5 – Correlazione tra contenuto di carbonio e durezza HV o HRC della struttura martensitica di piena tempra, temprata e rinvenuta a 150°C, temprata e rinvenuta a 200°C [tratto da Grange et al. 1977].

⁴ Harris F.E., Case Depth - An Attempt at a Practical Definition, Metal Progress, Vol. 44, n.2, 1943, p.265-272. La relazione è stata ottenuta ipotizzando che, alle temperature di trattamento, l'austenite sia in condizioni di saturazione di carbonio sulla superficie del pezzo cementato. Si noti che la formula di Harris generalmente sovrastima la profondità di cementazione dei processi industriali. Questa differenza è dovuta al fatto che, nella pratica, la durata del trattamento è inferiore al tempo necessario perchè la superficie del pezzo raggiunga le condizioni d'equilibrio con il potenziale di carbonio dell'atmosfera.

Secondo la [eq. 17.2] si ha, ad esempio, che con un processo di 4 ore a 920°C (1193K) la profondità di arricchimento di carbonio è pari a circa 1,27mm, valore prossimo al risultato ottenibile sperimentalmente. Terminata la fase di cementazione vera e propria, l'acciaio viene temprato in acqua più polimeri o in olio per subire la trasformazione in martensite; successivamente si ha il rinvenimento a 150°-200°C, anche detto distensione. In conseguenza del diverso tenore di carbonio lungo lo spessore del pezzo, la durezza dello strato carburato non è costante ma decresce progressivamente fino a raggiungere il livello a cuore⁵ (figura 17.5).

Un tipico andamento del profilo di concentrazione di carbonio e della durezza Vickers (HV) in funzione della distanza dalla superficie trattata è mostrato in figura 17.6 per l'acciaio EN 17NiCrMo6-4.

La misurazione della durezza lungo lo strato cementato consente anche di determinare la cosiddetta profondità efficace, ρ_e , che rappresenta la distanza dalla superficie a cui si misurano 550 HV. Nello specifico ρ_e viene determinata a partire dai valori di microdurezza rappresentati secondo la costruzione grafica proposta dalla normativa⁶. Si veda a questo proposito la figura 17.7.

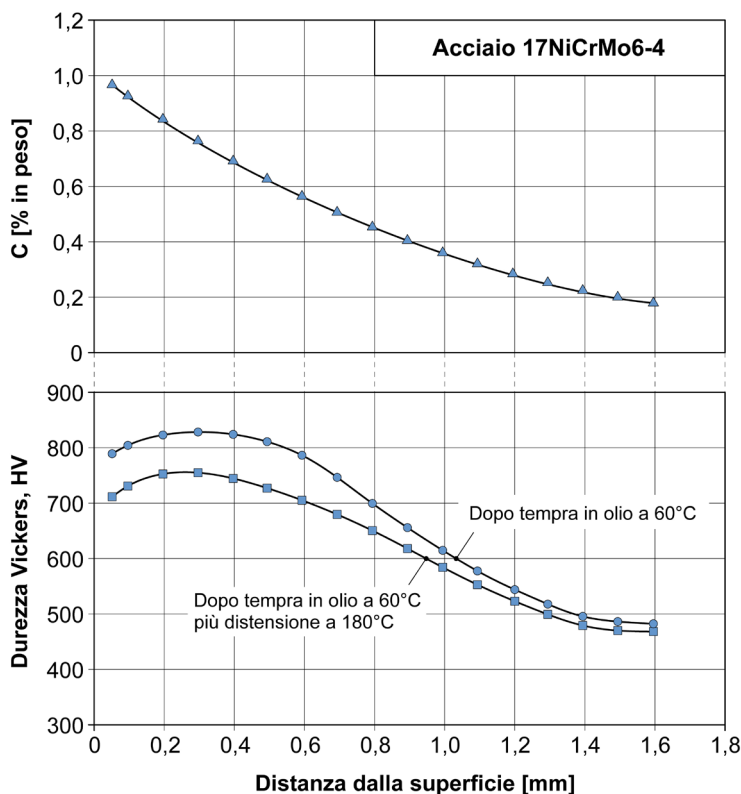


Figura 17.6 – Andamento del profilo di concentrazione di carbonio e del profilo di durezza (dopo tempra e dopo tempra più rinvenimento) su acciaio EN 17NiCrMo6-4 cementato a 920°C per 4 ore [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

⁵ Il gradiente dipende dal fatto che la durezza della martensite è direttamente proporzionale al tenore di carbonio in soluzione.

⁶ UNI 11153-1, Misurazione dello spessore di strati superficiali induriti su elementi di lega ferrosa - Carbo cementazione e carbonitrurazione.

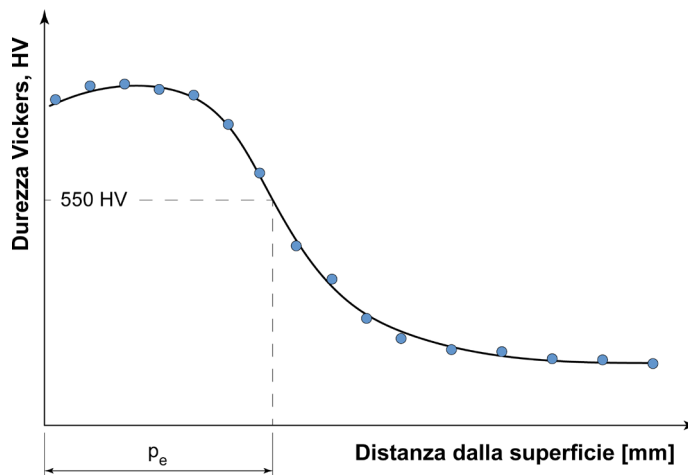


Figura 17.7 – Schema per la determinazione della profondità efficace di uno strato cementato [tratto da UNI 11153-1].

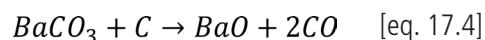
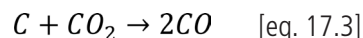
17.3 I processi di cementazione più comuni

Esistono differenti processi industriali che permettono di eseguire la cementazione degli acciai. Essi vengono classificati in base alla natura della sostanza cementante utilizzata: cemento solido, cemento liquido o cemento gassoso.

Cementazione solida

Il primo metodo messo a punto industrialmente per la cementazione dei componenti meccanici fu la cosiddetta "cementazione in cassetta" o cementazione in fase solida. Si tratta di un processo piuttosto semplice sia in termini di esecuzione che di attrezzature impiegate; esso è ancora in uso a livello artigianale benché abbia alcuni limiti tecnologici (ad esempio non consente di trattare pezzi di grandi dimensioni).

Nella cementazione in fase solida il pezzo viene posto all'interno di una cassetta metallica insieme a carbone di legna e piccole aggiunte di carbonato di bario con funzione di accelerante. Il tutto viene poi posto in un forno a circa 900°C, temperatura alla quale si manifesta sia la combustione incompleta del carbonio secondo la reazione [eq. 17.3], detta equilibrio di Boudouard, sia la decomposizione del carbonato di bario secondo la reazione [eq. 17.4]:



Entrambe le reazioni rendono disponibile ossido di carbonio, CO , specie chimica che consente di far procedere la reazione di cementazione dell'acciaio [eq. 17.1].

Al termine della fase di arricchimento di carbonio si può provvedere sia alla tempra diretta della cassetta metallica (con il pezzo all'interno) sia all'estrazione del pezzo (dopo raffreddamento della cassetta) ed al suo successivo trattamento di tempra in modo indipendente. A valle della tempra deve essere sempre effettuato il trattamento di distensione a 150°-200°C.

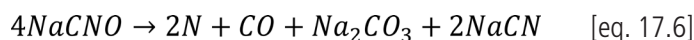
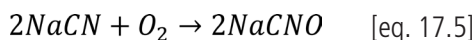
Benché gli strati ottenuti con la cementazione in cassetta possono anche essere di ottima qualità, non è di fatto possibile controllare il processo di arricchimento. Il potenziale di carbonio è assai variabile ed irregolare tra una carica e l'altra: questo mal si adatta ad una produzione di tipo industriale in cui sono richieste caratteristiche di riproducibilità e di qualità costanti.

Cementazione liquida

Un altro possibile processo di arricchimento di carbonio è costituito dalla cementazione liquida o in bagno di sali. A partire dagli anni '90 del secolo scorso gli impianti di cementazione salina si sono drasticamente ridotti per ragioni di natura ecologica legate allo smaltimento dei sali esausti.

Per cementare l'acciaio vengono utilizzati bagni di sali fusi a base di cianuri di sodio ($NaCN$) o di potassio che, per reazione con l'ossigeno dell'atmosfera, danno origine alla formazione di cianati ($NaCNO$). Nel bagno sono sempre presenti, oltre ai cianuri, anche percentuali variabili di carbonati e di cloruri di bario, sodio e potassio con funzione catalitica del processo.

Dalla decomposizione dei cianati si ottiene ossido di carbonio (CO) e azoto (N), specie chimiche che vengono adsorbite sulla superficie dei pezzi da trattare. Ulteriori prodotti di reazione sono i carbonati (Na_2CO_3) che tendono progressivamente a portare il bagno all'esaurimento (reazioni [eq. 17.5] ed [eq. 17.6]).



Tipiche composizioni chimiche di bagni salini per cementazione liquida sono mostrate in tabella 17.1. In genere si distingue tra bagni usati a bassa temperatura (850°-900°C), che portano alla formazione di strati carburati di entità limitata (0,1-0,3mm), e bagni usati ad alta temperatura (900°-950°C), che consentono di ottenere profondità d'indurimento superiori (1-3mm).

Quando invece la concentrazione dei cianuri è particolarmente elevata (30-97%), il trattamento prende il nome di cianurazione o carbonitrurazione in bagno di sali. Come già evidenziato in precedenza, la decomposizione dei cianuri porta alla formazione, oltre che di CO , anche di azoto allo stato atomico, N . Di fatto, pertanto, si ha un contemporaneo adsorbimento di carbonio e azoto negli strati superficiali del pezzo. La composizione tipica di questi bagni è mostrata in tabella 17.2.

Componenti del bagno di sali	Bagni di sale per cementazione a basse temperature (850°-900°C)	Bagni di sale per cementazione ad alte temperature (900°-950°C)
	[%]	[%]
Cianuro di sodio	10-23	6-16
Cloruro di bario	~0	30-55
Cloruri di altri metalli alcalini (Ca, Sr)	0-10	0-10
Cloruro di potassio	0-25	0-20
Cloruro di sodio	20-40	0-20
Carbonato di sodio	0-30	0-30
Altre specie chimiche acceleranti (*)	0-5	0-2
Cianato di sodio	0-1	0-0,5
Densità del bagno di sali	~1,76 g/cm ³ a 900°C	~2,00 g/cm ³ a 900°C

(*) Biossido di manganese, ossido di boro, fluoruro di sodio, sodio pirofosfato.

Tabella 17.1 – Composizione chimica di bagni di sali per cementazione liquida [tratto da Davis 2002].

Componenti del bagno di sali	Bagni di sale per cianurazione o carbonitrurazione liquida			
	30% di cianuri	45% di cianuri	75% di cianuri	97% di cianuri
Cianuro di sodio	30	45,3	75	97
Carbonato di sodio	40	37	3,5	2,3
Cloruro di sodio	30	17,7	21,5	tracce
Densità del bagno di sali a 860°C	~1,54g/cm ³	~1,40g/cm ³	~1,25g/cm ³	~1,10g/cm ³

Tabella 17.2 – Composizione chimica di bagni di sali per cianurazione o carbonitrurazione liquida [tratto da Davis 2002].

In genere il ciclo necessario per carburare o carbonitrurare un pezzo in bagno di sali ha una durata inferiore rispetto a quanto avviene con la cementazione in cassetta o con la cementazione gassosa. Inoltre con la cementazione in fase liquida si ottengono, a parità di tempo di trattamento, profondità di penetrazione maggiori che con gli altri processi.

Terminata la fase di arricchimento di carbonio (o carbonio/azoto), il pezzo viene estratto dal bagno di sali per essere temprato e disteso. Particolare attenzione va posta alla fase di rimozione dei sali rimasti adesivi sui componenti: essi devono essere eliminati mediante lavaggi con acqua calda (~80°C) eventualmente servendosi di idrogetti.

Cementazione gassosa

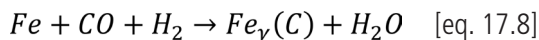
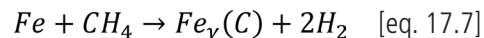
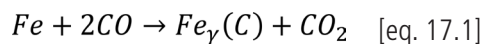
Il processo industriale attualmente più utilizzato per cementare gli acciai è certamente la cementazione gassosa: essa sfrutta come specie carburante un'atmosfera gassosa a base di idrocarburi (cementi gassosi).

La cementazione viene eseguita a 900°-930°C in un ambiente contenente un eccesso di ossido di carbonio rispetto alle condizioni d'equilibrio chimico indicate dalla reazione [eq. 17.1]. L'atmosfera di processo è ottenuta impiegando un gas portante di natura riducente (detto *carrier gas*) a cui viene miscelato un idrocarburo per arricchirne il contenuto di CO.

Il gas portante, che da solo non avrebbe la possibilità di cementare il pezzo, è costituito da *endogas*⁷ (20% di ossido di carbonio, CO, 40% di idrogeno, H₂, e 40% di azoto, N₂) oppure da una miscela tra *endogas* ed *esogas*⁸. In questo secondo caso (*endogas/esogas*) si possono avere varie composizioni chimiche: una tipica è costituita da 17% di ossido di carbonio, CO, 23% di idrogeno, H₂, e 60% di azoto, N₂.

Come gas di arricchimento del processo viene normalmente utilizzato il metano (CH₄) o il propano (C₃H₈) anche se sono noti trattamenti di cementazione che impiegano altri idrocarburi quali etanolo, metanolo, etilene, butano, acetilene, ecc.

Considerando, ad esempio, un tipico processo di cementazione con gas portante tipo endogas arricchito da metano, le principali reazioni chimiche coinvolte sono le seguenti⁹:

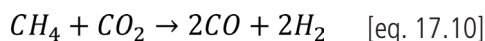
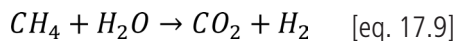


⁷ L'*endogas* è una tipica atmosfera riducente ottenibile, mediante un generatore, attraverso la combustione stechiometrica del metano secondo la reazione $2CH_4 + O_2 + 4N_2 \rightarrow 2CO + 4H_2 + 4N_2$.

⁸ L'*esogas* è anch'essa una miscela prodotta in un generatore attraverso la combustione parziale di metano, propano o altri idrocarburi. L'*esogas* contiene normalmente azoto (N₂) in quantità maggiori del 70%, oltre ad idrogeno (H₂) e anidride carbonica (CO₂); se la miscela non viene arricchita, l'*esogas* è un'atmosfera decarburante.

⁹ Si è stimato che in un'atmosfera carburante avvengano contemporaneamente almeno 180 differenti reazioni chimiche; le tre indicate nel testo sono considerate le più importanti per stabilire la velocità di trasferimento del carbonio dall'atmosfera al pezzo.

L'arricchimento del gas portante con metano (o altri idrocarburi) mette a disposizione del sistema nuove molecole di ossido di carbonio e di idrogeno che favoriscono la carburazione dell'acciaio e riducono le specie chimiche ossidanti (CO_2 e H_2O) secondo le reazioni:



L'efficacia del processo carburante, ossia il suo potenziale di carbonio (C_p), è di fatto misurabile valutando l'entità delle costanti d'equilibrio delle due reazioni indicate [eq. 17.9] ed [eq. 17.10] nonché la quantità delle specie chimiche coinvolte (in particolare i rapporti CO/CO_2 e H_2/H_2O).

Tipicamente si impiegano sonde ad ossigeno tradizionali o sonde Lambda per il controllo dell' O_2 , analizzatori ad infrarossi per la valutazione del rapporto CO/CO_2 misuratori della percentuale di H_2O attraverso la determinazione del punto di rugiada: tutti questi metodi permettono di correlare con un buon grado di approssimazione la composizione chimica dell'atmosfera del forno, la temperatura di trattamento e il potenziale di carbonio, C_p , del processo di cementazione. Un tipico esempio è mostrato dai diagrammi di figura 17.8 validi per il controllo della cementazione con metano in *endogas* come gas portante.

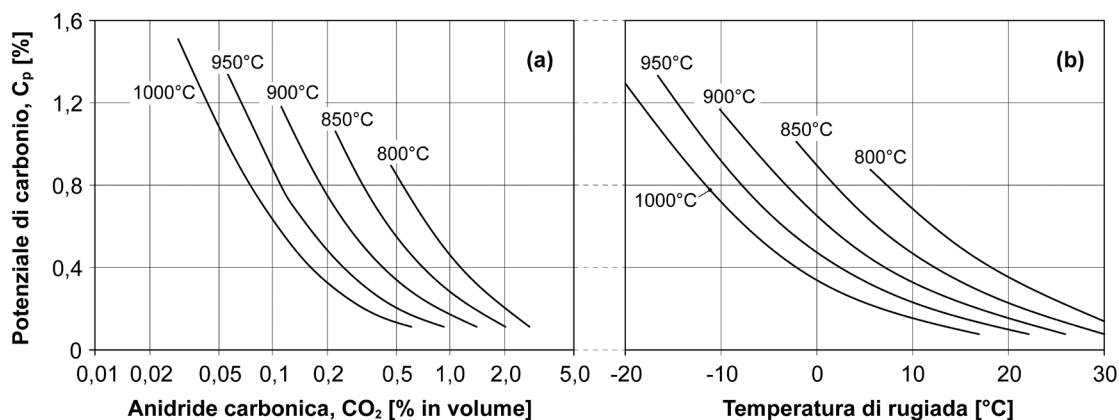


Figura 17.8 – Esempi di diagrammi che permettono di determinare il potenziale di carbonio C_p , in atmosfere arricchite di metano con endogas come gas portante, in funzione della temperatura di processo e (a) del tenore di CO_2 o (b) del punto di rugiada [tratto da Davis 2002].

Nei processi di cementazione tradizionali si opera abitualmente con potenziali di carbonio costanti e leggermente superiori rispetto al tenore di carbonio dell'eutettoide dell'acciaio da cementare ($C_p = 0,9-1,1\%$)¹⁰: in questi casi si parla di cementazione a singolo stadio.

¹⁰ Il massimo tenore di carbonio che si ottiene sulla superficie dei pezzi cementati non può mai essere maggiore del potenziale di carbonio dell'atmosfera cementante impiegata. Pertanto è sempre conveniente "lavorare" con un potenziale di carbonio, C_p , leggermente maggiore rispetto al tenore di carbonio dell'eutettoide dell'acciaio che si desidera trattare. Si ricordi inoltre che, solamente per il diagramma di stato Fe-C, la percentuale di carbonio dell'eutettoide è pari a 0,77%. Nel caso degli acciai di comune impiego, legati o non legati, il tenore di carbonio dell'eutettoide può anche essere molto diverso e, di conseguenza, è diverso il valore di carbonio a cui "puntare" durante il trattamento di cementazione.

In alcuni casi si può decidere, invece, di eseguire un processo di cementazione a doppio stadio, anche denominato *boost and diffusion*. Nella prima fase (*boost*) si lavora con un potenziale di carbonio elevato (ad esempio $C_p = 1,2-1,4\%$) per arricchire velocemente di carbonio gli strati superficiali; nella seconda (*diffusion*) il potenziale viene ridotto ($C_p = 0,6-0,8\%$) per favorire la diffusione di carbonio negli strati sub-superficiali dell'acciaio. Il processo a doppio stadio permette di omogeneizzare la concentrazione di carbonio nello strato indurito e di ridurre il consumo dell'idrocarburo impiegato per l'arricchimento dell'atmosfera di processo. Si veda al proposito la figura 17.9.

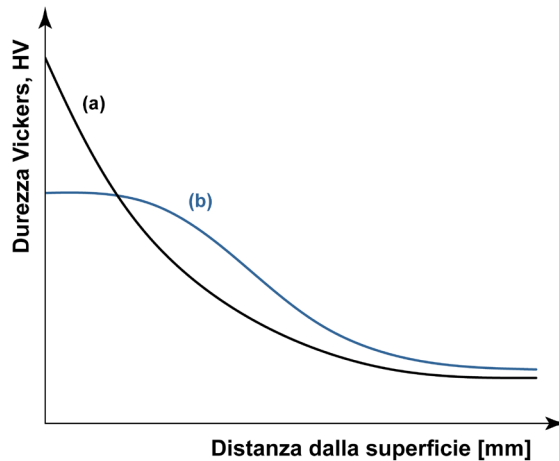
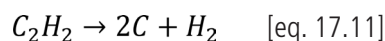


Figura 17.9 – Andamento indicativo della concentrazione di carbonio in uno strato cementato ottenuto (a) con processo a singolo stadio o (b) con processo a doppio stadio.

17.4 Altri processi di cementazione

In anni recenti si sono sviluppati altri processi di cementazione di tipo innovativo: tra i più interessanti si segnalano la cementazione in bassa pressione e la cementazione ionica.

La cementazione in bassa pressione è un processo di cementazione gassosa effettuato in un forno a camera dove la pressione viene ridotta a valori inferiori a quella atmosferica (tipicamente 5-20mbar). I gas utilizzati sono l'acetilene (C_2H_2) e il propano (C_3H_8)¹¹. A causa delle particolari condizioni di pressione e temperatura in cui si trova il gas, il trasferimento di carbonio sulla superficie dell'acciaio avviene direttamente senza reazioni intermedie; le reazioni di cementazione sono infatti le seguenti:



¹¹ Normalmente il metano (CH_4) non viene utilizzato nella cementazione in bassa pressione poiché, alle abituali pressioni di processo, ha un grado di dissociazione molto basso.

Per effetto della bassa pressione la dissociazione degli idrocarburi [eq. 17.11] ed [eq. 17.12] è molto spostata verso destra (reazione di non equilibrio): pertanto i valori del flusso di diffusione di carbonio sono molto elevati (ben superiori a quelli della cementazione gassosa tradizionale) e la superficie dell'acciaio raggiunge rapidamente le condizioni di saturazione di carbonio (saturazione di carbonio nell'austenite). Come conseguenza l'arricchimento è molto veloce e l'unica possibilità di controllare il processo è attraverso cicli ripetuti di *boost and diffusion*, regolando opportunamente il flusso di gas¹².

Poiché i tempi di trattamento sono inferiori rispetto alla cementazione tradizionale, si possono sfruttare temperature di trattamento fino a 1050°C. La tempra finale del pezzo cementato viene eseguita mediante un flusso di azoto ad alta pressione.

Grazie all'elevata velocità di diffusione del processo, la cementazione in bassa pressione permette di trattare anche acciai con tenori di carbonio leggermente superiori rispetto a quelli dei processi tradizionali (fino a 0,25-0,28% di carbonio): questo consente di avere componenti che hanno una maggiore resistenza a cuore. Altri vantaggi sono legati alla possibilità di ottenere un pezzo con una superficie molto pulita in cui è assente l'ossidazione intergranulare (poiché il contenuto di ossigeno in atmosfera è praticamente nullo). Il secondo processo innovativo è la cementazione ionica o in plasma; anche in questo caso si tratta di una cementazione in fase gassosa e a bassa pressione. Nella cementazione ionica il gas di processo (ad esempio il metano, CH_4) viene portato allo stato di plasma ionizzato per effetto di una differenza di potenziale applicata tra i pezzi da trattare e un contro-elettrodo costituito, ad esempio, dalle pareti del forno stesso.

Il plasma è formato da ioni di carbonio che, a causa della differenza di potenziale, vengono accelerati contro i componenti. Si assiste quindi ad un vero e proprio "bombardamento" di ioni carbonio contro la superficie dell'acciaio che rappresenta il bersaglio¹³: ciò consente un rapido arricchimento dell'austenite a cui fa seguito la fase diffusiva secondo le modalità tradizionali di un processo *boost and diffusion*.

La fase finale di tempra dei pezzi avviene in bagno d'olio.

I vantaggi della cementazione ionica sono simili a quelli della cementazione in bassa pressione: assenza di ossidazione intergranulare, tempi di esecuzione limitati e temperature di processo più elevate rispetto alla cementazione tradizionale. Una caratteristica peculiare del processo in plasma, del tutto assente nella cementazione in gas tradizionale o in bassa pressione, è la possibilità di ottenere strati cementati di spessore molto uniforme, anche in presenza di fori, cavità e/o geometrie complesse.

¹² La velocità con cui avvengono le reazioni di dissociazione non consente una misura in-situ del potenziale di carbonio. Inoltre la quasi totale assenza di ossigeno nella camera esclude la possibilità pratica di far ricorso alle sonde ad ossigeno usate nella cementazione tradizionale.

¹³ Nei processi in plasma si è soliti parlare di bombardamento ionico o implantazione ionica.

In figura 17.10 è riportato il gradiente di carbonio ottenuto su un acciaio EN 20NiCrMo2-2 dopo cementazione a 980°C per 30 minuti e tempra in olio con processi di cementazione gassosa tradizionale, in bassa pressione e in plasma.

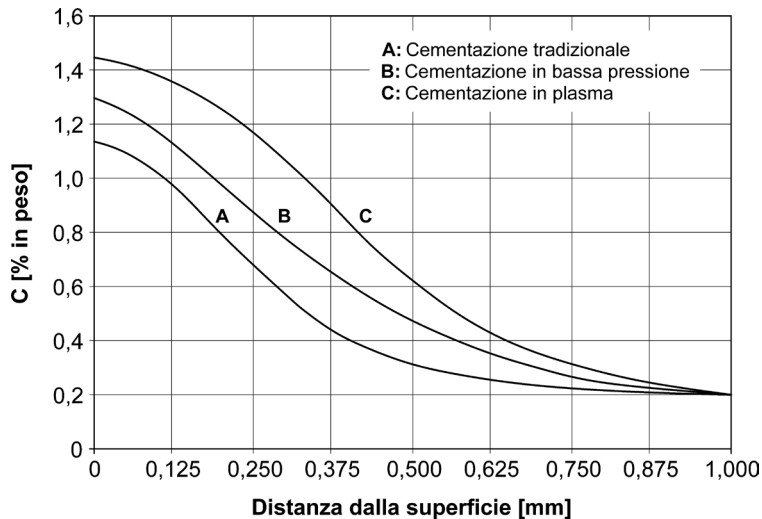


Figura 17.10 – Andamento della concentrazione di carbonio dello strato cementato ottenuto su un acciaio tipo 20NiCrMo2-2 dopo trattamento a 980°C per 30 minuti con (A) un processo di cementazione in plasma, (B) un processo di cementazione in bassa pressione e (C) un processo di cementazione tradizionale in gas.

17.5 Il trattamento termico di tempra e il rinvenimento degli acciai da cementazione

Dopo la fase di arricchimento di carbonio i pezzi devono essere sottoposti al trattamento termico di tempra e al successivo rinvenimento a bassa temperatura o distensione. Vi sono varie possibilità per eseguire questo trattamento in funzione della tipologia di acciaio e delle dimensioni dei pezzi.

A questo proposito è necessario tenere a mente un problema: la superficie del componente è molto ricca di carbonio (indicativamente $C = 0,8-0,9\%$) ed ha caratteristiche metallurgiche molto diverse da quelle del cuore ($C = 0,15-0,2\%$). In particolare la posizione del punto critico A_{c3} (trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$) dello strato superficiale è molto diversa dalla posizione del medesimo punto critico A_{c3} dell'acciaio a cuore.

Si osservi al proposito la figura 17.11 che mostra il diagramma di stato $Fe-C$ con l'intervallo di temperatura a cui si esegue la cementazione (fascia di colore azzurro) e la composizione chimica indicativa dell'acciaio in superficie e a cuore. In figura si nota chiaramente come la temperatura di trasformazione A_{c3} sia molto più bassa nel caso dello strato cementato rispetto al cuore: idealmente questo comporterebbe due differenti temperature di austenitizzazione. Inoltre, altro elemento da considerare, le abituali temperature di cementazione (900°-930°C) sono di molto superiori rispetto alle corrette temperature di austenitizzazione della superficie e, soprattutto, del cuore.

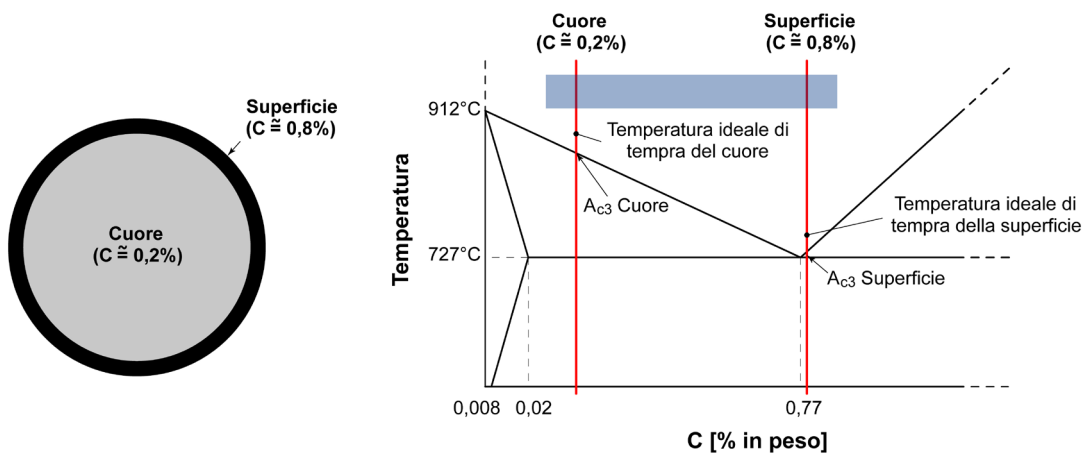


Figura 17.11 – Dettaglio del diagramma di stato $Fe-C$; in evidenza la posizione della superficie e del cuore di un pezzo in acciaio cementato.

Il trattamento termico di tempra degli acciai da cementazione deriva pertanto da un compromesso tra la condizione in cui si trova la superficie e quella del cuore: esso è dato dal ciclo termico proposto in figura 17.12 detto “tempra singola”.

Il ciclo prevede di cementare il pezzo alla temperatura desiderata, quindi di raffreddarlo fino a circa $50^{\circ}C$ al di sopra del punto critico A_{c3} del cuore, mantenendolo a tale livello per un periodo di tempo sufficiente a favorire la diffusione del carbonio. Quindi si passa al trattamento di tempra vero e proprio immergendo il componente in olio o in un fluido di adeguata drasticità (acqua additivata con polimeri).

Un’alternativa è il ciclo di figura 17.13 in cui, invece, si provvede a temprare il pezzo direttamente dalla temperatura di cementazione (detto “tempra diretta”).

In entrambi i casi alla tempra fa seguito il trattamento di distensione a $150^{\circ}-200^{\circ}C$.

Questi due cicli sono largamente impiegati per molti componenti realizzati con acciai in cui la differenza di temperatura tra $A_{c3\ cuore}$ e $A_{c3\ superficie}$ è minore di $100^{\circ}C$. In queste condizioni la temperatura di austenitizzazione è adeguata per l’acciaio a cuore, ma è eccessiva per quello in superficie che, quindi, risulta ipertemprato. Nella maggior parte dei casi si tratta di un compromesso accettabile, soprattutto per pezzi di piccole o medie dimensioni realizzati con acciai debolmente legati.

Se, invece, i componenti sono di grosse dimensioni e/o la qualità del prodotto deve essere molto elevata, può essere utile adottare un ciclo termico di “doppia tempra” (figura 17.14). In questo caso si esegue un primo trattamento di tempra dalla temperatura di cementazione (o da una temperatura leggermente inferiore), quindi si riscalda nuovamente il pezzo ad un livello compreso tra $A_{c3\ superficie}$ e $A_{c3\ cuore}$ per poi effettuare una seconda tempra seguita da una distensione.

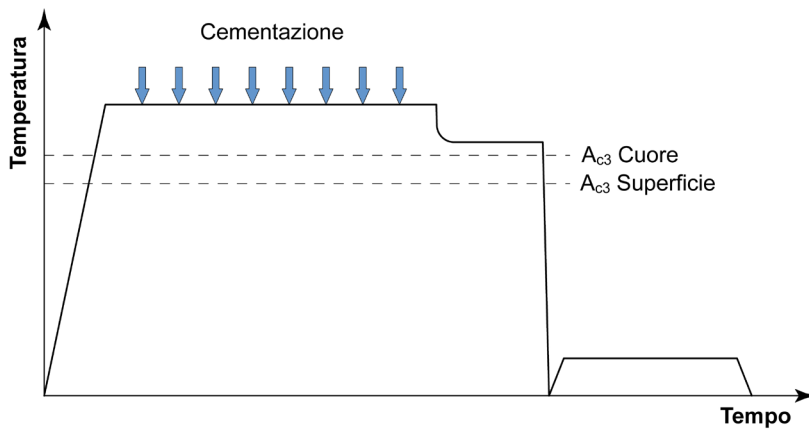


Figura 17.12 – Ciclo tradizionale di “tempra singola” su un generico acciaio da cementazione con abbassamento della temperatura dopo la fase di cementazione per favorire la diffusione del carbonio.

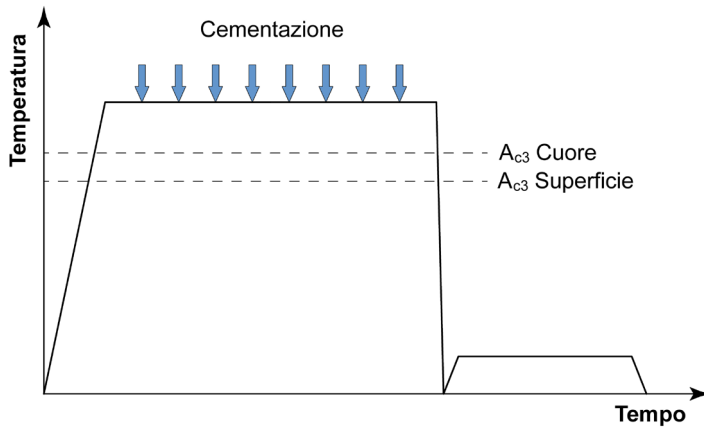


Figura 17.13 – Ciclo termico di “tempra diretta” su un generico acciaio da cementazione.

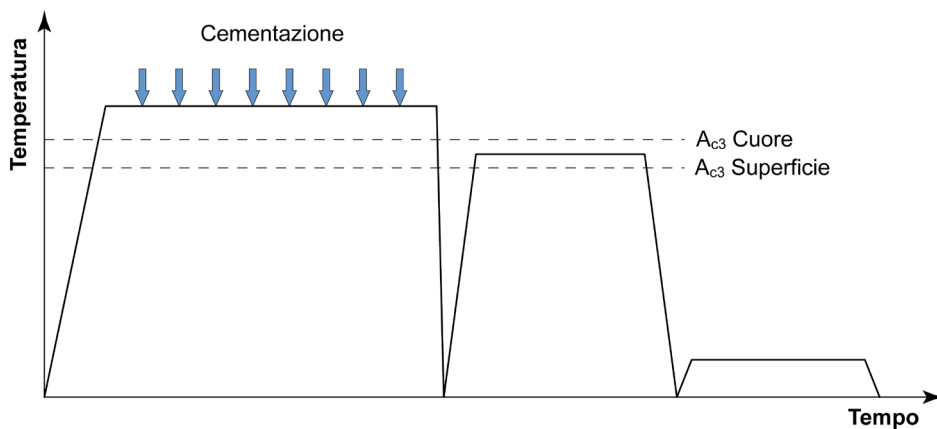


Figura 17.14 – Ciclo termico con “doppia tempra” per un generico acciaio da cementazione.

In questo modo sia il cuore che la superficie vengono temprate a partire da una temperatura di austenitizzazione corretta. La seconda fase di tempra permette anche di rinvenire il cuore del pezzo. La "doppia tempra" ha però costi superiori rispetto alla "tempra singola" ed aumenta il rischio di distorsione dei componenti a causa del doppio superamento dei punti critici.

Se il trattamento di cementazione più tempra e distensione è eseguito in modo corretto, si osserva la formazione di un campo di tensioni residue di compressione in prossimità della superficie.

Il fenomeno è legato all'aumento di temprabilità generato dall'arricchimento di carbonio nello strato indurito rispetto al cuore (figura 17.15). Il differente contenuto di carbonio tra cuore e superficie provoca lo spostamento delle curve C.C.T. della superficie (linee rosse) più a destra e in basso rispetto alle curve C.C.T. del cuore (linee blu). Questa peculiarità fa sì che la trasformazione dell'austenite inizi prima a cuore (a partire dal tempo t_c) e solo successivamente proceda anche lungo la superficie (a partire dal tempo t_s), il tutto nonostante sia la superficie (linea tratteggiata nera) a raffreddarsi più rapidamente del cuore (linea continua nera).

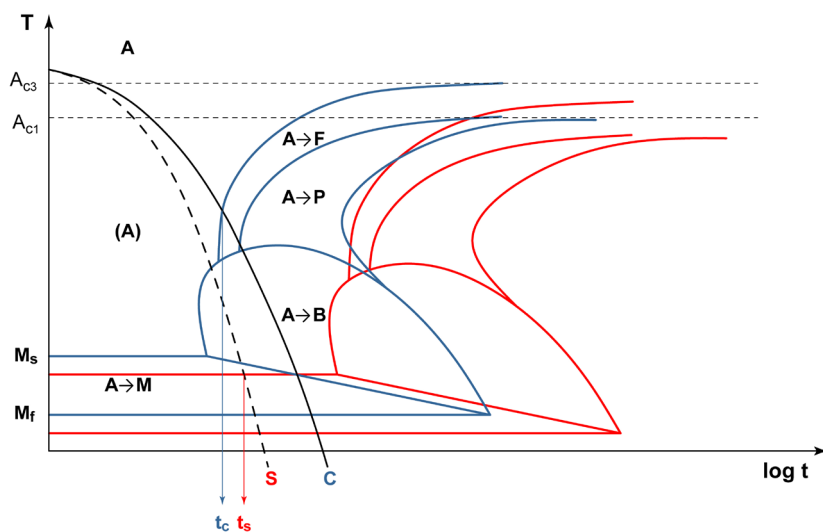


Figura 17.15 – Andamento schematico delle curve di trasformazione anisoterma dell'austenite per un generico acciaio da cementazione carburato. Le curve C.C.T. dell'acciaio a cuore sono indicate in linea continua blu, le curve C.C.T. dell'acciaio in superficie in linea continua rossa; la curva continua nera rappresenta la traiettoria di raffreddamento dell'acciaio a cuore (C), la curva tratteggiata nera quella dell'acciaio nello strato superficiale indurito (S).

La trasformazione dell'austenite prima a cuore e poi in superficie provoca la nascita di sforzi residui (o autotensioni) di compressione in superficie (figura 17.16), dovuti alla costrizione subita dall'aumento di volume che si origina in quest'area durante la formazione della martensite.

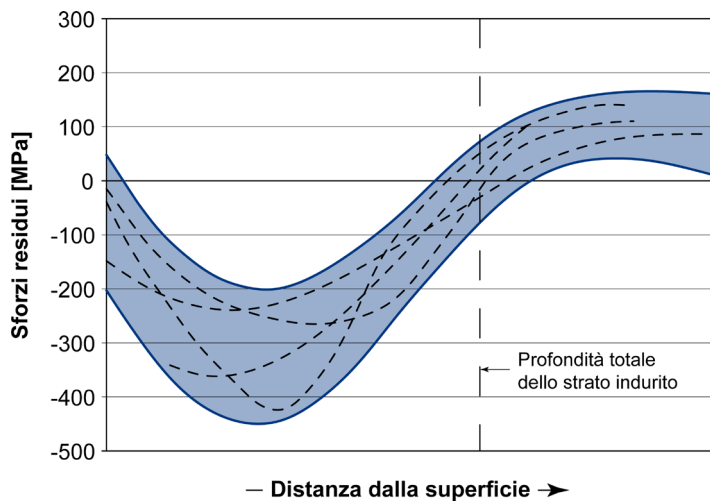


Figura 17.16 – Andamento schematico delle tensioni residue misurate su 70 acciai da cementazione ($0,15\% \leq C \leq 0,20\%$), carburati a profondità fino a 1 mm, temprati in olio e distesi a 150° - 180°C [tratto da Canale et al. 2008].

17.6 Caratteristiche degli strati cementati

Gli strati superficiali ottenuti dopo cementazione sono formati da martensite rinvenuta. Un tipico esempio è mostrato in figura 17.17 e si riferisce ad un dente di modulo 10, prelevato da un pignone di un riduttore in EN 17NiCrMo6-4; in figura 17.18 è riportato il profilo di microdurezza unitamente all'indicazione della profondità efficace ($p_{eff} = 1,9\text{mm}$).

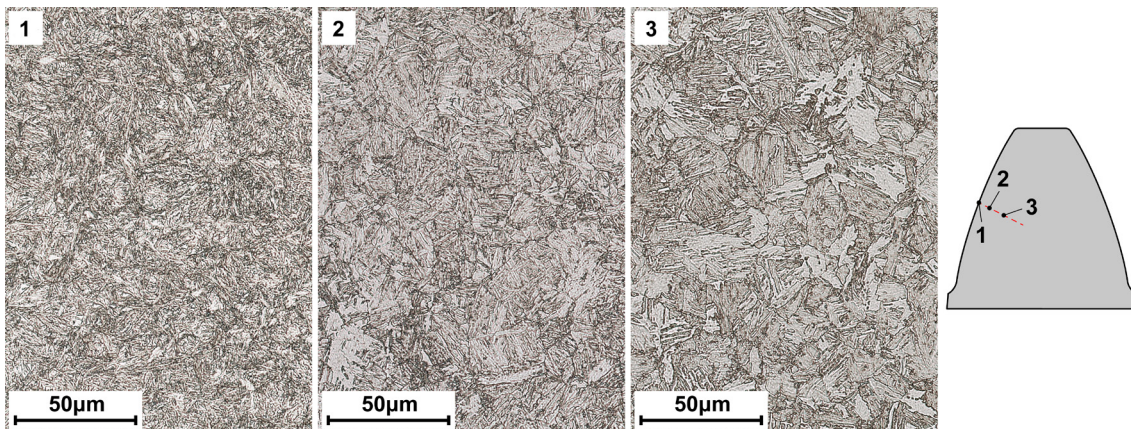


Figura 17.17 – Microstruttura di uno strato cementato rilevato su un dente di un ingranaggio; attacco: Nital 2% [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

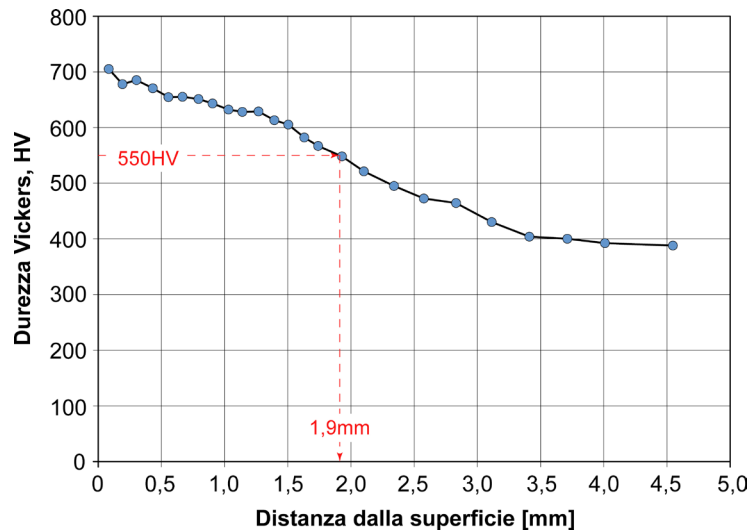


Figura 17.18 – Profilo di microdurezza, misurato lungo la circonferenza primitiva, per il dente mostrato in figura 17.17. Le linee tratteggiate rosse indicano la modalità di determinazione della profondità efficace [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

Per evitare problemi in esercizio sui componenti cementati è sempre necessario considerare una serie di aspetti legati alla microstruttura dello strato indurito.

Innanzitutto si deve evitare la formazione di zone ossidate in prossimità della superficie (figura 17.19) generate da concentrazioni elevate di specie ossidanti nell'atmosfera cementante.

Il problema si manifesta sotto forma di un'ossidazione lungo i bordi dell'originale grano austenitico.

Se la profondità non è particolarmente accentuata, il difetto viene eliminato dalla rettifica. In caso contrario l'ossidazione intergranulare provoca un rapido danneggiamento dello strato cementato con formazione di *pitting*¹⁴ distruttivo dopo breve tempo in esercizio, anche se le sollecitazioni meccaniche sono di entità limitata.

Un secondo problema correlato alla formazione degli strati cementati è la presenza di austenite residua. Questa struttura è difficilmente determinabile al microscopio ottico e può essere quantificata solo con tecniche di diffrazione ai raggi X. Evidentissimo e ben visibile in microscopia ottica è il caso mostrato in figura 17.20. L'austenite residua è dovuta al considerevole aumento del tenore di carbonio nello strato cementato al di sotto della temperatura ambiente, impedendo la trasformazione completa dell'austenite a valle della fase di tempra.

¹⁴ Il fenomeno del danneggiamento meccanico per *pitting*, altrimenti noto come usura per fatica o fatica da contatto, non va confuso con il degrado corrosivo per vaiolatura (anche questo chiamato *pitting*) che è invece una forma di corrosione localizzata tipica degli acciai inossidabili, delle leghe dell'alluminio e delle leghe di titanio.

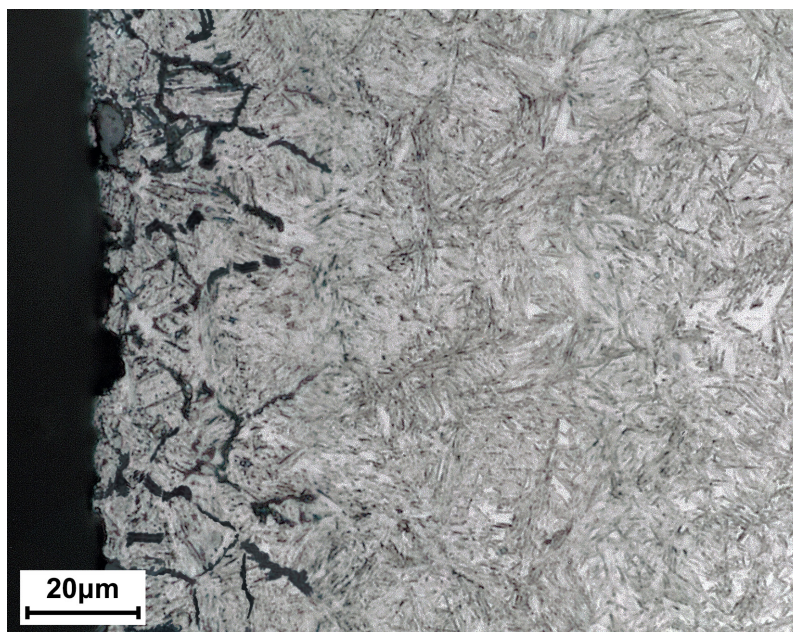


Figura 17.19 – Particolare di uno strato cementato interessato da fenomeni di ossidazione intergranulare; spessore del difetto ~20 μ m; attacco: Nital 2% [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

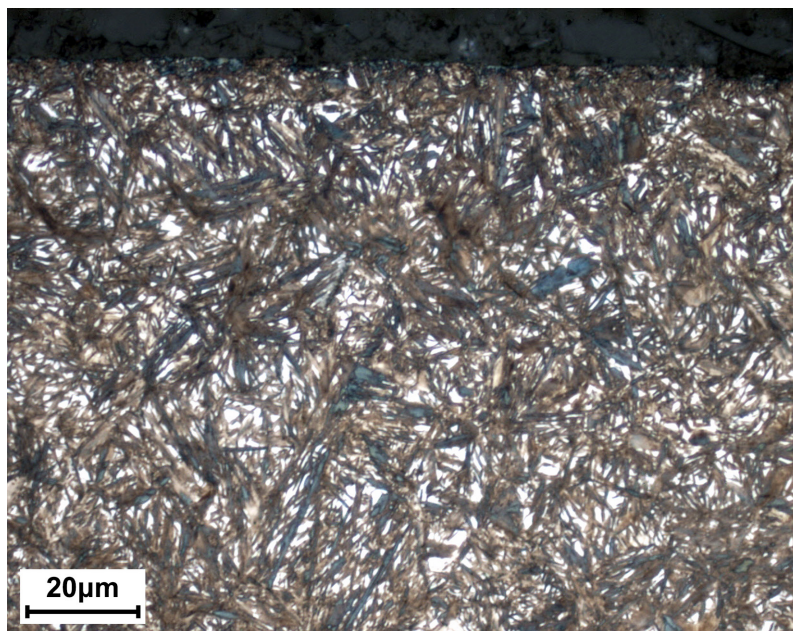


Figura 17.20 – Austenite residua in quantità anomala (aree biancastre) in uno strato cementato. Microscopio ottico; attacco: Nital 2% [Laboratori Omeco S.r.l., Monza – MB].

Vi sono pareri contrastanti circa l'effetto dell'austenite residua in uno strato cementato. In generale si può affermare che l'elevata deformabilità della fase γ (austenite) produca effetti differenti a seconda delle caratteristiche dello strato indurito e del materiale base. Sotto l'azione di elevati carichi di contatto, le isole di austenite presenti nella matrice martensitica tendono a deformarsi, aumentando l'area di contatto con conseguente diminuzione della pressione locale. D'altra parte una diffusa plasticizzazione dell'austenite tende a ridurre il campo di tensioni residue di compressione peggiorando la resistenza ad usura e a fatica da contatto (*pitting*) del componente.

Un ultimo importante elemento è la presenza di carburi a bordo grano dovuti a un eccessivo arricchimento di carbonio dello strato indurito. Questo difetto è legato all'impiego di potenziali di carbonio troppo elevati in fase di carburazione o a tempi di diffusione troppo ridotti.

In questi casi si osserva un reticolo di carburi di ferro depositato a bordo grano della struttura austenitica originaria, talvolta anche in quantità abnorme. Una situazione particolarmente anomala è mostrata in figura 17.21.

A causa della loro fragilità, i carburi inducono un progressivo peggioramento della resistenza alla fatica da contatto e favoriscono la formazione di cricche in fase di rettifica.

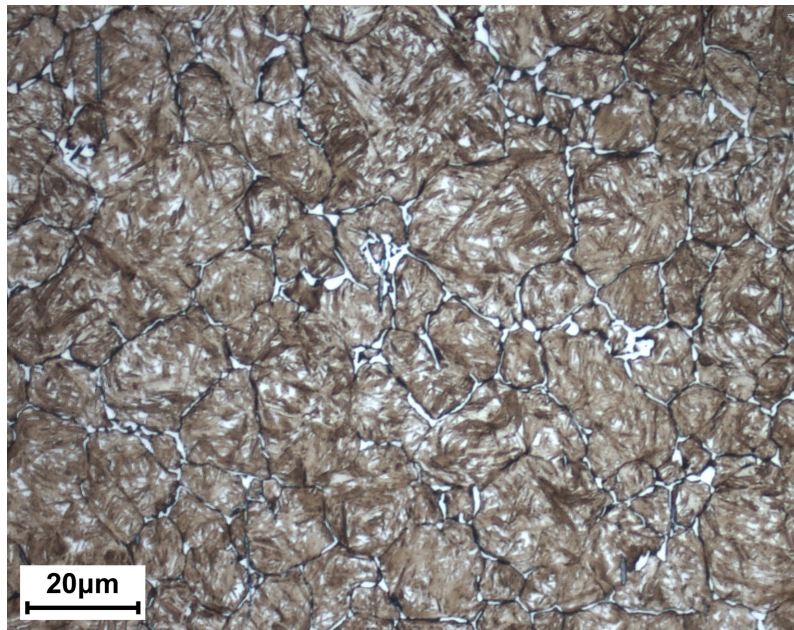


Figura 17.21 – Strato cementato ipercarburato; carburi a bordo grano in quantità abnorme (aree biancastre); attacco: Nital 2% [Laboratori Omeco S.r.l., Monza – MB].

17.7 Le principali tipologie degli acciai da cementazione

Gli acciai impiegati per realizzare componenti meccanici da cementare sono a basso tenore di carbonio. Anche se è possibile utilizzare acciai tipo EN C10 o EN C15, si fa normalmente ricorso ad acciai debolmente legati al cromo-molibdeno, cromo-manganese, nichel-cromo o nichel-cromo-molibdeno¹⁵.

Il tenore di carbonio deve essere mantenuto a livelli bassi ($C \leq 0,2\%$) per agevolare la cinetica del processo di cementazione e garantire tenacità a cuore dei pezzi. Gli elementi di lega vengono invece aggiunti per aumentare la temprabilità dell'acciaio, al fine di consentire la trasformazione martensitica anche a cuore (figura 17.22).

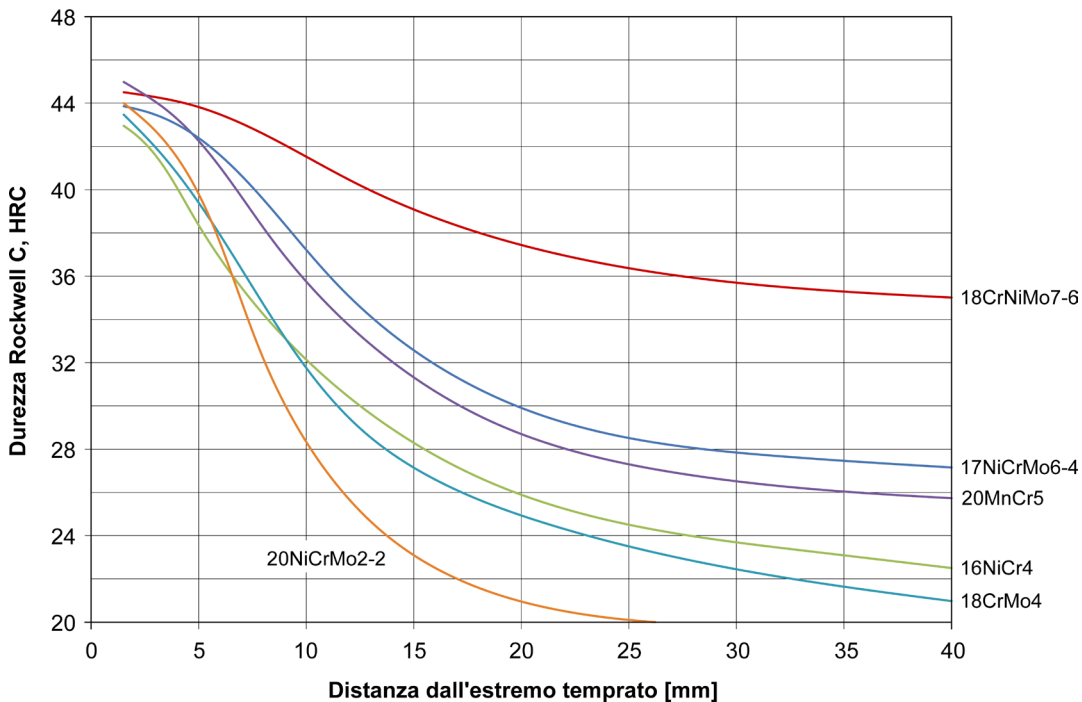


Figura 17.22 – Curve Jominy per alcuni acciai da cementazione debolmente legati.

La tipica composizione chimica che combina queste molteplici esigenze è quella dell'acciaio EN 17NiCrMo6-4. Questo materiale è, di fatto, il più impiegato nel settore meccanico quando sono richieste ottime caratteristiche di affidabilità: pignoni, alberi a camme, ruote dentate, spinotti, perni e rulli sono le sue tipiche applicazioni. Per condizioni di carico più gravose sono disponibili acciai da cementazione ad alto tenore di nichel e cromo come l'EN 18CrNiMo7-6: anche se costoso, questo acciaio possiede elevata temprabilità ed eccellenti valori di tenacità.

¹⁵ Gli acciai debolmente legati sono più resistenti, tenaci e temprabili rispetto a quelli al solo carbonio, nei confronti dei quali hanno anche il vantaggio di avere una differenza tra $A_{c3\text{ cuore}}$ e $A_{c3\text{ superficie}}$ inferiore a 100°C.

Quando invece l'aspetto economico ha maggiore rilevanza, come ad esempio nel settore automotive, si ripiega su acciai da cementazione al cromo-nichel o cromo-nichel-molibdeno (EN 16CrNi4, EN 20NiCrMo2-2), al cromo-molibdeno (EN 18CrMo4) o al manganese-cromo (EN 16MnCr5, EN 20MnCr5). In quest'ultimo caso (acciai al manganese-cromo) si può anche far uso dell'alligazione con boro per migliorare la temprabilità. Le proprietà degli acciai al manganese-cromo sono più che accettabili per molte applicazioni, nonostante abbiano una tenacità inferiore agli acciai legati con nichel.

La tabella 17.3 riporta la composizione chimica di alcuni acciai da cementazione di comune impiego secondo la norma EN ISO 683-3¹⁶. Si noti che tale norma, correttamente, non dà indicazioni sulle caratteristiche meccaniche degli acciai da cementazione, essendo queste dipendenti dalle condizioni del trattamento di cementazione eseguito.

Se si desiderasse massimizzare la lavorabilità alle macchine utensili si potrebbe anche ricorrere agli acciai automatici allo zolfo-manganese (EN 11SMn30, EN 15SMn13, EN 17SMn20) della norma EN ISO 683-4¹⁷: pur non essendo pensati specificamente per questo trattamento, la loro composizione chimica ben si presta all'esecuzione della cementazione.

Designazione	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Cu
EN C10	0,07-0,13	0,15- 0,40	0,30-0,60	≤ 0,025	≤ 0,035 (*)	≤ 0,40	≤ 0,10	≤ 0,40	≤ 0,30
EN C15	0,12-0,18	0,15-0,40	0,30-0,60	≤ 0,025	≤ 0,035 (*)	≤ 0,40	≤ 0,10	≤ 0,40	≤ 0,30
EN 20MnCr5	0,17-0,22	0,15-0,40	1,10-1,40	≤ 0,025	≤ 0,035 (*)	1,00-1,30	---	---	≤ 0,40
EN 18CrMo4	0,15-0,21	0,15-0,40	0,60-0,90	≤ 0,025	≤ 0,035 (*)	0,90-1,20	0,15-0,25	---	≤ 0,40
EN 16NiCr4	0,13-0,19	0,15-0,40	0,70-1,00	≤ 0,025	≤ 0,035 (*)	0,60-1,00	---	0,80-1,10	≤ 0,40
EN 20NiCrMo2-2	0,17-0,23	0,15-0,40	0,65-0,95	≤ 0,025	≤ 0,035 (*)	0,35-0,70	0,15-0,25	0,40-0,70	≤ 0,40
EN 17NiCrMo6-4	0,14-0,20	0,15-0,40	0,60-0,90	≤ 0,025	≤ 0,035 (*)	0,80-1,10	0,15-0,25	1,20-1,60	≤ 0,40
EN 18CrNiMo7-6	0,15-0,21	0,15-0,40	0,50-0,90	≤ 0,025	≤ 0,035	1,50-1,80	0,25-0,35	1,40-1,70	≤ 0,40

(*) Per questi acciai esiste anche il tipo a zolfo controllato con $0,020\% \leq S \leq 0,040\%$.

Tabella 17.3 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai da cementazione [tratto da EN ISO 683-3].

Per realizzare un componente meccanico cementato si segue, generalmente, il ciclo tecnologico indicato in figura 17.23.

Il semilavorato (barra tonda, laminato, forgiato, ecc.) deve essere sottoposto ad un trattamento di rigenerazione seguito dalla lavorazione alle macchine utensili di sgrossatura: grazie al basso contenuto di carbonio, gli acciai da cementazione sono i più lavorabili alle macchine utensili tra gli acciai speciali da costruzione.

¹⁶ EN ISO 683-3, Acciai per trattamento termico, acciai legati e acciai automatici - Parte 3: Acciai da cementazione.

¹⁷ EN ISO 683-4, Acciai per trattamento termico, acciai legati e acciai automatici - Parte 4: Acciai automatici.

Si passa quindi alla cementazione che viene eseguita, come osservato in precedenza, in combinazione con la bonifica (tempra più rinvenimento). Durante la fase iniziale di austenitizzazione nel forno di trattamento, si ha anche l'arricchimento di carbonio degli strati superficiali da parte dell'atmosfera carburante; successivamente il pezzo viene temprato e disteso a bassa temperatura.

Qualora richiesto, alcune zone del componente possono essere preventivamente protette dalla cementazione mediante l'uso di specifiche paste "anticementanti" o attraverso la deposizione di rame, nichel o stagno sulle superfici da non indurire.

Il ciclo tecnologico termina con le lavorazioni alle macchine utensili di finitura (rettifica e/o lappatura) che consentono di assegnare al componente le dimensioni, le tolleranze geometrico/dimensionali e le rugosità previste a progetto.

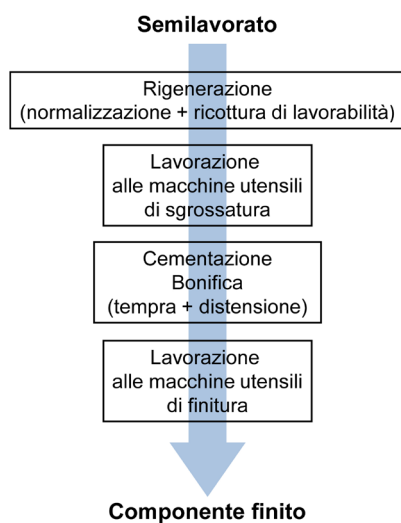
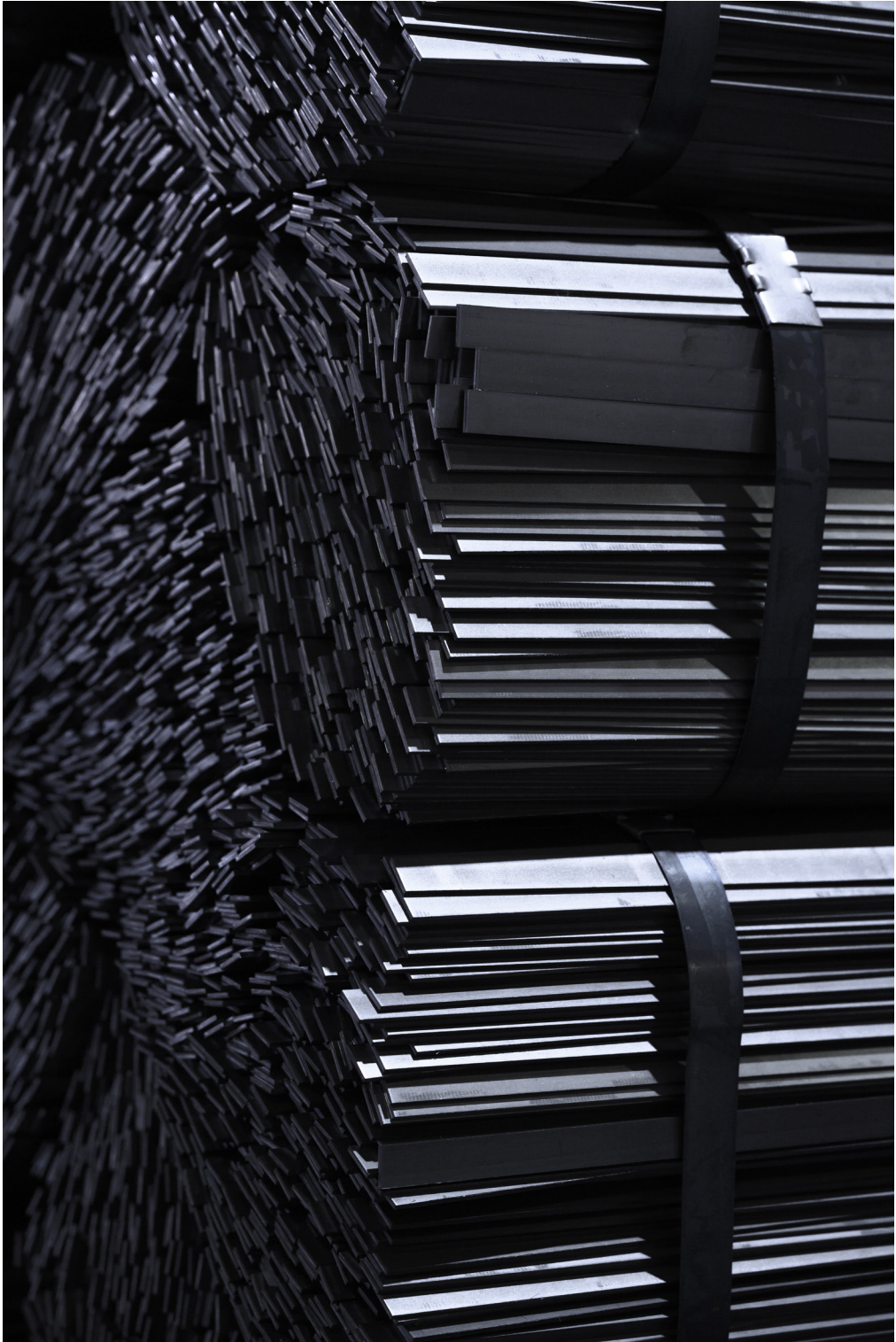


Figura 17.23 – Schema del ciclo tecnologico per un componente realizzato con un generico acciaio da cementazione.





18. GLI ACCIAI DA NITRURAZIONE E IL LORO TRATTAMENTO

18.1 Cos'è e a cosa serve il trattamento di nitrurazione

La nitrurazione è un trattamento termochimico degli acciai che prevede un arricchimento di azoto nella zona superficiale dei componenti. Scopo del trattamento è quello di realizzare uno strato di qualche decimo di millimetro - di solito compreso tra 0,2mm e 0,4mm - con elevata durezza, in modo da ottenere un'ottima resistenza all'usura, all'abrasione e al grippaggio. Un ulteriore risultato della nitrurazione è indurre un miglioramento della resistenza a fatica del componente.

Il trattamento di nitrurazione viene abitualmente effettuato al termine del processo di fabbricazione del pezzo, ossia su acciai con struttura martensitica. Per la nitrurazione vengono utilizzati forni a campana, a camera, a pozzo, a letto fluidizzato o in bagno di sali; le temperature sono generalmente comprese tra i 480°C e i 570°C con durate variabili in relazione alla profondità di indurimento (da 10 a 120 ore).

Il mezzo nitrurante può essere di varia natura. Nella maggior parte dei casi si tratta di un'atmosfera gassosa a base di ammoniacca (nitrurazione gassosa); talvolta può essere usata una miscela azoto e idrogeno allo stato di plasma (nitrurazione ionica) o, più raramente, un bagno di sali fusi a base di cianuri e cianati di sodio/potassio (nitrurazione in bagno di sali).

Dopo il trattamento di nitrurazione l'acciaio assume una tipica colorazione grigio opaca con leggere sfumature azzurre; i pezzi nitrurati non vengono abitualmente sottoposti ad ulteriori lavorazioni meccaniche. La nitrurazione viene eseguita su acciai a medio tenore di carbonio, debolmente legati con cromo, alluminio, molibdeno e vanadio, specificamente messi a punto per tale trattamento. Anche altre tipologie di acciai speciali da costruzione, tuttavia, si prestano bene a questo trattamento, come ad esempio alcuni acciai da bonifica, da cementazione o per molle. Anche gli acciai per utensili, gli acciai *maraging* e alcuni tipi di acciai inossidabili sono idonei alla nitrurazione.

Il trattamento di nitrurazione viene effettuato su componenti che devono resistere a fenomeni di usura o di danneggiamento superficiale (*pitting*, *scuffing*, ecc.) quali, ingranaggi per riduttori epicicloidali, ingranaggi *Gleason*, camme, punterie, guide lineari, alberi, valvole, viti e matrici da estrusione, perni, mandrini, pignoni, stampi per materie plastiche e leghe non ferrose, pompe e componenti idraulici, canne di cannoni.

18.2 La nitrurazione dell'acciaio

La nitrurazione si basa sulla diffusione di azoto in forma atomica all'interno del reticolo cristallino del ferro, analogamente a quanto avviene con il carbonio per la cementazione. Il risultato finale è un arricchimento di azoto negli strati superficiali del componente trattato.

Per comprendere ciò che avviene durante la diffusione dell'azoto nel reticolo del ferro α , è opportuno riferirsi al diagramma di stato ferro-azoto mostrato in figura 18.1; si tenga presente che le tipiche temperature di trattamento (480°-570°C) sono inferiori alla temperatura della trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$, pari a 592°C.

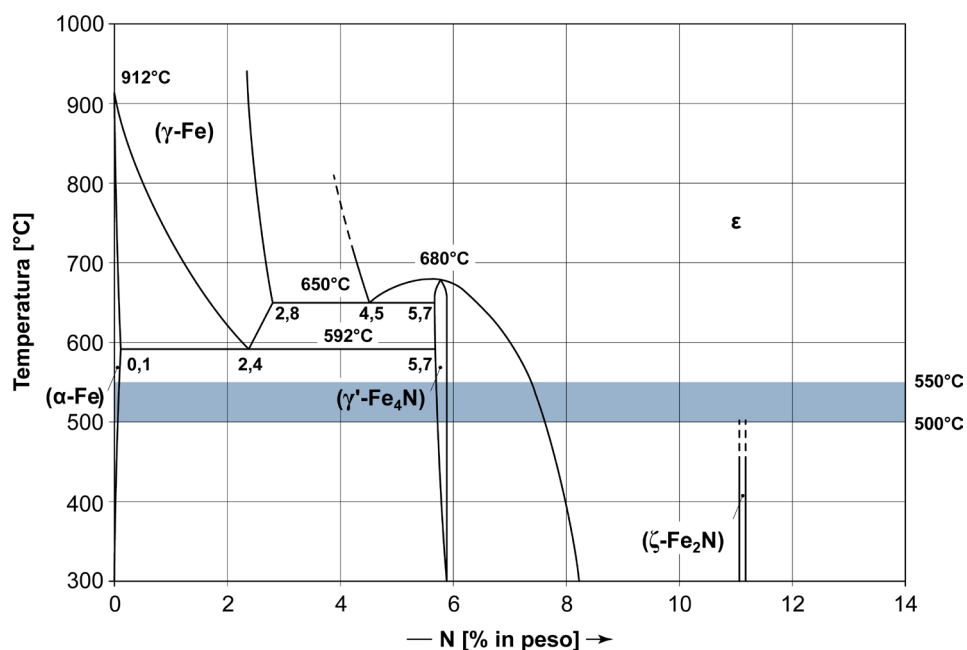


Figura 18.1 – Il diagramma di stato ferro-azoto con l'indicazione dell'intervallo di temperature a cui viene effettuata la nitrurazione (fascia di colore azzurro) [tratto da Massalski 1996].

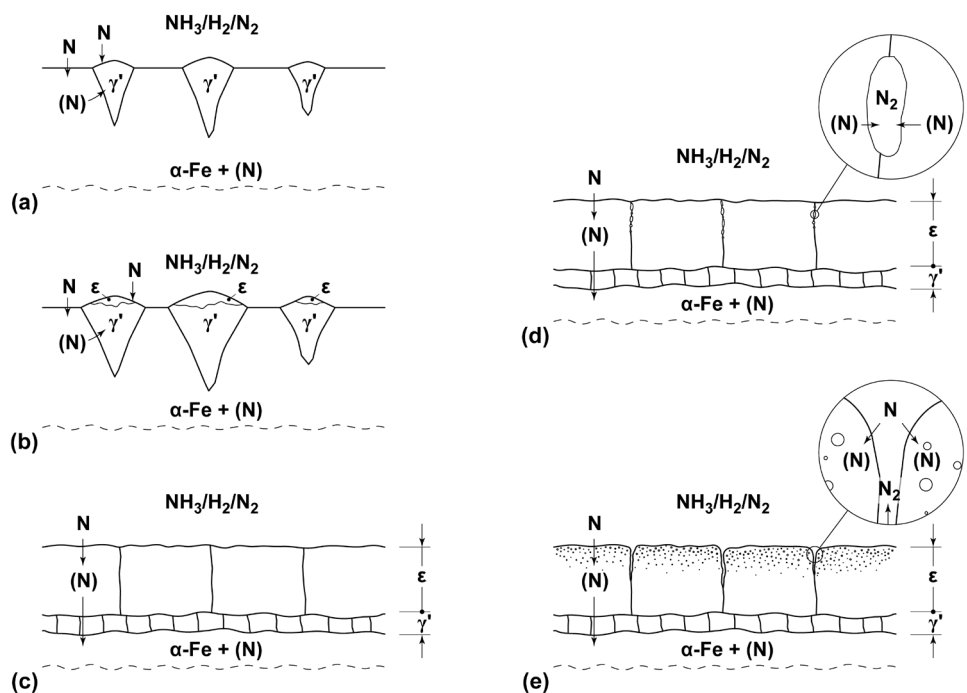


Figura 18.2 – Schema della formazione di uno strato nitrurato sulla superficie del ferro [tratto da Mittemeijer 2013].

Nel caso del ferro puro, una volta superato il limite di solubilità di azoto nella fase α^1 , l'azoto in eccesso tende a formare nitruri di ferro. Inizialmente si tratta di composti tipo Fe_4N , anche chiamati fase γ' , con circa il 6% di azoto, quindi tipo $Fe_{2,3}N$, fase ϵ , con tenori di azoto superiori all'8%². Nel caso degli acciai da nitrurazione, in cui sono presenti gli elementi di lega, si osserva anche la formazione di nitruri e/o carbonitruri complessi di cromo, alluminio, molibdeno e vanadio. La figura 18.2 mostra, ad esempio, una schematizzazione di ciò che avviene nell'acciaio durante il processo di nitrurazione.

I composti che l'azoto forma con il ferro o con altri elementi di lega producono un tipico meccanismo di indurimento per precipitazione (figura 18.3). Questa tipologia di composti ha dimensioni nanometriche e precipita in modo finemente disperso nella massa metallica, ostacolando il moto delle dislocazioni e provocando una distorsione locale del reticolo cristallino.

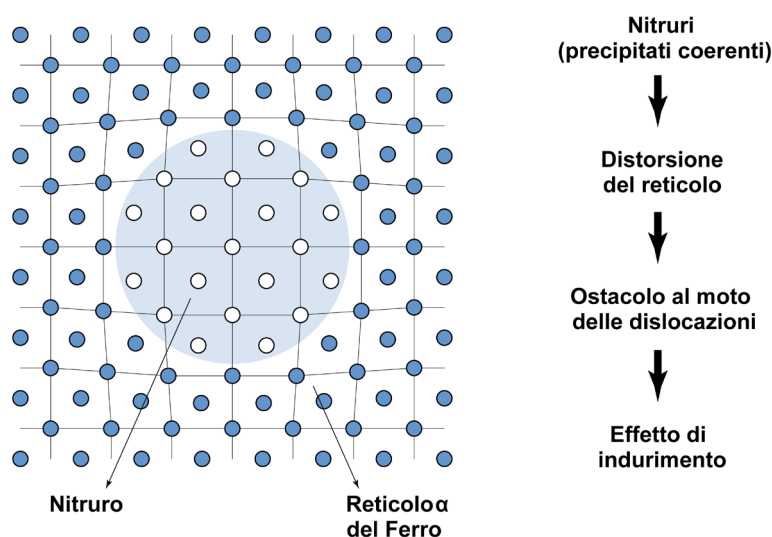


Figura 18.3 – Rappresentazione schematica del meccanismo di indurimento del reticolo del ferro per effetto della precipitazione di nitruri coerenti [tratto da Díaz 2007].

Se si va ad arricchire con azoto la superficie di un acciaio dolce al carbonio, si formeranno prevalentemente nitruri/carbonitruri di ferro (tipo ϵ e γ') e l'incremento di durezza sarà piuttosto limitato, dell'ordine di 350-450HV. Se nell'acciaio vi sono elementi di lega quali Cr , Al , Mo , V , il componente nitrurato acquisirà un'elevata durezza superficiale, tipicamente 800-1000HV, fino ad arrivare anche a 1200HV se è presente alluminio. In generale più elevata è la percentuale degli elementi di lega, maggiore è la durezza dello strato nitrurato, poiché aumenta la quantità dei nitruri che possono precipitare nel reticolo dell'acciaio. Per contro, al crescere degli elementi di lega diminuisce la profondità di indurimento, poiché la presenza dei precipitati nel reticolo crea un ostacolo alla diffusione dell'azoto.

¹ La solubilità dell'azoto nel ferro è pari a 0,1% a 592°C, riducendosi praticamente a zero a temperatura ambiente.

² Si noti l'equivoco, comune a tutta la letteratura del settore, di indicare Fe_4N ed $Fe_{2,3}N$ talvolta col termine "composti", talvolta col termine "fasi".

A questo proposito è utile osservare le figure 18.4 e 18.5 che rappresentano l'effetto degli elementi di lega sulla durezza e sulla profondità degli strati nitrurati.

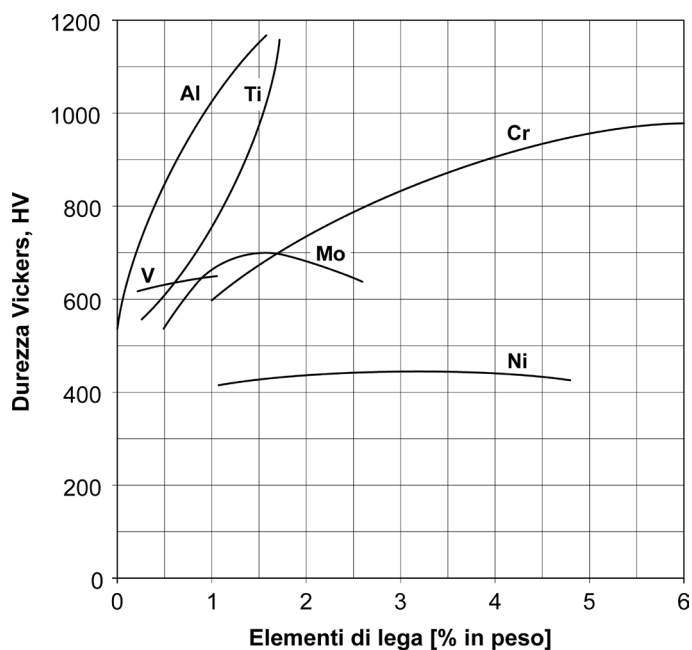


Figura 18.4 – Effetto degli elementi di lega sulla durezza superficiale dopo nitrurazione (acciaio con 0,35%C-0,30% Si-0,70%Mn) [tratto da Thelning 1975].

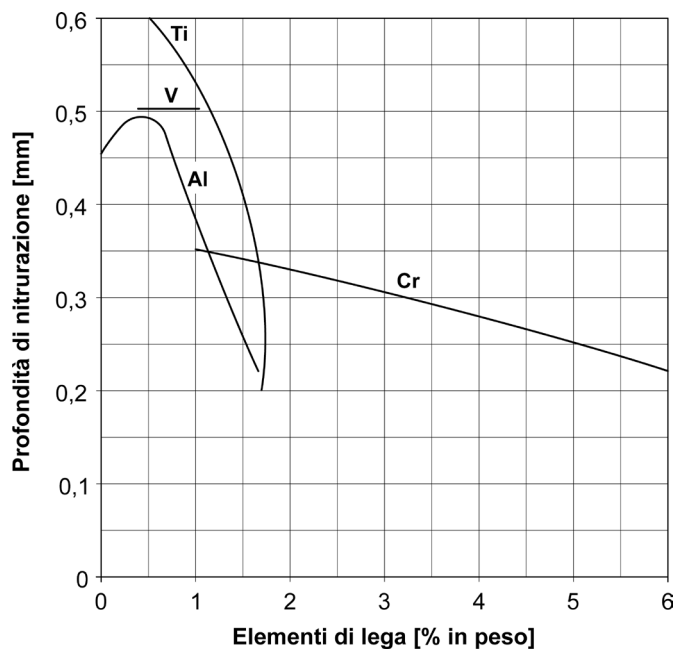


Figura 18.5 – Effetto degli elementi di lega sulla profondità di nitrurazione (misurata a 400HV dopo nitrurazione per 8 ore a 520°C) [tratto da Thelning 1975].

Durante i comuni processi di nitrurazione la temperatura di trattamento non dovrebbe mai essere superiore all'orizzontale eutettoidica del diagramma di stato ferro-azoto a 592°C. Oltrepassare la linea di trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ causerebbe la formazione di una struttura indesiderata, detta braunite³, che può provocare lo sfaldamento dello strato nitrurato a causa della sua fragilità.

18.3 Morfologia e caratteristiche degli strati nitrurati

L'aspetto tipico di uno strato nitrurato è mostrato in figura 18.6: esso evidenzia due zone ben distinte.

Vicino alla superficie è presente uno strato compatto, detto strato di composti, costituito da fase γ' , fase ϵ e da nitruri/carbonitruri degli elementi di lega. A causa del tipico aspetto metallografico di colore chiaro, viene anche denominato coltre bianca o *white layer* secondo la terminologia anglosassone. Normalmente la coltre bianca è caratterizzata da una certa porosità, come osservabile in figura 18.7.

Lo strato di composti ha proprietà molto simili a quelle di un materiale ceramico: basso coefficiente d'attrito, elevati valori di durezza e buona resistenza alla corrosione. Di norma il suo spessore è limitato a pochi micron (da 2 a 20 μm); con alcuni processi di nitrurazione è possibile ottenere pezzi dove la coltre bianca è praticamente assente ($< 1\mu\text{m}$).

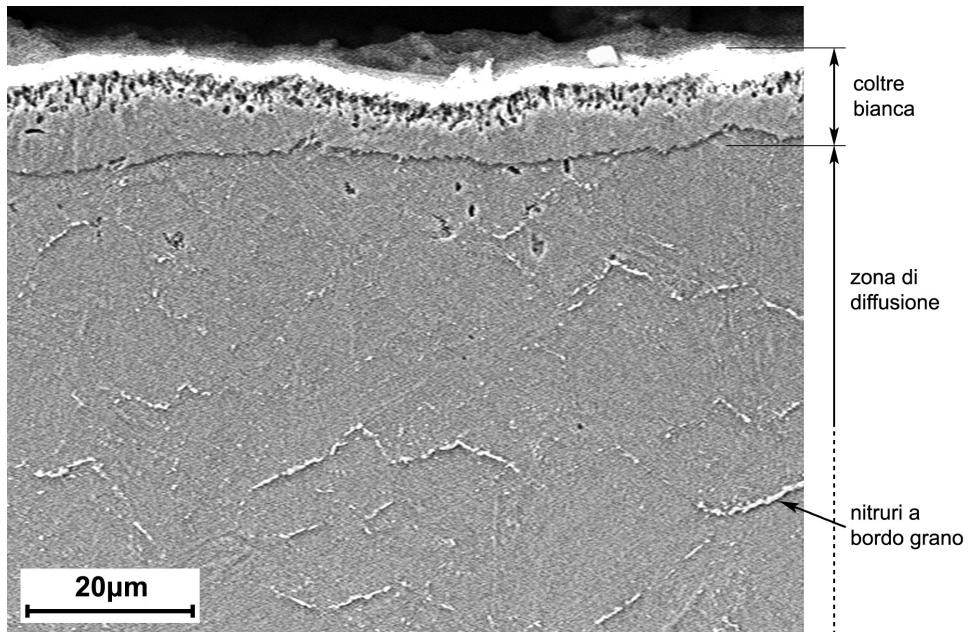


Figura 18.6 – Aspetto tipico di uno strato nitrurato su acciaio EN 42CrMo4 ottenuto dopo nitrurazione gassosa (30 ore di trattamento a 530°C). Microscopio elettronico a scansione; attacco: Nital 2% [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

³ La braunite è la struttura eutettoidica del diagramma di stato Fe-N che si forma dalla fase γ per effetto di un lento raffreddamento. La sua struttura è simile a quella della perlite, ma è costituita da lamelle alternate di fase α e Fe_4N , anziché fase α e Fe_3C . Una differenza ulteriore tra le due strutture sta nella quantità del composto interstiziale: mentre nella perlite, all'equilibrio, la quantità di Fe_3C è pari a circa il 12% del totale, nel caso della braunite la quantità di Fe_4N è dell'ordine del 44%.

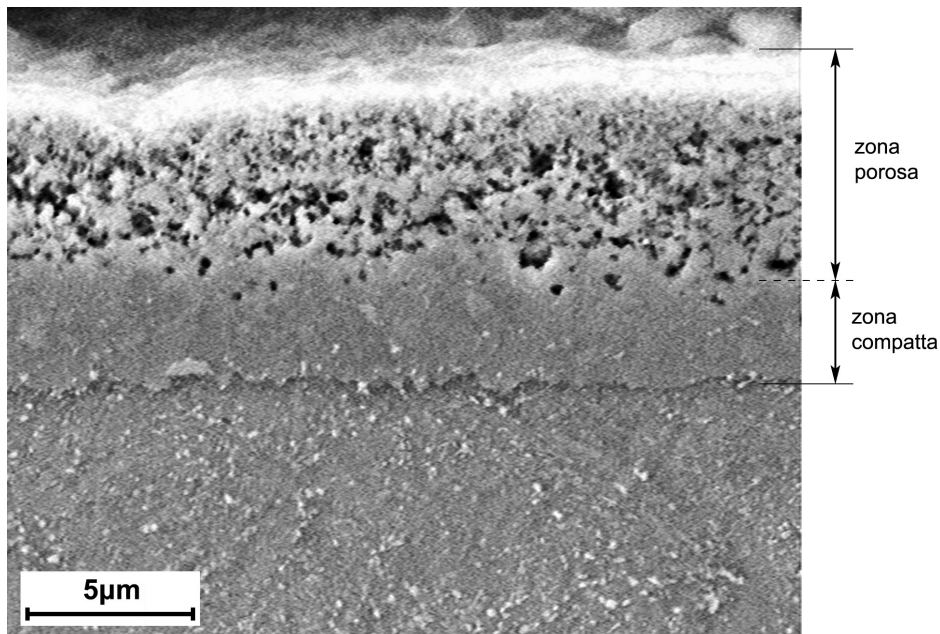


Figura 18.7 – Aspetto tipico della coltre bianca di uno strato nitrurato su acciaio EN 42CrMo4. Microscopio elettronico a scansione; attacco: Nital 2%. [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

La zona immediatamente sottostante alla coltre bianca viene denominata zona di diffusione, o *diffusion layer*. In quest'area l'azoto è presente sia in soluzione solida nel reticolo del ferro α , sia sotto forma di nitruri/carbonitruri che, preferenzialmente, si depositano a bordo grano. La concentrazione d'azoto inoltre decresce progressivamente a partire dalla superficie fino agli strati più interni.

Lo spessore della zona di diffusione dipende dal tipo di trattamento di nitrurazione e dalla sua durata anche se, in generale, si può affermare che sia compresa tra i 100µm e i 400µm; solo con processi di nitrurazione particolarmente prolungati è possibile arrivare ad ottenere anche 500-600µm di profondità di penetrazione. La durezza dello strato nitrurato non è costante lungo lo spessore ma diminuisce al diminuire del contenuto di azoto fino a raggiungere il livello di durezza dell'acciaio a cuore.

Tipici andamenti del profilo di durezza Vickers (HV) in funzione della distanza dalla superficie sono mostrati in figura 18.8 (al variare della temperatura di trattamento) e in figura 18.9 (al variare della durata del trattamento). Come si può osservare la profondità di indurimento cresce al crescere della temperatura e all'aumentare del tempo di trattamento; il contrario avviene per la durezza massima nello strato, che tende invece a diminuire col tempo.

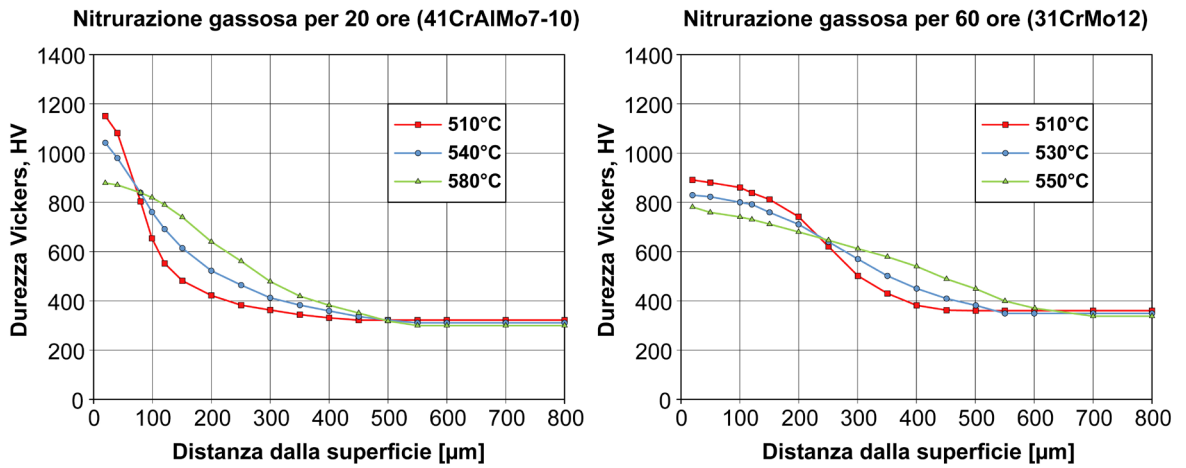


Figura 18.8 – Andamento del profilo di durezza dopo nitrurazione gassosa: (a sinistra) su acciaio EN 41CrAlMo7-10 trattato per 20 ore, (a destra) su acciaio EN 31CrMo12 trattato per 60 ore [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

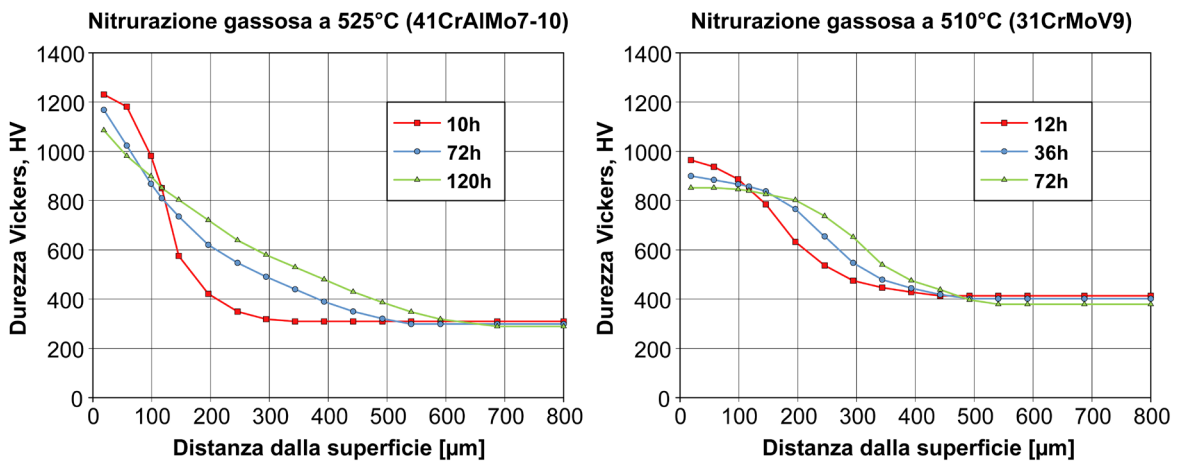


Figura 18.9 – Andamento del profilo di durezza dopo nitrurazione gassosa: (a sinistra) su acciaio EN 41CrAlMo7-10 trattato a 525°C, (a destra) su acciaio EN 31CrMoV9 trattato a 510°C [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

Il profilo di durezza dello strato nitrurato permette di determinare la profondità efficace, p_e , cioè la distanza dalla superficie in cui si misura una durezza superiore di 100 HV rispetto alla durezza dell'acciaio a cuore. La rilevazione di p_e viene effettuata tramite la costruzione grafica proposta dalla norma UNI 11153-2⁴ a partire dai valori di micro-durezza misurati a distanze via via crescenti dalla superficie (figura 18.10).

⁴ UNI 11153-2, Misurazione dello spessore di strati superficiali induriti su elementi di lega ferrosa - Nitrurazione e nitrocarburazione ferritica.

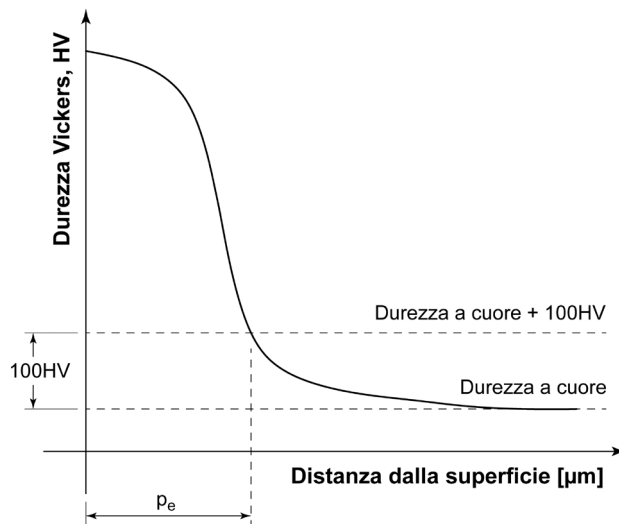


Figura 18.10 – Schema per la misura della profondità efficace, p_e , di uno strato nitruato [tratto da UNI 11153-2].

Grazie all'elevata durezza e al basso coefficiente d'attrito, la coltre bianca garantisce un'ottima resistenza all'usura di tipo adesivo, al grippaggio ed alla fatica da contatto.

Si è osservato, ad esempio, che uno spessore di coltre bianca dell'ordine di 5-10 μ m comporti un miglioramento del comportamento in esercizio di ruote dentate sottoposte a fenomeni di danneggiamento per *pitting*⁵; lo stesso dicasi per componenti quali viti da estrusione o stampi per materie plastiche, dove elevati spessori di coltre bianca tendono ad ostacolare il degrado per usura adesiva.

Effetti negativi legati alla fragilità della coltre bianca si manifestano invece su pezzi sottoposti ad usura di tipo abrasivo (in presenza cioè di particelle dure che incidono e "graffiano" la superficie) o su componenti sollecitati dinamicamente o a fatica flessionale/torsionale.

La profondità efficace p_e è il parametro che riveste maggiore importanza qualora si debba valutare il comportamento di uno strato nitruato nel suo complesso. Un'elevata profondità efficace permette di sopportare più agevolmente le sollecitazioni locali e le pressioni di contatto a cui viene sottoposto il pezzo in esercizio. Come indicazione di carattere del tutto generale si può affermare che, una volta ottenuta un'adeguata durezza superficiale (dell'ordine di 800-1000HV in funzione del tipo di acciaio impiegato⁶), la resistenza di un pezzo nitruato è dipendente soprattutto dalla profondità efficace di nitruazione.

⁵ Vedi la nota 14 del capitolo 17.

⁶ Si ricordi che la massima durezza superficiale dopo nitruazione dipende, oltre che dalla bontà del trattamento eseguito, soprattutto dagli elementi di lega presenti nell'acciaio e dal loro quantitativo. Pertanto in presenza di tenori di alluminio attorno all'1%, si può arrivare a valori di durezza di 1200HV; negli acciai privi di elementi di lega si raggiungono invece a stento i 600HV.

Un altro elemento non trascurabile è il campo di tensioni residue di compressione che si genera in prossimità della superficie di un componente nitrurato (figura 18.11). Autotensioni di compressione sono vantaggiose nei confronti della resistenza a fatica, dato che riducono gli sforzi di trazione agenti in superficie. Questo fenomeno, come si è detto, è strettamente legato alla distorsione del reticolo cristallino e al conseguente aumento locale di volume della massa metallica durante la formazione dei composti dell'azoto.

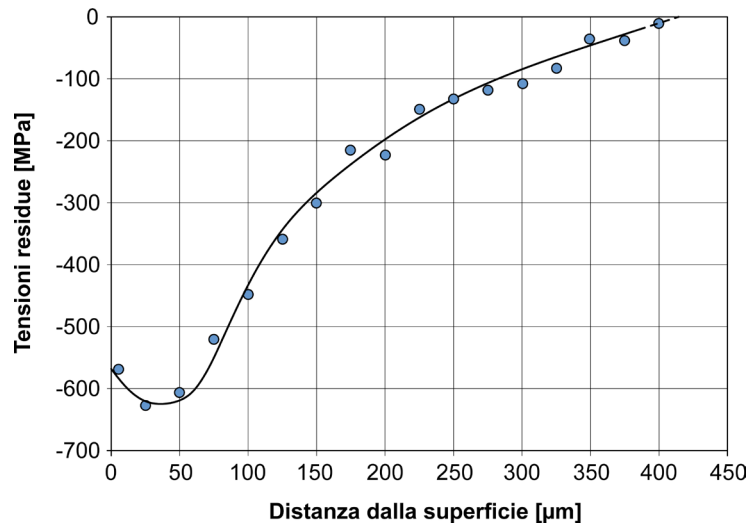
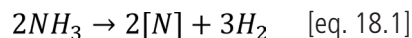


Figura 18.11 – Andamento delle tensioni residue in uno strato nitrurato su acciaio EN 42CrMo4 (520°C per 50 ore), misurate mediante diffrazione a raggi X [Laboratori del Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano – MI].

18.4 La nitrurazione gassosa

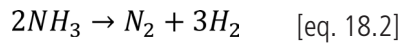
Nella nitrurazione gassosa il pezzo da trattare viene posto a contatto con un'atmosfera contenente ammoniaca pura o diluita con azoto o con miscele azoto/idrogeno.

Alle temperature di processo l'ammoniaca, per effetto catalitico del ferro, tende a dissociarsi in azoto atomico e idrogeno secondo la reazione [eq. 18.1]:



L'azoto allo stato atomico $[N]$, detto anche azoto nascente, ha un raggio molto più piccolo di quello degli atomi di ferro e può agevolmente "insinuarsi" per diffusione nel reticolo cristallino dell'acciaio da nitrurare. La quantità di azoto che penetra e diffonde nell'acciaio è funzione, oltre che della temperatura e del tempo di trattamento, anche della quantità di ammoniaca, NH_3 , presente sulla superficie del pezzo: al crescere della quantità di ammoniaca aumenta la quantità di azoto nascente, $[N]$, disponibile per nitrurare l'acciaio.

L'azoto che si forma secondo la [eq. 18.1] e che non riesce a penetrare nell'acciaio, si combina in forma molecolare e segue la tradizionale reazione di dissociazione dell'ammoniaca [eq. 18.2]:



Misurando la quantità di ammoniaca, NH_3 , in uscita dal forno, si può valutare il cosiddetto grado di dissociazione: se, ad esempio, la quantità di ammoniaca uscente dal forno fosse pari al 75% del totale, il suo grado di dissociazione sarebbe 25%, cioè all'incirca il 25% di ammoniaca immessa nel forno si è dissociata in azoto molecolare, N_2 , e idrogeno molecolare, H_2 , mentre il 75% è rimasta indissociata. Poiché la reazione [eq. 18.2] avviene piuttosto lentamente⁷, per mantenere costante la concentrazione di NH_3 a contatto coi pezzi da trattare sarà sufficiente garantire un flusso continuo di ammoniaca nel forno, a cui corrisponderà un grado di dissociazione pressoché costante.

La figura 18.12 mostra una correlazione approssimata tra quantità di ammoniaca a contatto con i pezzi da nitrurare, grado di dissociazione e flusso di ammoniaca nel forno (misurato in termini di ricambio del volume del forno per ora). Ad esempio, usando ammoniaca pura ed avendo cura di imporre un flusso che rigeneri completamente il volume del forno 4 volte in un'ora, si otterrebbe un grado di dissociazione pari al 25% ovvero una quantità di ammoniaca costantemente a contatto con i pezzi dell'ordine del 75%.

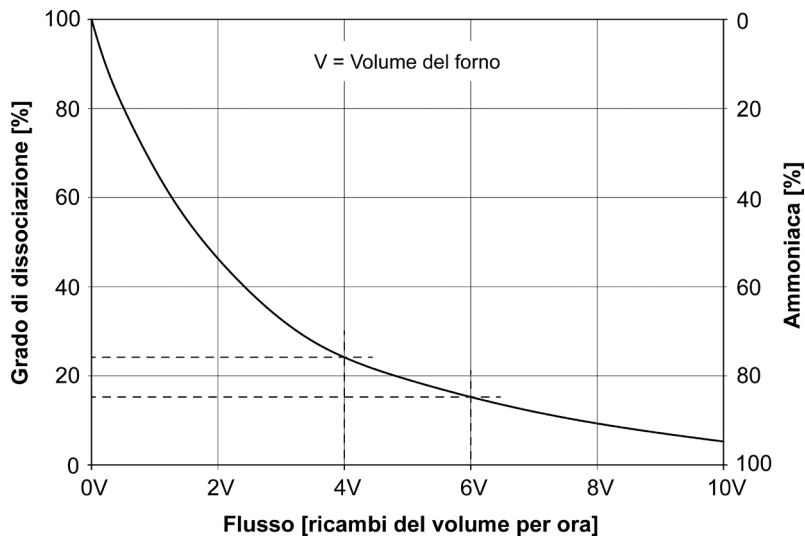


Figura 18.12 – Correlazione tra grado di dissociazione e flusso dell'ammoniaca nel forno di trattamento, nel caso di un'atmosfera al 100% di NH_3 [tratto da Herring 2011].

⁷ Alle abituali temperature di nitrurazione la reazione [eq. 18.2] è molto spostata dalla parte dei prodotti, cioè l'ammoniaca è quasi completamente dissociata in azoto e idrogeno molecolare. La cinetica della reazione [eq. 18.2] è però piuttosto lenta e ciò permette di far assorbire azoto atomico all'acciaio.

Se invece il ricambio del forno avvenisse più velocemente (6 volte l'ora), il grado di dissociazione sarebbe pari al 15%. I due esempi indicati evidenziano come la capacità nitrurante di un'atmosfera sia sostanzialmente condizionata dalla quantità di ammoniaca dissociata/non-dissociata presente nel forno di trattamento, cioè all'interfaccia con l'acciaio.

La conoscenza delle caratteristiche di un'atmosfera nitrurante, in particolare il grado di dissociazione dell'ammoniaca, è molto importante poiché permette di prevedere la microstruttura dello strato nitrurato attraverso il diagramma di Lehrer (figura 18.13).

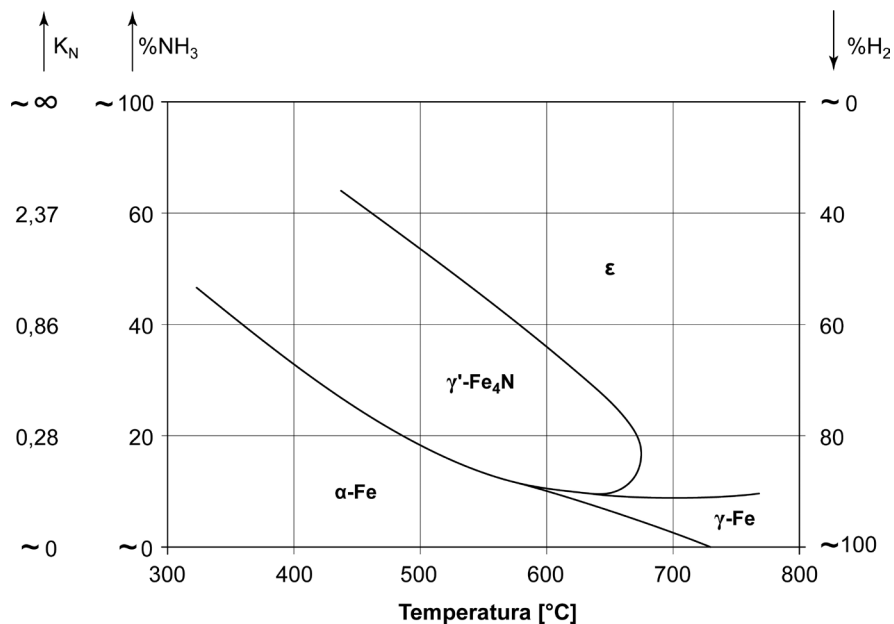


Figura 18.13 – Il diagramma di Lehrer per il ferro puro [tratto da Lehrer 1930 e Maldzinski et al. 1999].

Anche se si riferisce al ferro puro, il diagramma di Lehrer viene ampiamente utilizzato anche con gli acciai per determinare quale tipologia di nitruri (ϵ o γ') sia possibile formare in funzione delle caratteristiche dell'ambiente nitrurante.

Nel diagramma di Lehrer, oltre alla quantità di ammoniaca, è presente in ordinata anche l'indicazione del parametro K_N (detto "potere nitrurante") che rappresenta un modo più rigoroso per valutare la capacità di un'atmosfera di cedere azoto atomico all'acciaio⁸.

⁸ Il parametro K_N , detto potere nitrurante, deriva dal calcolo della costante d'equilibrio K_{eq} della reazione [eq. 18.1]. Ipotizzando i gas come gas perfetti ed essendo a_N l'attività dell'azoto nell'atmosfera nitrurante, si ottiene:

$$K_{eq} = \frac{a_N \cdot p_{H_2}^{1,5}}{p_{NH_3}} \rightarrow a_N = K_{eq} \cdot \frac{p_{NH_3}}{p_{H_2}^{1,5}} \rightarrow a_N = K_{eq} \cdot K_N$$

La relazione evidenzia come l'attività dell'azoto è proporzionale al rapporto tra le pressioni parziali di ammoniaca e idrogeno elevato a 1,5.

K_N è definito dalla seguente formula [eq. 18.3]:

$$K_N = \frac{p_{NH_3}}{(p_{H_2})^{1,5}} \quad [\text{eq. 18.3}]$$

nella quale il numeratore e il denominatore corrispondono alle pressioni parziali di ammoniaca e di idrogeno, a loro volta proporzionali alle rispettive quantità.

Al crescere del valore K_N aumenta la quantità di ammoniaca a contatto con i pezzi (ossia diminuisce il grado di dissociazione dell'ammoniaca) e, conseguentemente, cresce la capacità nitrurante dell'atmosfera, cioè la capacità dell'atmosfera di cedere azoto al pezzo da trattare. Il parametro K_N e il grado di dissociazione dell'ammoniaca possono essere misurati attraverso la determinazione delle caratteristiche del gas in uscita dal forno, oppure mediante l'analisi in-situ dell'atmosfera nitrurante con sonde opportunamente installate all'interno della camera di trattamento.

Le modalità secondo cui è possibile effettuare la nitrurazione gassosa sono principalmente due: il processo a singolo stadio e quello a doppio stadio.

Nel processo a singolo stadio si fissa la temperatura e il potere nitrurante dell'atmosfera (cioè il grado di dissociazione dell'ammoniaca), mantenendoli costanti per tutta la durata del trattamento. Tipicamente si lavora tra 500°-525°C con un grado di dissociazione compreso tra il 15% e il 25% ($4 < K_N < 15$).

Col doppio stadio, invece, la nitrurazione viene effettuata modificando sia la temperatura che il valore del potere nitrurante durante il processo. Inizialmente si opera con le stesse modalità del singolo stadio ma per tempi più brevi: di solito la durata di questa prima fase è compresa tra 1/3 e 1/5 del tempo totale di trattamento. Lo scopo è arricchire di azoto lo strato superficiale del pezzo in tempi rapidi, raggiungendo la saturazione e formando una coltre compatta di nitruri. Successivamente si aumenta leggermente la temperatura (530°-570°C) e si porta il grado di dissociazione dell'ammoniaca al 65-85% ($0,4 < K_N < 1$)⁹ in modo da favorire la diffusione dell'azoto verso gli strati sottostanti.

Il processo a doppio stadio (*boost and diffusion*) permette di controllare meglio le caratteristiche della coltre bianca (spessore e contenuto di azoto), riducendo sensibilmente il consumo di ammoniaca. La tabella 18.1 mostra una schematizzazione delle modalità operative dei due sistemi.

⁹ Per poter garantire un elevato grado di dissociazione dell'ammoniaca è necessario operare sulla miscela gassosa con un pre-dissociatore prima di poterla inviare nel forno di trattamento.

Tempo totale [ore]	Profondità efficace [μm]	Primo stadio (<i>Boost</i>)		Secondo stadio (<i>Diffusion</i>)	
		Tempo [ore]	Grado di dissociazione [%]	Tempo [ore]	Grado di dissociazione [%]
6	50-150	6	15-25	---	---
12	200-300	10	15-25	---	---
24	250-350	24	15-25	---	---
12	150-250	4	15-25	8	65-85
24	200-300	6	15-25	18	65-85
32	250-350	6	15-25	26	65-85
48	300-400	8	15-25	40	65-85
60	350-450	12	15-25	48	65-85
72	400-500	16	15-25	56	65-85
120	450-550	30	15-25	90	65-85

Tabella 18.1 – Caratteristiche della nitrurazione gassosa a singolo stadio e a doppio stadio. L'entità della profondità efficace è indicativa e dipende dalla composizione chimica dell'acciaio.

18.5 La nitrurazione ionica

Nella nitrurazione ionica (o nitrurazione al plasma) i pezzi vengono collocati all'interno di un forno a camera in cui si provvede ad instaurare, mediante pompe a vuoto, una pressione inferiore a quella atmosferica (da 130Pa a 1300Pa). Successivamente si immette una miscela gassosa di azoto e idrogeno e si applica una differenza di potenziale costante (400-1000V) tra la camera del forno, avente potenziale positivo, e il pezzo da trattare, con potenziale negativo: come conseguenza il gas di trattamento si ionizza e si ottiene un plasma luminescente di colore violaceo, costituito da azoto in forma ionica (N^+).

A causa della differenza di potenziale esistente tra la camera e i componenti da nitrurare, gli ioni di azoto vengono accelerati andando a "bombardare" ripetutamente la superficie dei pezzi. L'impatto di queste particelle ad elevata energia cinetica determina il riscaldamento del componente fino alle temperature di trattamento, comprese tra i 480°C e i 570°C.

Il bombardamento ionico, anche detto polverizzazione catodica o *sputtering* catodico, produce due effetti benefici. In primo luogo gli ioni N^+ che urtano la superficie hanno la possibilità di attraversare più strati del reticolo cristallino, andando a nitrurare in profondità il pezzo. Nella nitrurazione ionica, pertanto, l'apporto di azoto avviene anche attraverso questo particolare meccanismo fisico, detto "impianto", e non solo per semplice diffusione di un gas in un solido, come è tipico della nitrurazione gassosa.

In secondo luogo gli impatti ripetuti degli ioni producono il distacco degli atomi superficiali della massa metallica (principalmente atomi di Fe , C e O) per alcuni nanometri di spessore. Questi atomi si ricombinano con l'azoto del plasma, depositandosi poi nuovamente in modo uniforme sulla superficie dei pezzi: ciò comporta un migliore controllo dello spessore della coltre bianca (inferiore ai $3\mu m$) e la possibilità di nitrurare acciai inossidabili e leghe di titanio, altrimenti protette dal loro strato passivo di ossidi.

Una recente innovazione nella nitrurazione ionica è stata l'introduzione dell'arco-plasma pulsato.

In questi impianti la tensione applicata tra camera e pezzi da trattare ha una frequenza nel tempo variabile tra $3\mu s$ e $2000\mu s$. La caratteristica dell'arco plasma pulsato permette di ottenere un trattamento più uniforme sia in termini di modalità di riscaldamento che di profondità di indurimento, anche in zone poco accessibili quali fori e gole di scarico. Altra specificità di questa tecnologia è legata alla modalità di riscaldamento del forno che sfrutta una serie di resistenze elettriche¹⁰ oltre all'impatto degli ioni sui componenti.

Un ulteriore vantaggio degli impianti ad arco-plasma pulsato è la possibilità di effettuare trattamenti di nitrurazione a bassa temperatura (300° - $400^{\circ}C$). Questa tecnica necessita di tempi prolungati, ma appare vantaggiosa sia per gli acciai rinvenuti a bassa temperatura (acciai per molle o per utensili), sia per gli acciai inossidabili, dato che limita il peggioramento della loro resistenza meccanica ed alla corrosione.

Dal punto di vista metallurgico lo strato indurito che si ottiene con la nitrurazione ionica (ad arco tradizionale o ad arco-plasma pulsato) presenta caratteristiche meccaniche e metallurgiche del tutto simili a quello dei processi in gas: anche in questo caso si osserva un arricchimento di azoto negli strati corticali del pezzo con conseguente aumento della durezza del componente trattato.

Le temperature di esecuzione del trattamento non presentano differenze significative rispetto alla nitrurazione gassosa, mentre si riesce spesso ad operare con tempi leggermente più ridotti a parità di profondità efficace. Il controllo di processo può avvenire sia mediante la regolazione dei parametri elettrici del sistema, che vanno a modificare le caratteristiche energetiche del plasma e la temperatura dei pezzi, sia variando il rapporto di miscela dei gas usati; alti contenuti di azoto consentono di ottenere valori più elevati del potere nitrurante dell'atmosfera.

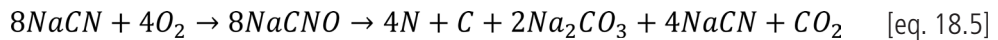
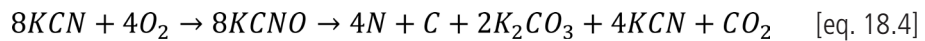
18.6 La nitrurazione in bagno di sali

Nonostante stia lentamente sparendo per motivi di natura ecologica, la nitrurazione in bagno di sali ha ancora una discreta importanza in ambito industriale e merita di essere considerata.

Il processo viene eseguito a 560° - $590^{\circ}C$ all'interno di un bagno di sali fusi costituito da cianuri di potassio e di sodio (KCN e $NaCN$).

¹⁰ Questa tipologia di trattamento prende il nome di nitrurazione ionica a camera calda, in antitesi a quella tradizionale a camera fredda che sfrutta unicamente l'impatto degli ioni sui componenti.

Il bagno viene attivato con insufflazione di aria dando origine a cianati ($KCNO$ e $NaCNO$) che, successivamente, si decompongono per azione catalitica del ferro secondo le reazioni [eq. 18.4] ed [eq. 18.5]:



L'azoto atomico, N , e il carbonio, C , che si liberano nel bagno diffondono negli strati superficiali dell'acciaio: per tali motivi sarebbe più corretto parlare di nitrocarburazione e non semplicemente di nitrurazione. Poiché le reazioni [eq. 18.4] e [eq. 18.5] portano alla formazione di carbonati (K_2CO_3 e Na_2CO_3) che progressivamente "esauriscono" il bagno, è necessario aggiungere specifiche sostanze organiche rigeneranti per mantenerlo in efficienza.

Attualmente i processi di nitrurazione salina usati industrialmente hanno un contenuto bassissimo di cianuri (~1%) che sono la principale sostanza inquinante in fase di smaltimento; questi bagni "ecologici" sono costituiti da cianati e da carbonati di sodio e potassio con aggiunte di cloruro di sodio e potassio¹¹.

Il trattamento di nitrurazione salina è molto più rapido rispetto alla nitrurazione gassosa, dato che consente di ottenere la profondità efficace desiderata nel tempo di 3-4 ore. Il potere nitrurante del bagno di sali è funzione del contenuto di cianati, ma anche il tempo e la temperatura costituiscono parametri importanti da controllare durante il processo. Alla fine il pezzo viene raffreddato in una vasca di olio o di acqua calda. Gli strati nitrurati in bagno di sali hanno elevata durezza, anche se la profondità efficace è più limitata rispetto alla nitrurazione gassosa a causa della durata ridotta del processo.

Una variante della nitrurazione in bagno di sali è la solfonitrurazione, caratterizzata dalla diffusione di zolfo oltre che dall'arricchimento di azoto e carbonio. Lo zolfo, generato dai solfiti di sodio e potassio (Na_2SO_3 e K_2SO_3) presenti nel bagno, produce una coltre bianca porosa, che può essere impregnata con oli lubrificanti; questa peculiarità migliora la resistenza al grippaggio della superficie, riducendo l'attitudine all'usura adesiva dei componenti solfonitrurati.

18.7 Nitrurazione ed ossidazione

Da alcuni anni si è diffuso l'uso di un trattamento di ossidazione a valle di quello di nitrurazione. In questo modo è possibile sviluppare sulla superficie del componente un sottile strato di ossidi di ferro, tipo magnetite Fe_3O_4 , che ne migliora notevolmente la resistenza alla corrosione e all'ossidazione. I pezzi così trattati assumono un tipico colore blu scuro/nerastro, simile a quello della brunitura.

L'ossidazione dello strato nitrurato viene effettuata con miscele gassose costituite da anidride carbonica (CO_2), ossidi di azoto (NO_x) o vapore acqueo (H_2O) o mediante bagni di sali fusi ossidanti.

¹¹ Si tenga presente che la tossicità dei cianati è all'incirca mille volte inferiore rispetto a quella dei cianuri. Lo scopo del trattamento dei bagni reflui è proprio quello di neutralizzare gli eventuali cianuri presenti mediante l'aggiunta di cloro (Cl_2) e soda caustica ($NaOH$).

18.8 Gli acciai da nitrurazione

Gli acciai da nitrurazione hanno particolari caratteristiche di composizione chimica. Si tratta di acciai a medio tenore di carbonio, contenenti cromo, molibdeno, alluminio e vanadio: tali elementi sono molto affini per l'azoto e formano uno strato nitrurato di elevata durezza. Tra i più diffusi acciai da nitrurazione vi sono l'EN 31CrMo12, l'EN 41CrAlMo7-10 e l'EN 31CrMoV9.

Negli acciai da nitrurazione è sempre presente il molibdeno, in tenori dello 0,2-0,3%. Questo elemento di lega è essenziale per inibire il fenomeno della fragilità da rinvenimento, il cui intervallo critico (500°-550°C) cade proprio in corrispondenza delle temperature a cui viene eseguita la nitrurazione. Nella composizione chimica degli acciai da nitrurazione non è normalmente presente il nichel che, a causa del suo pronunciato effetto austenitizzante, tende ad abbassare l'orizzontale della trasformazione eutettoidica $\gamma \rightarrow \alpha$ del diagramma di stato *Fe-N*.

Se si volesse nitrurare un acciaio speciale al nichel (la cosa è comunque possibile), si dovrebbe allora ridurre la temperatura di trattamento ed aumentare i tempi del processo rispetto alle condizioni abituali: se da un lato ciò sarebbe necessario per evitare la formazione della braunite, dall'altro si avrebbe un indesiderato incremento dei costi¹².

La normativa relativa agli acciai da nitrurazione è la EN ISO 683-5¹³: essa specifica i requisiti tecnici di fornitura dei semilavorati (barre, vergelle, larghi piatti, nastri, lamiere e fucinati) utilizzati per produrre i particolari meccanici che saranno sottoposti al trattamento di nitrurazione.

In particolare la norma definisce la composizione chimica (tabella 18.2) e le caratteristiche meccaniche del materiale allo stato bonificato (tabella 18.3).

Designazione	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Al	%Cr	%Mo	%V
EN 31CrMo12	0,28-0,35	≤ 0,4	0,4-0,7	≤ 0,035	≤ 0,025	---	2,8-3,3	0,3-0,5	---
EN 31CrMoV9	0,27-0,34	≤ 0,4	0,4-0,7	≤ 0,035	≤ 0,025	---	2,3-2,7	0,15-0,25	0,1-0,2
EN 41CrAlMo7-10	0,38-0,45	≤ 0,4	0,4-0,7	≤ 0,035	≤ 0,025	0,8-1,2	1,5-1,8	0,2-0,35	---
EN 34CrAlMo5-10	0,30-0,37	≤ 0,4	0,4-0,7	≤ 0,035	≤ 0,025	0,8-1,2	1,0-1,3	0,15-0,25	---

Tabella 18.2 – Composizione chimica di colata di alcuni acciai da nitrurazione [tratto da EN ISO 683-5].

¹² Per evitare equivoci vale la pena sottolineare che anche gli acciai contenenti nichel sono nitrurabili. In questi casi è necessario abbassare leggermente la temperatura di trattamento per evitare la comparsa della braunite. Per garantire la medesima profondità efficace si deve però allungare il tempo di nitrurazione.

¹³ EN ISO 683-5, Acciai da nitrurazione - Condizioni tecniche di fornitura.

Designazione	16mm < Ø ≤ 40mm 8mm < sp. ≤ 20mm			40mm < Ø ≤ 100mm 20mm < sp. ≤ 60mm			100mm < Ø ≤ 160mm 60mm < sp. ≤ 100mm			160mm < Ø ≤ 250mm 100mm < sp. ≤ 160mm						
	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV [J]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV [J]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV [J]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A%	KV [J]
EN 31CrMo12	≥ 835	1030-1230	≥ 10	≥ 25	≥ 785	980-1180	≥ 11	≥ 30	≥ 735	930-1130	≥ 12	≥ 30	≥ 675	880-1080	≥ 12	≥ 30
EN 31CrMoV9	≥ 900	1100-1300	≥ 9	≥ 25	≥ 800	1000-1200	≥ 10	≥ 30	≥ 700	900-1100	≥ 11	≥ 35	≥ 650	850-1050	≥ 12	≥ 40
EN 41CrAlMo7-10	≥ 835	1030-1230	≥ 10	≥ 25	≥ 835	980-1190	≥ 10	≥ 25	≥ 735	930-1130	≥ 12	≥ 30	≥ 675	880-1080	≥ 12	≥ 30
EN 34CrAlMo5-10	≥ 600	800-1000	≥ 14	≥ 35	≥ 600	800-1000	≥ 14	≥ 35	---	---	---	---	---	---	---	---

Tabella 18.3 – Caratteristiche meccaniche di semilavorati di alcuni acciai da nitrurazione allo stato bonificato; Ø: diametro, sp.: spessore [fratto da EN ISO 683-5].

La figura 18.14 mostra il ciclo tecnologico utilizzato per realizzare un componente meccanico che debba essere sottoposto a nitrurazione.

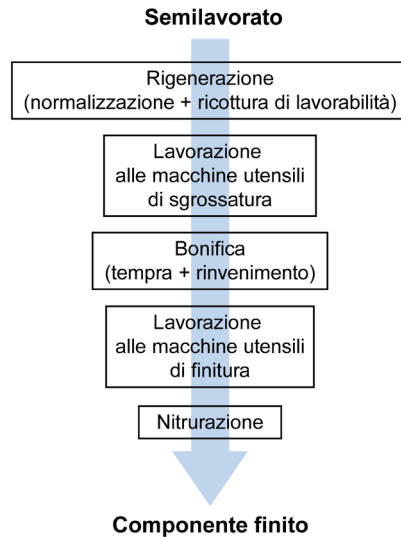


Figura 18.14 – Schema del ciclo tecnologico necessario per fabbricare un componente con un generico acciaio da nitrurazione.

Dopo l'acquisto del semilavorato (barra tonda, laminato, forgiato, ecc.) si deve eseguire un trattamento di rigenerazione (normalizzazione seguita da ricottura di lavorabilità), che induce nella massa metallica la formazione di perlite e ferrite omogenea con valori di durezza molto bassi. Questa microstruttura agevola le lavorazioni alle macchine utensili di sgrossatura eseguite successivamente alla rigenerazione. Dopo la sgrossatura, viene effettuato il trattamento termico di bonifica, costituito da tempra con raffreddamento in olio e successivo rinvenimento a 600°C.

La bonifica consente di generare la struttura di martensite rinvenuta necessaria per garantire gli elevati valori di resistenza meccanica e di tenacità richiesti in esercizio per questa tipologia di acciai. Il ciclo tecnologico termina con le lavorazioni alle macchine utensili di finitura, al fine di assegnare al pezzo le dimensioni, le tolleranze geometrico/dimensionali e le rugosità previste a progetto.

A questo punto i componenti vengono puliti da tracce di sporco, ossidi o lubrificanti e sottoposti al trattamento di nitrurazione, al termine del quale non è normalmente prevista nessun'altra operazione.

Ulteriori lavorazioni sarebbero dannose poiché eliminerebbero lo strato superficiale indurito, avente uno spessore estremamente ridotto (0,2-0,4mm). Il processo di nitrurazione, inoltre, non provoca deformazioni apprezzabili dei componenti, che quindi non necessitano di eventuali riprese alle macchine utensili.

Al limite, se strettamente necessario, si può valutare la possibilità di effettuare una lappatura finale¹⁴. Se richiesto, è possibile proteggere le aree del componente che non devono essere indurite mediante l'applicazione di paste "antinitruranti" o con deposizione di rame, nichel o stagno.

18.9 La nitrurazione delle altre famiglie di acciai

Il trattamento di nitrurazione può essere eseguito anche su acciai di composizione chimica differente da quella prevista per gli acciai da nitrurazione.

In genere qualunque acciaio da bonifica può essere sottoposto a nitrurazione, adottando unicamente qualche cautela per gli acciai contenenti nichel. Si noti, in ogni caso, che il ciclo tecnologico deve prevedere il trattamento come ultima fase del processo di fabbricazione del componente.

I migliori risultati si ottengono su acciai debolmente legati al cromo-molibdeno, come l'EN 25CrMo4 o l'EN 42CrMo4, anche se i valori di durezza superficiale e di profondità di penetrazione sono più bassi rispetto a quelli degli acciai da nitrurazione, a parità di temperatura e tempo di trattamento. Si segnala la possibilità di eseguire con successo il trattamento anche su acciai da cementazione, come l'EN 20MnCr5, o su acciai per molle come l'EN 51CrV4. Anche acciai per utensili per lavorazioni a caldo, quali l'EN X40CrMoV5-1 (simile all'AISI H13), possono essere agevolmente nitrurati per aumentare la resistenza all'usura degli stampi. Un discorso a parte merita la nitrurazione degli acciai inossidabili, in cui il trattamento è ostacolato dallo strato di ossido di cromo che protegge la loro superficie dalla corrosione. Se si desidera usare la nitrurazione in gas è necessario adottare un processo di decapaggio chimico che elimini preventivamente il film passivo. Una valida alternativa è costituita dalla nitrurazione ionica, dato che il bombardamento ionico consente sia di distruggere lo strato di ossido che di nitrurare la superficie, il tutto senza ricorrere al decapaggio chimico.

Un'ulteriore possibilità è data dalla nitrurazione salina. La capacità del bagno di attivare la superficie degli acciai inossidabili favorisce la decomposizione dello strato di ossido e consente la penetrazione dell'azoto nei pezzi. Tuttavia la contemporanea diffusione di carbonio, tipica dei processi in bagno di sali, potrebbe indurre la formazione di carburi di cromo con peggioramento della resistenza alla corrosione.

In generale la nitrurazione su acciai inossidabili è da sconsigliare, perché la loro resistenza alla corrosione si riduce notevolmente, poiché viene eliminato, di fatto, il film passivo di ossido di cromo.

In caso di necessità, gli acciai inossidabili più indicati per le operazioni di nitrurazione sono del tipo martensitico (AISI 410, AISI 420 o AISI 440) o indurenti per precipitazione (17-4PH).

¹⁴ Vi sono diverse teorie in merito alla possibilità di rimuovere o meno la coltre bianca. Secondo alcuni autori la coltre bianca andrebbe sempre eliminata, mediante lappatura, perché dura e fragile. Altri autori consigliano invece di mantenere la coltre bianca solo se compatta e di spessore limitato, dato che avrebbe effetti benefici sulla resistenza meccanica. In ogni caso è importante sottolineare che la sua rimozione deve sempre essere effettuata con grande attenzione, al fine di evitare di indurre autotensioni anomale generate da una lappatura non controllata.



CONSIGLI BIBLIOGRAFICI

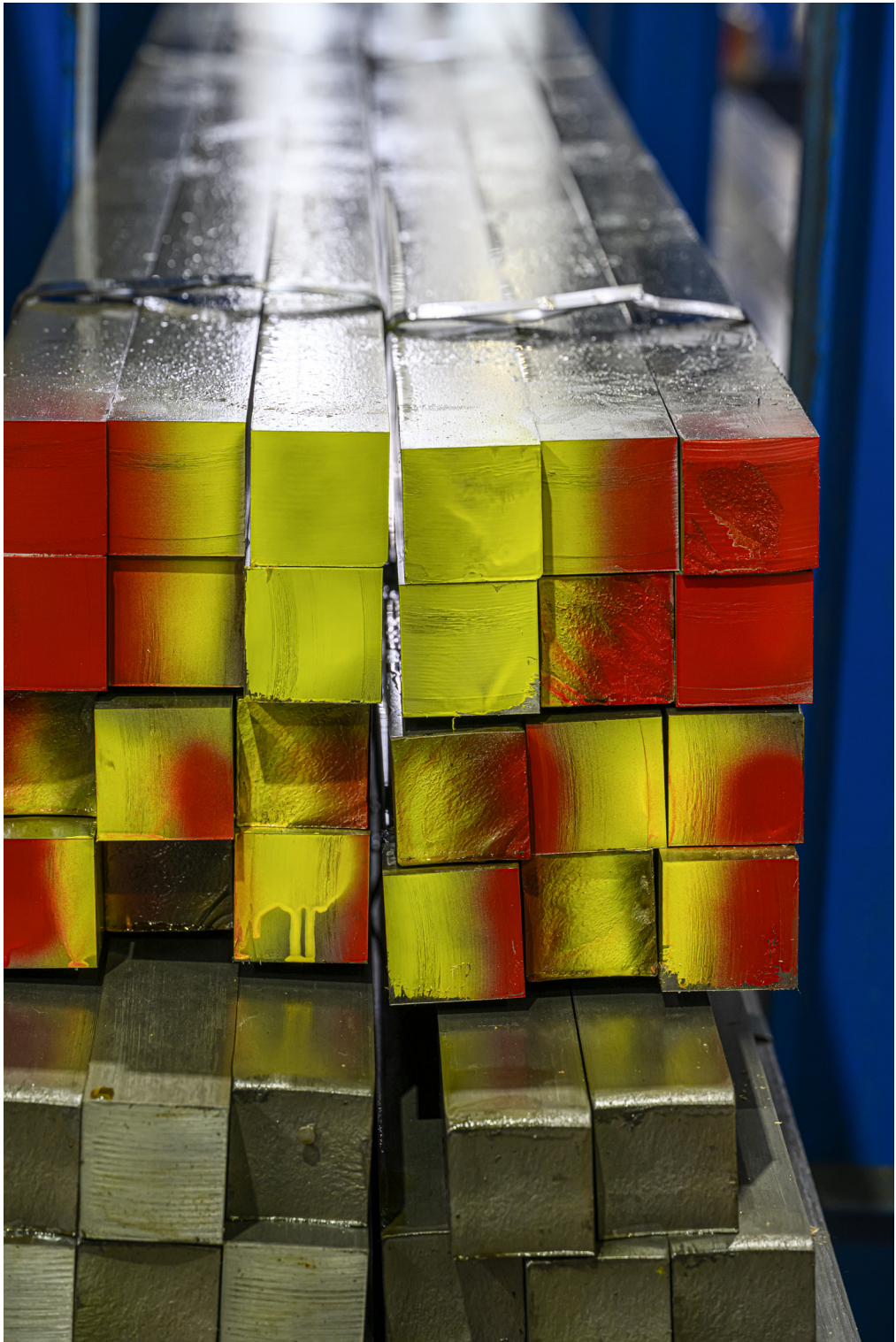
I consigli bibliografici di questo volume non possono essere molto diversi da quelli già indicati in Metallurgia degli acciai - parte prima. Se non avete quel volume, edito nel 2017, lo potete scaricare gratuitamente dal nostro sito *fa-fe.com* o dal sito della società Lucefin *lucefin.com*, unitamente all'altro volume di questa serie dal titolo Gli acciai inossidabili.

In italiano sono ancora validi i due testi del Prof. Walter Nicodemi, Metallurgia - Principi generali e Acciai e leghe non ferrose, Zanichelli, Bologna, 2007 e 2008.

Se si conosce l'inglese è molto interessante il libro, ormai quasi introvabile nell'originale, di Karl Erich Thelning, Steel and its Heat Treatment, Bofors Handbook, Butterworth, London (UK), 1975, attualissimo nonostante sia stato scritto cinquant'anni fa. In alternativa, sulla metallurgia delle leghe ferrose e non ferrose, è da consigliare il volume collettivo edito da Flake C. Campbell, Elements of Metallurgy and Engineering Alloys, ASM International, Metals Park Ohio (USA), 2008 o quello curato da George Totten, Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies, CRCnet base, Taylor & Francis Group, Boca Raton, Florida (USA), 2006 o anche i due libri di George Krauss, Principles of Heat Treatment of Steels, ASM International, Metals Park, Ohio (USA), 1980 e Steels: Processing, Structure, and Performance, ASM International, Metals Park, Ohio (USA), 2005.

Se siete davvero interessati ad approfondire la metallurgia in tutte le sue sfaccettature, si consiglia caldamente il volume di Anil Kumar Sihna, Physical Metallurgy Handbook, McGraw Hill, New York (USA), 2003: sono più di 1800 pagine sulla metallurgia fisica delle leghe base ferro in cui si trova davvero di tutto, pure quegli approfondimenti "da scienziati" che piacciono tanto ai professori universitari. A nostro avviso, il libro di Kumar Sihna è forse anche meglio dei tre volumi (più di 3000 pagine) del classico di Robert Cahn e Peter Haasen, Physical Metallurgy, 4th ed., North-Holland, Amsterdam (NL), 1996. Per la profondità nella trattazione degli argomenti, un altro libro da non dimenticare è quello di Reza Abbaschian, Physical Metallurgy Principles, Cengage Learning, Stamford (USA), 2009.

Visto che questo secondo volume sulla metallurgia degli acciai affronta anche il tema delle prove meccaniche, ci è sembrato necessario qualche riferimento bibliografico specifico. Benché tutti i libri sopra citati si occupino anche del comportamento meccanico degli acciai (a cui si rimanda), per chi effettivamente opera in laboratorio si consiglia l'utilissimo Davis H. E., Troxell G. E., Hauck G. F. W., The Testing of Engineering Materials, 4th ed., McGraw Hill, Tokyo, Japan, 1984. Infine, per quanto riguarda la fatica, tema a cavallo tra i materiali e la progettazione meccanica, si segnala il sempre valido Stephens R.I., Fatemi A., Stephens R.R., Fuchs H.O., Metal Fatigue in Engineering, 2nd ed., John Wiley & Sons, New York (USA), 2001.



BIBLIOGRAFIA

- [AA.VV. 1955] Ministry of Transport and Civil Aviation, Cibvil Aircraft Accident, Report of the Court of Inquiry into the Accidents to Comet G-ALYP on 10th January 1954 and Comet G-ALYY on 8th April 1954, London (UK), 1955.
- [Abbaschian et al. 2009] Abbaschian R., Abbaschian L., Reed-Hill R. E., Physical Metallurgy Principles, 4^a ed., Cengage Learning, Stamford (USA), 2009.
- [Andrews 1965] Andrews K.W., "Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures", Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 7, pp. 721-727, 1965.
- [Askeland 2006] Askeland D. R., The Science of Engineering Materials, 5th ed., Nelson Engineering, Florence, Kentucky (USA), 2006.
- [ASM-H.1 1991] ASM Handbook Committee, ASM Handbook, vol. 1 - Properties and Selection: Iron, Steels and High Performance Alloys, 10th ed., ASM International, Metals Park, Ohio (USA), 1991.
- [ASM-H.3 1992] ASM Handbook Committee, ASM Handbook, vol. 3 - Alloy Phase Diagrams, 10th ed., ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 1992.
- [ASM-H.4 1991] ASM Handbook Committee, ASM Handbook, vol. 4 - Heat Treating, 10th ed., ASM International, Metals Park, Ohio (USA), 1991.
- [ASM-H.4A 2013] ASM Handbook Committee, ASM Handbook, vol. 4A - Heat Treating Fundamentals and Processes, on-line ed., ASM International, Metals Park, Ohio (USA), 2013.
- [ASM-H.14B 2006] ASM Handbook Committee, ASM Handbook, vol. 14B - Metalworking: Sheet Forming, on-line ed., ASM International, Metals Park, Ohio (USA), 2006.
- [Bain e Paxton 1966] Bain E. C., Paxton H. P., Alloying Elements in Steel, 2nd ed., American Society for Metals, Metals Park, Ohio (USA), 1966.
- [Brand et al 1991] Brand A., Flavenot J.P., Remy G., Données technologiques sur la fatigue, 3rd ed., CETIM, Senlis (F), 1991.
- [Brandes e Brook 1992] E.A. Brandes e G.B. Brook, Smithell's Metal Reference Book, 7th ed., Butterworth-Heinemann, Oxford (UK), 1992.
- [Briggs 1958] Briggs C. W., The Effect of Heat Treatment Variables on the Toughness of Cast Steel and Cast Armor, Steel Founders' Society of America, Cleveland, Ohio (USA), 1958.

- [Burns e Pickering 1964] Burns K.W. e Pickering F.B., "Deformation and Fracture of Ferrite-Pearlite Structures", Journal of Iron and Steel Institute, vol. 202, n. 11, pp. 899-906, 1964.
- [Callister 2007] Callister W. D., Material Science and Engineering: An Introduction, 7th ed., John Wiley & Sons, New York, USA, 2007 (trad. it., Caneva C. (a cura di), Scienza e ingegneria dei materiali - un'introduzione, 2^a ed., Edises, Roma, 2007).
- [Campbell 2008] Campbell F. C. (ed.), Elements of Metallurgy and Engineering Alloys, ASM International, Metals Park Ohio (USA), 2008.
- [Campbell 2003] Campbell J., Castings, 2nd ed., Butterworth-Heinemann, Oxford (UK), 2003.
- [Canale et al. 2008] Canale L.C.F., Mesquita R.A., Totten G., Failure Analysis of Heat Treated Steel Components, ASM International, Metals Park Ohio (USA), 2008.
- [Capello 2008] Capello E., Le lavorazioni industriali mediante laser di potenza. La tecnologia, le applicazioni e i sistemi, Maggioli, Santarcangelo di Romagna - RN, 2008.
- [Cheng et al. 1991] Cheng L., Van der Pers N.M., Böttger A., De Keuser Th.H., Mittemeijer E.J., "Lattice Changes of Iron Carbon Martensite Aging at Room Temperature", Metallurgical Transaction A, vol. 22, pp. 1957-1967, 1991.
- [Chipman 1972] Chipman J., "Thermodynamics and Phase Diagram of the Fe-C System", Metallurgical Transaction B, vol. 3, pp. 55-64, 1972.
- [Chugas et al. 2015] Chugas T.C., Garcia P.S.P., Pardal J.M., Fonseca M.P.C., "Influence of Heat Treatment in Residual Stresses Generated in P91 Steel-pipe Weld", Materials Research, vol. 18, pp. 614-621, 2015.
- [Clayton e Danks 1990] Clayton P., Danks D., "Effect of Interlamellar Spacing on the Wear Resistance of Eutectoid Steels under Rolling/Sliding Conditions", Wear, vol. 135, pp.369-387, 1990.
- [Davies e Simpson 1979] Davies J., Simpson P., Induction Heating Handbook, McGraw-Hill Inc., New York (USA), 1979.
- [Davis 2001] Davis J.R. (ed.), Alloying - Understanding the Basics, ASM International, Metals Park Ohio (USA), 2001.
- [Davis 2002] Davis J.R. (ed.), Surface Hardening of Steels, ASM International, Metals Park Ohio (USA), 2002.
- [Davoli et al 2003] Davoli P., Vergani L., Beretta S., Guagliano M., Baragetti S., Costruzione di Macchine 1, McGraw Hill, Milano, 2003.
- [Díaz 2007] Díaz N.V., Nitriding of Iron-based Alloys; residual stresses and internal strain fields, Dissertation, Universität Stuttgart, Max-Planck-Institut für Metallforschung, Stuttgart (D), 2007.

- [Dieter 1988] Dieter G. E., Mechanical Metallurgy, McGraw Hill, London (UK), 1988.
- [Dossett 2020] Dossett J.L., Practical Heat Treating - Basic Principles, ASM International, Metals Park Ohio (USA), 2020.
- [Endo e Miyao 1958] Endo K., Miyao Y., "Effects of Cycle Frequency on the Corrosion Fatigue Strength", International Journal of Mechanical Engineering, Series B - Fluids and Thermal Engineering, vol. 1, pp.374-380, 1958.
- [Forrest 1962] Forrest P. G., Fatigue of Metals, Pergamon Press, London (UK), 1962.
- [Gerold 1979] Gerold V., "Precipitation Hardening", Dislocations in Solids, vol. 4 - Dislocations in Metallurgy, North-Holland Publishing Company, Amsterdam (NL), 1979.
- [Ginzburg 2005] Ginzburg V.B., Metallurgical Design of Flat Rolled Steels, Marcel Dekker, New York (USA), 2005.
- [Grange e Baughman 1956] Grange R.A., Baughman R.W., "Hardness of tempered martensite in carbon and low alloy steels", ASM Transactions, vol. 48, pp.165-197, 1956.
- [Grange et al. 1977] Grange R.A., Hribal C.R., Porter L.F., "Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low Alloy Steels", Metallurgical Transaction A, vol. 8, p.1775-1785, 1977.
- [Hashimura 2007] M. Hashimura M., Miyanishi K., Mizuno A., "Development of Low-Carbon Lead-Free Free-Cutting Steel Friendly to Environment", Nippon Steel Technical Report, n.96, 2007.
- [Herring 2011] Herring D., "Principles of Gas Nitriding - Part 1, 2 e 3", Industrial Heating, vol. 78, n. 4 (p.49), 5 (p. 53) e 9 (p. 61), 2011.
- [Higgins 1993] Higgins R.A., Engineering Metallurgy - Part I: Applied Physical Metallurgy, 6th ed., Arnold, London (UK), 1993.
- [Hollomon e Jaffe 1945] Hollomon J.H., Jaffe L.D., "Time-temperature relations in tempering steel", Transactions of AIME, Vol. 162, pp. 223-249 , 1945.
- [Hosford 2005] Hosford W. F., Physical Metallurgy, Taylor & Francis Group, Boca Raton, Florida (USA), 2005.
- [Hoyle 1988] Hoyle G., High Speed Steels, Butterworths, London (UK), 1988.
- [Kalpakjian 1991] Kalpakjian S., Manufacturing Processes for Engineering Materials, 2nd ed., Addison-Wesley Publishing Company, Boston (USA), 1991.
- [Keeler et al. 2017] Keeler S., Kimchi M., Mooney P.J., Advanced High Strength Steels - Application Guidelines Version 6.0, World Auto Steel, 2017.

[Kozasu 1992] Kozasu I., "Processing - Thermomechanical Controlled Processing", Constitution and properties of steels, Pickering F.B. ed., vol. 7 of Materials Science and Technology - A Comprehensive Treatment, Cahn R.W., Haasen P., Kramer E.J. eds., VCH, Weinheim (D), 1992.

[Krauss 1980] Krauss G., Principles of Heat Treatment of Steels, ASM International, Metals Park, Ohio (USA), 1980.

[Krauss 2005] Krauss G., Steels: Processing, Structure, and Performance, ASM International, Metals Park, Ohio (USA), 2005.

[Kurz e Fisher 1992] Kurz W., Fisher D.J., Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publications (CH), 1992.

[Jost et al. 1976] Jost S., Langer H., Pietsch D., Ulich P., "Rechnerische Ermittlung der Erwärmdauer bei der Wärmebehandlung von Stahl", Fertigungstechnik und Betrieb, vol. 26, pp.298-301, 1976.

[Lamont 1943] Lamont J.L., "How to Estimate Hardening Depth in Bars", Iron Age, vol. 152, pp. 64-70, 1943.

[Lee et al. 2005] Lee Y.L., Pan J., Hathaway R., Bakway M., Fatigue Testing and Analysis, Butterworth Heinemann, Oxford (UK), 2005.

[Lee e Choi 1999] Lee D.L., Choi H.C., "Effect of Si and C on the mechanical property of SAE9254", POSCO Technical Report, 1999.

[Lehrer 1930] Lehrer E., "Ueber das Eisen-Wasserstoff-Ammonia-Gleichgewicht", Zeitschrift für Elektrochemie, vol. 36, p. 383-392, 1930.

[Lišičič et al. 1992] Lišičič B, Tensi H.M., Luty W. (eds.), Theory and Technology of Quenching, Springer Verlag, Berlin (D), 1992.

[Maldzinski et al. 1999] Maldzinski L., Liliental W., Tymowski G., Tacikowski J., "New possibilities for controlling gas nitriding process by simulation of growth kinetics of nitride layers", Surface Engineering, vol. 15, pp. 377-384, 1999.

[Massalski 1996] Massalski T. B. (ed.), Binary Alloy, ASM International, Metals Park Ohio (USA), 1996.

[Mittemeijer 2013] Mittemeijer E. J., "Fundamentals of Nitriding and Nitrocarburizing", in Dossett J., Totten G.E. (ed.), Steel Heat Treating Fundamentals and Processes, vol. 4A, ASM Handbook, ASM International, Metals Park Ohio (USA), 2013.

[Morcillo et al 2019] Morcillo M., Díaz I., Cano H., Chico B., de la Fuente D., "Atmospheric corrosion of weathering steels. Overview for engineers. Part I: Basic concepts", Construction and Building Materials, vol. 213, pp. 723-737, 2019.

[Morrison 1966] Morrison W.B., "The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel", Transaction of American Society of Metals, vol. 59, pp. 824-846, 1966.

- [Nicodemi 2007] Nicodemi W., Metallurgia, 2^a ed., Zanichelli, Bologna, 2007.
- [Nicodemi 2008] Nicodemi W., Acciai e leghe non ferrose, 2^a ed., Zanichelli, Bologna, 2008.
- [Norton 1997] Norton R.L., Machine Design: An Integrated Approach, Prentice Hall, Hoboken, New Jersey (USA), 1997.
- [Ohmori e Honeycombe 1971] Ohmori, Y. and Honeycombe, R. W. K., Ohmori, Y. and Honeycombe, R. W. K. Proceedings ICSTIS, "The Isothermal Transformation of Plain Carbon Austenite", Proceedings ICSTIS, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, vol. 11, pp. 1160-1164, 1971.
- [Onink et al. 1993] Onink M., Brakman C. M., Tichelaar F. D., Mittemeijer E. J., van der Zwaag S., Root J. H., Konyer N. B., "The Lattice Parameters of Austenite and Ferrite in Fe-C Alloys as functions of Carbon Concentration and Temperature", Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 29, pp. 1011-1016, 1993.
- [Ono et al 1982] Ono S., Nozoe O., Shimomura T., Matsudo K., "The effect of carbon on the mechanical properties of Continuous-Annealing Drawing-Quality Steels", Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, Bramfitt B.L. e Mangonon P.L. eds., Warrendale, Pennsylvania (USA), 1982.
- [Osawa et al 1984] Osawa K., Matsudo K., Kurihara K., Suzuki T., "Effetto del C e del Mn sulle caratteristiche di imbutibilità di nastri in acciaio laminati a freddo" (in giapponese), Tetsu-to-Hagane, vol. 70, pp.552-601, 1984.
- [Pallarés-Santasmartas et al 2018] Pallarés-Santasmartas L., Albizuri J., Avilés A., Avilés R., "Mean Stress Effect on the Axial Fatigue Strength of DIN 34CrNiMo6 Quenched and Tempered Steel", Steel, vol. 8, n. 213, 2018.
- [Phillips et al. 1964] Phillips R., Duckworth W.E., Copley F.E.L., "Effect of Niobium and Tantalum on the Tensile and Impact Properties of Mild Steel", Journal of Iron and Steel Institute, vol. 202, n. 7, pp. 593-600, 1964.
- [Pilkey 1997] Pilkey W.D., Peterson's stress concentration factors, John Wiley & Sons, New York (USA), 1997.
- [Puzak et al. 1952] Puzak P.P., Eschbacher E.W., Pellini W.S., "Iniziation and Propagation of Brittle Fracture in Structural Steels", The Welding Journal - Research Supplement, vol. 31, n. 12, pp. 561-581, 1952.
- [Rineholt e Harris 1951] Rineholt J. A., Harris, W. J., "Effect of Alloying Elements on Notch Toughness of Pearlitic Steels", Transactions of American Society for Metals, vol. 43, pp. 1175-1214, 1951.
- [Rocha et al 2012] Rocha A.S., Nunes R.M., Hirsch T., "Analysis by Design of Experiments of Distortion Potentials in Drawn and Induction Hardened Wire", Materials Research, vol. 15(2), pp. 266-276, 2012.
- [Rudnev et al 2003] Rudnev V., Loveless D., Cook R., Black M., Handbook of Induction Heating, Marcel Dekker, Basel (CH), 2003.
- [Sinha 2003] Sinha A.K., Physical Metallurgy Handbook, 3 voll., 1st ed., McGraw Hill, New York (USA), 2003.
- [Singh 1999] Singh V., Physical Metallurgy, Standard Publishers Distributors, New Delhi (IN), 1999.

[Smith e Hashemi 2006] Smith W.F., Hashemi J., Foundations of Materials Science and Engineering, 4th ed., McGraw-Hill, New York (USA), 2006.

[Sprock et al 2008] Sprock A., Peretic M., Speer J.G., "Compact cooling as an alternative to alloying for production of DP/TRIP steel grades", in Speer J.G., Nelson B., Pradhan R. (eds), International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels, AIST, Orlando, Florida (USA), pp.237-247.

[Spur e Stöferle 1980-1994] Spur G., Stöferle T. H. (ed.), Handbuch der Fertigungstechnik, 6 voll., Carl Hanser Verlag, Munich (D), 1980-1994.

[Steven e Haynes 1956] Steven W., Haynes A.G., "The Temperature Formation of Martensite and Bainite in Low Alloy Steels", Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 183, pp. 349-359, 1956.

[Swift 1987] Swift T., "Damage tolerance in pressurized fuselages", 11th Plantema Memorial Lecture in New Materials and Fatigue Resistant Aircraft Design, Simpson D.L. (ed.), Engineering Materials Advisory Services, Warley (UK), pp. 1-77, 1987.

[Thelning 1975] Thelning K.E., Steel and its Heat Treatment, Bofors Handbook, Butterworth, London (UK), 1975.

[Thompson 1985] Thompson C.V., "Secondary grain growth in thin films of semiconductors: Theoretical aspects", Journal of Applied Physics, vol.58, pp.763-772, 1985.

[Tither 1990] Tither G., "The Development and Applications of Niobium-Containing HSLA Steels", Proceedings of the International Conference on HSLA Steels: Processing, Properties and Applications, Beijing (CN), pp. 61-80, 1990.

[Totten 2006] Totten G. (ed.), Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies, CRCnet base, Taylor & Francis Group, Boca Raton, Florida (USA), 2006.

[Wannel et al. 1977] Wannel P.H., Blank J.R., Naylor D.J., Proceeding International Symposium on the Influence of Metallurgy on the Machinability of Steel, September, ISIJ/ASM, Tokyo (J), 1977.

[Wang et al. 2017] Wang M., Liu Z.Y., Li C.-G., "Correlations of Ni Contents, Formation of Reversed Austenite and Toughness for Ni-Containing Cryogenic Steels", Acta Metallurgica Sinica (English Letters), vol. 30, n. 3, pp. 238-237, 2017.

[Wells e Lherbier 1980] Wells M.G.H. e Lherbier L.W., Processing and Properties of High Speed Tool Steels, TMS-AIME, New York (USA), 1980.

[Wilson e Butler 1961-1962] Wilson D.V., Butler R.D., "The Role of Cup-Drawing Tests in Measuring Drawability", Journal of the Institute of Metals, vol. 90, pp. 473-483, 1961-1962.





Copyright © 2022

Lucefin S.p.A.
I-25040 Esine - BS - Italia
www.lucefin.com

Progetto grafico: Lucefin
Foto: Mino Martignano - Massimo Sperto
Stampa: Graphicscalve - Vilminore di Scalve - BG - Italia

È vietata la riproduzione, la traduzione e l'adattamento anche parziale se non espressamente autorizzato dagli autori e dall'editore.

Le informazioni contenute in questo libro sono state verificate e documentate con la massima cura possibile, ma nessuna responsabilità derivante dal loro utilizzo potrà venire imputata agli autori, all'editore o a ogni persona e società coinvolta nella creazione, produzione e distribuzione di questo libro.



Photo by Fredi Marcarini

Marco V. Boniardi (Milano, 1964)

Professore ordinario di Metallurgia presso il Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano. Da più di trent'anni svolge attività di ricerca e di trasferimento tecnologico nel settore della Metallurgia e della Scienza dei Materiali. I principali ambiti di interesse riguardano gli acciai comuni, speciali ed inossidabili, i trattamenti termici e termochimici, la fatica, la meccanica della frattura, la corrosione, i processi di fabbricazione e di trasformazione degli acciai. Oltre ai temi tradizionali del settore Metallurgia, si occupa anche di incendi, esplosioni e balistica forense. Autore di più di 130 pubblicazioni scientifiche, collabora con varie società nazionali e internazionali nel campo dell'ingegneria forense e dell'analisi di cedimenti e disservizi in esercizio. Ha anche svolto perizie giudiziarie per alcuni sinistri di notevole rilevanza mediatica (strage ferroviaria di Viareggio e naufragio della Costa Concordia). È coordinatore del corso in Failure Analysis & Forensic Engineering, a cadenza biennale. Insieme con Andrea Casaroli è fondatore del sito www.fa-fe.com.

Andrea Casaroli (Piacenza, 1984)

Professore incaricato degli insegnamenti di Metallurgia e Disegno di Macchine presso il Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano e dell'insegnamento di Metallurgia presso l'Università degli Studi di Pavia. Da più di dieci anni svolge attività di ricerca in campo metallurgico relativamente agli acciai inossidabili, agli acciai comuni e speciali, ai rivestimenti funzionali e al comportamento meccanico dei materiali. Si occupa anche di Failure Analysis e di sinistri industriali, dove ha maturato una particolare competenza nei casi di incendio e di resistenza al fuoco dei materiali. Autore di più di 30 pubblicazioni scientifiche, collabora con imprese nazionali ed internazionali alla risoluzione di problemi di cedimento meccanico, corrosione, fatica e malfunzionamento di componenti ed impianti industriali. Insieme con Marco V. Boniardi è fondatore del sito www.fa-fe.com.



TRAFILIX
INDUSTRIES

Trafilix S.p.A.
I-25040 Esine - Brescia - Italia
www.trafilix.com

Distribuzione gratuita.
Vietata la vendita.

