

**Università degli Studi di Padova**



**Dipartimento di Ingegneria Industriale**

**Laurea Magistrale**

**in**

**INGEGNERIA DEI MATERIALI**

**Tesi di Laurea**

*Studio e simulazione del processo di usura di un acciaio  
Hadfield utilizzato nel campo della frantumazione di inerti*

**Relatore: Prof. Manuele Dabalà**

**Correlatore: Ing. Rodrigo Lencina**

**Laureando: Roberto Marchetto**

**Anno Accademico 2012 – 2013**



# Indice

<b>1. Introduzione</b> .....	1
<b>2. Acciai austenitici al Manganese</b> .....	2
2.1 Metallurgia Fisica .....	3
2.2 Trattamenti termici di solubilizzazione .....	5
2.3 Precipitazione di fasi secondarie .....	7
2.3.1 Carburi .....	7
2.3.1.1 Indurimento attraverso la precipitazione di carburi .....	8
2.3.2 Nitruri e Azoturi .....	9
2.3.2.1 Precipitazione di Azoturi .....	10
2.3.3 Influenza della composizione sulla precipitaz. di fasi secondarie ...	11
2.3.4 Influenza delle fasi secondarie sulle proprietà meccaniche .....	12
2.4 Caratteristiche meccaniche .....	14
2.4.1 Limite di snervamento .....	14
2.4.2 Allungamento a rottura .....	17
2.4.3 Tenacità .....	19
2.4.4 Resistenza ad usura .....	21
2.4.4.1 Introduzione .....	21
2.4.4.2 Usura abrasiva .....	22
2.4.4.3 Usura erosiva .....	24
2.4.4.4 Altri tipi di usura .....	29
2.5 Incrudimento .....	34
2.5.1 Teoria dell'incrudimento in un monocristallo .....	35
2.5.2 Incrudimento dei materiali metallici policristallini .....	38
2.5.3 Incrudimento in presenza di una fase secondaria .....	38
2.5.4 Incrudimento acciai Hadfield .....	40
2.5.5 Trasformazione martensitica .....	41
2.6 Resistenza alla corrosione .....	43
2.7 Caratteristiche fisiche .....	45
2.8 Riepilogo .....	46

<b>3. Processo di Frantumazione</b> .....	47
3.1 Cenni teorici su classificazione e curve granulometriche .....	48
3.2 La frantumazione .....	52
3.2.1 I frantoi .....	53
3.2.2 I mulini .....	58
<b>4. Test di frantumazione e raccolta dei dati</b> .....	61
4.1 Scopo della tesi .....	61
4.2 Frantoi HSI .....	61
4.3 Mulino Hazemag HSI .....	62
4.4 Produzione dei martelli .....	64
4.4.1 L'acciaio Hadfield MnX50 .....	64
4.4.2 Formatura dello stampo e colata .....	64
4.4.3 Trattamento termico .....	65
4.5 Roccia utilizzata .....	67
4.6 Messa a punto del mulino per il test (sistema tribologico) .....	67
4.7 L'usura dei martelli .....	69
4.8 Test di Frantumazione .....	71
4.9 Calcolo di $d_{80}$ e rapporto di riduzione .....	76
4.10 Test di usura .....	77
<b>5. Modello simulativo</b> .....	82
5.1 Introduzione .....	82
5.2 Sviluppo del modello .....	83
5.2.1 Bilancio di massa .....	83
5.2.2 Energia d'impatto per unità di massa .....	84
5.2.3 Funzione di classificazione .....	85
5.2.4 Funzione di rottura .....	88
5.3 Simulazione e risultati .....	90
5.4 Introduzione della variabile $\Delta g$ nel modello simulativo .....	91
5.5 Introduzione dell'usura nel modello simulativo .....	98
5.6 Simulazione di un programma di manutenzione del mulino .....	105

<b>6. Approfondimenti sull'acciaio MnX50 utilizzato .....</b>	<b>111</b>
6.1 Studio micrografico .....	111
6.1.1 Preparazione dei campioni .....	111
6.1.2 Risultati .....	112
6.2 Resilienza .....	114
6.3 Prove di Microdurezza Vickers .....	114
6.3.1 Preparazione dei campioni ed esecuzione del test .....	115
6.3.2 Risultati .....	115
<b>7. Conclusioni .....</b>	<b>119</b>
<b>Riferimenti Bibliografici .....</b>	<b>121</b>



# 1. Introduzione

L'industria della frantumazione degli inerti necessita di componenti che abbiano una elevata resistenza all'usura, unita a tenacia e affidabilità, requisiti per i quali si è diffuso l'utilizzo in questo campo dell'acciaio al Manganese che, grazie alle proprie caratteristiche, è in grado di rispondere alle richieste sopracitate. Si vuole quindi effettuare uno studio sull'usura dei componenti di un mulino a martelli da laboratorio, adibito alla frantumazione di rocce. I componenti in questione sono appunto i martelli, direttamente coinvolti nel processo di frantumazione in quanto, attraverso l'impatto con le rocce, ne causano la frantumazione. Essi sono in ogni caso i componenti maggiormente sollecitati, motivo per cui la presente tesi è focalizzata sullo studio della loro usura.

La tesi è stata svolta presso i laboratori del dipartimento di Ingegneria Industriale di Padova e in collaborazione con l'azienda F.A.R. S.p.A. di Udine, presso la quale sono stati svolti i test di frantumazione. Il materiale per la realizzazione dei martelli è un acciaio al Manganese, denominato MnX50, brevettato dall'azienda sopracitata.

Si vuole quindi mettere in evidenza la differenza della resistenza ad usura di questo acciaio nel caso in cui si trovi allo stato di getto di fusione e nel caso in cui sia stato sottoposto ad trattamento termico di solubilizzazione. Questo studio non si limita alla resistenza ad usura del materiale, ma si estende anche alle conseguenze sul funzionamento del mulino. A questo scopo è stato realizzato un modello matematico che possa simulare il processo di frantumazione del mulino, tenendo in considerazione i fenomeni di usura che si verificano durante il funzionamento. L'usura infatti causa un degrado delle capacità di frantumazione, con conseguente peggioramento della qualità del prodotto finale. Per qualità del prodotto si intende una distribuzione dimensionale adeguata, che con l'avanzare dell'usura non è più possibile ottenere, e che con questo modello matematico si vuole andare a prevedere, simulando il comportamento del mulino al variare della quantità di roccia macinata. In sintesi, con il supporto della simulazione si vuole valutare come l'aumento della resistenza ad usura dell'acciaio, indotto dal trattamento termico, influisce sull'efficienza del processo di frantumazione e aumenta allo stesso tempo la vita utile dei martelli. I risultati ottenuti sono stati infine approfonditi attraverso un'analisi metallografica e dei test di resilienza e di microdurezza.

## 2. Acciai austenitici al Manganese

Gli acciai al Manganese furono prodotti nel 1778 da Robert Abbot Hadfield, da cui prendono il nome. Partendo da studi condotti dalla “Terre Noire Company” mise a punto una serie di acciai, aggiungendo leghe Fe-Mn in varie proporzioni a un acciaio decarburato, ottenendo acciai con contenuto di Carbonio pari a circa un decimo del contenuto di Manganese. Nel 1882 arrivò alla conclusione che acciai con contenuto tra il 2,5 e il 7,5% di Mn, temprati a 100°C in acqua, erano duri e fragili, mentre acciai con più del 10% di Mn avevano una notevole tenacità. Nel 1883 ottenne quindi il brevetto per la produzione di acciai con contenuto di Mn tra il 7 e il 20%. In particolare si concentrò su una lega al 12% di Mn e 1,2% di C, migliorandone le caratteristiche di uniformità e affidabilità, al fine di ottenere un prodotto commerciale di altissima qualità che ha preso il nome, appunto, di acciaio Hadfield. Questo acciaio, dopo un trattamento di tempra, mostra elevate proprietà di resistenza, duttilità, capacità di incrudire superficialmente a freddo fino a una durezza di 550 HB e mantenendo una condizione amagnetica anche in seguito all’incrudimento. Queste caratteristiche hanno consentito la diffusione di questo acciaio in diversi settori, in particolare nell’industria mineraria, nella quale frantoi, mulini, macine, rotaie ecc. sono sottoposti ad una forte azione abrasiva. Va sottolineato che le proprietà caratterizzanti questo acciaio dipendono sia dalla composizione chimica che dal modo in cui vengono prodotti e, in seguito, dai trattamenti effettuati nella lavorazione. La tipologia standard proposta da Hadfield, con il C all’1,2% e Mn al 12% è stata ampiamente utilizzata; tuttavia, in alcune applicazioni, si è visto che variazioni nelle percentuali di C e Mn, come pure l’aggiunta di altri elementi in lega, hanno permesso l’ottenimento di migliori compromessi tra resistenza all’usura e tenacità. Oltre all’industria della frantumazione, gli acciai Hadfield trovano impiego in altri settori, grazie ad altre interessanti proprietà. Vengono utilizzati come materiali amagnetici per la produzione di anelli di rinforzo per alternatori e applicazioni militari; grazie all’elevato limite di snervamento e alla buona saldabilità e lavorabilità, vennero utilizzati per equipaggiamenti utilizzati in studi di fisica nucleare (fine anni ‘70) e per la produzione di veicoli a levitazione magnetica. Per il basso coefficiente di espansione sono utilizzate in applicazioni criogeniche. Con l’aggiunta di Cromo (o Alluminio) si migliora la resistenza alla corrosione e all’ossidazione; gli acciai così ottenuti sono utilizzati per la realizzazione di valvole di scarico, utensili per lavorazioni a caldo ed eliche per navi.

Il successo nell’utilizzo degli acciai Hadfield per parti soggette ad usura è il risultato di due proprietà: durezza superficiale (a seguito di incrudimento) e tenacità. La capacità di



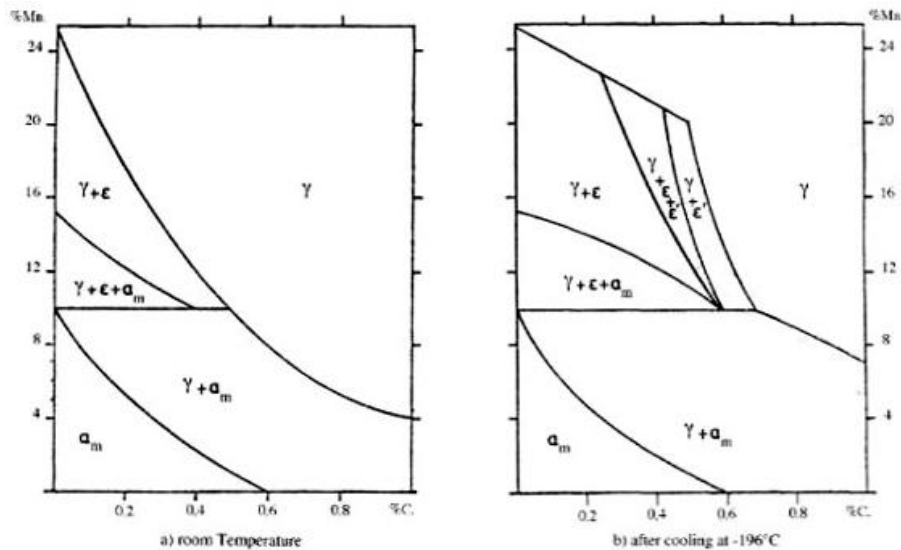
incrudimento di questi acciai è rimasto un mistero per molto tempo e tutt'ora non è del tutto compresa. Deformazioni in un sistema di forze in trazione o compressione causano differenti meccanismi dei quali non sono ben comprese l'importanza relativa e le interazioni esistenti. Spiegazioni basate su forze uniassiali non possono essere applicate alla deformazione superficiale che si verifica in fase di utilizzo, dove gli acciai presentano una durezza molto maggiore rispetto alla sola deformazione in trazione o compressione, dove il limite alla deformazione è rappresentato dalla frattura.

Gli acciai al Manganese sono molto sensibili al fenomeno dell'infragilimento intergranulare, causa principale degli scarti in produzione e dei fallimenti in fase di utilizzo. L'effetto della massa ha un ruolo importante nella segregazione dendritica, la concentrazione degli elementi negli spazi interdendritici peggiora la tenacità e, indirettamente, modifica la risposta al trattamento termico, ad esempio, nella cinetica di trasformazione dell'austenite.

Attualmente è presente in commercio una grande quantità di tipologie diverse di questo acciaio, che sono suddivise in base all'impiego: differenti composizioni rendono l'acciaio più o meno idoneo a soddisfare determinati requisiti stabiliti per la successiva messa in opera [1].

## **2.1 Metallurgia Fisica**

La composizione chimica delle leghe che sono di interesse per applicazioni industriali prevede un tenore di Mn compreso tra il 6 e il 30% e un tenore di C tra lo 0,4 e l'1,5 %. Il campo di stabilità della fase  $\gamma$  è mostrato nel diagramma di Nikolin, di seguito riportato, per un acciaio Hadfield a temperatura ambiente e a  $-196^{\circ}\text{C}$ , dopo raffreddamento in acqua a partire da una temperatura di  $1100^{\circ}\text{C}$ . L'effetto del C sulla stabilizzazione dell'austenite è molto marcato, infatti un'aggiunta dello 0,4 % stabilizza a temperatura ambiente un Acciaio con 12% di manganese. Martensite  $\epsilon$  si presenta in acciai con tenori di Mn superiori al 10% e contenuti di C inferiori allo 0,5 %, mentre Martensite  $\alpha$  con bassi tenori di Mn e a contenuti di C maggiori. Il dominio di stabilità dell'austenite si riduce dopo raffreddamento a  $-196^{\circ}\text{C}$ , in favore dei domini di  $\alpha$ ,  $\epsilon$  e un'altra fase  $\epsilon'$  che si presenta tra le fasi  $\gamma$  e  $\epsilon$ .



*Fig. 2.1 – Diagramma di Nikolin per un acciaio Hadfield a temperatura ambiente (a) e dopo raffreddamento a -196°C (b)[2].*

Il range di solidificazione di questi acciai è in genere maggiore del 50% rispetto agli acciai al Carbonio (a parità di contenuti di C), quindi presentano una elevata tendenza alla segregazione e alla formazione di micro ritiri. La temperatura e il contenuto di Carbonio della composizione eutettoidica aumentano al diminuire del contenuto di Mn. Il punto eutettoidico di un'austenite con il 18% di Mn è ad un tenore di C pari allo 0,23% e ad una temperatura di 544°C, mentre con un contenuto di Mn del 6% è allo 0,56% di C e ad una temperatura di 676°C [3].

La presenza di elementi formatori di carburi, come Cromo, Vanadio e Niobio e Titanio va ad abbassare la solubilità del Carbonio nell'austenite. A parità di contenuto di Carbonio, la temperatura  $A_{cm}$  aumenta con l'introduzione nell'acciaio di uno di questi elementi. La pratica industriale ha messo in evidenza come in acciai Hadfield con il 2% di Cromo, per avere una completa dissoluzione dei carburi è necessario un trattamento termico ad una temperatura di 50 – 100°C più elevata rispetto ad un acciaio Hadfield standard e un tempo di permanenza a quella temperatura più elevato [4].

Gli acciai al Manganese di uso industriale sono caratterizzati da una composizione ipereutettoidica e dopo raffreddamento a -196°C presentano, in accordo con il diagramma di Nikolin, una struttura austenitica, tranne per quelli con il 0,5% di C nei quali si può avere la formazione di  $\epsilon$  e  $\epsilon'$ . Aumentando il Carbonio dallo 0,5% all'1,3% l'intervallo di solidificazione aumenta da 90°C a circa 220°C e, di conseguenza, si può avere la segregazione di questo elemento, come pure degli altri elementi eventualmente presenti in lega, in particolare Fosforo, Cromo e Molibdeno. Questo comporta la formazione di cricche a

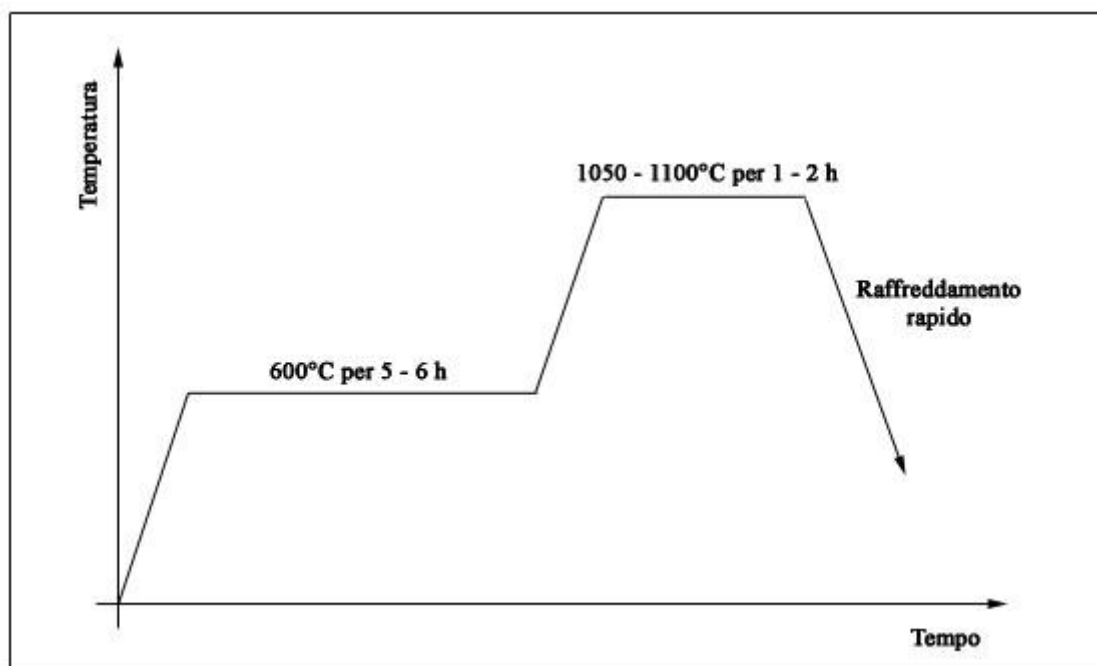
caldo che sono causa di numerosi difetti in fase di produzione, in particolare dovuti alla presenza di Fosforo come impurità a bordo grano, fosfuri e carburi intergranulari e fasi eutettiche basso fondenti. Nei getti grezzi di sezione elevata, ad elevato tenore di Carbonio, si evidenziano carburi intergranulari e grani eutettici e questo fenomeno è amplificato dalla presenza di Cromo. In molti casi non è semplice comprendere se i carburi intergranulari si formano al termine del processo di solidificazione o se precipitano a bordo grano al riscaldamento. Contenuti di Silicio dell'ordine dello 0,5 – 1,0% [5] causano fenomeni di infragilimento in getti di grandi sezioni, aumentando l'attività del Carbonio e influenzando la cinetica di precipitazione di carburi intergranulari. Il Fosforo forma un eutettico basso fondente a bordo grano; questo fenomeno avviene ad un contenuto di Fosforo che varia con la dimensione del grano: in sezioni sottili con un 0,12% di Fosforo, in sezioni spesse con meno dello 0,07%. La morfologia dell'eutettico dipende dal contenuto di Fosforo e Molibdeno. Con bassi tenori di P si manifesta una struttura eutettica di forma ovale circondata da uno strato di carburi, dal quale si estendono altri carburi di struttura aghiforme. In presenza di Molibdeno questa struttura non si presenta, in favore di una struttura lamellare di larghezza pari a qualche micron. La composizione chimica delle due strutture è differente: la prima è ricca in Fosforo, mentre quella lamellare in Carbonio e Molibdeno. La struttura aghiforme e lo strato esterno di carburi scompare con l'aumento del contenuto di Fosforo, che per contenuti sufficientemente elevati (maggiori dello 0,29 % in sezioni sottili), forma una rete continua lungo i bordi grano. La segregazione di Fosforo, Carbonio e Molibdeno può causare fenomeni di liquazione durante il trattamento termico di acciai con un contenuto relativamente alto di questi elementi. Questo fenomeno è ancor più accentuato negli acciai Hadfield ad alto contenuto di Carbonio e contenenti Cromo, a causa delle elevate temperature ai quali sono sottoposti durante il trattamento termico.

## **2.2 Trattamenti termici di solubilizzazione**

Il trattamento di solubilizzazione serve a garantire la dissoluzione sia dei carburi che si formano in fase di solidificazione che di quelli che precipitano in fase di riscaldamento, oltre a ridurre quanto possibile l'eterogeneità chimica dell'austenite in seguito alla segregazione dendritica. La perlite inizia a coalescere attorno ai 700°C, dopo un tempo di mantenimento di un'ora, e la struttura perlitica lamellare scompare attorno ai 900°C; gran parte della dissoluzione si ha a 100°C, ma solo a 1050 – 1100°C si ha la dissoluzione completa, in assenza di elementi formatori di carburi. Di contro però, si può avere un'eccessiva crescita dei

grani, e sebbene la temperatura è inferiore alla temperatura eutettica del diagramma Fe-Mn-C, la liquazione può causare aggregati intergranulari (la segregazione di Carbonio e Fosforo causa un abbassamento del punto di fusione a 960°C).

Il trattamento di solubilizzazione è quindi piuttosto complesso e devono essere prese le necessarie precauzioni. Considerando la bassa conduttività termica di questi acciai, il riscaldamento deve garantire una temperatura uniforme in tutto il pezzo durante il riscaldamento, per evitare deformazioni e cricche. Per questo motivo si esegue spesso un trattamento di omogeneizzazione a una temperatura intermedia (3 – 5 ore a 600°C) [6]. Il trattamento di solubilizzazione per gli acciai Hadfield viene effettuato ad una temperatura compresa tra i 1050 e i 1100°C; se contenenti Cromo e Vanadio avviene a 1150°C [7]. La temperatura alla quale viene effettuato il trattamento deve essere in ogni caso compresa tra la temperatura alla quale si ha la dissoluzione dei carburi e quella alla quale iniziano a verificarsi i fenomeni di liquazione. Durante il riscaldamento si ha inoltre il fenomeno della decarburazione superficiale. La profondità della decarburazione può estendersi dai 2 ai 4 mm e il contenuto di Carbonio superficiale scendere dall'1,2 % allo 0,25 % quando, oltre alla decarburazione in fase di trattamento si aggiunge quella nello stampo.



*Fig. 2.2 – Schema del trattamento di solubilizzazione descritto.*

La permanenza alla temperatura prescelta dipende dallo spessore dei pezzi da trattare: per spessori dell'ordine di 3 mm è richiesta una permanenza di 3 – 5 minuti dal momento in cui tutto il pezzo ha raggiunto la temperatura di solubilizzazione; per spessori maggiori si andrà via via ad aumentare il tempo di permanenza. Come già accennato, bisogna fare attenzione al

fatto che temperature troppo elevate e tempi di permanenza troppo lunghi portano ad un eccessivo ingrossamento della grana, con conseguenti effetti negativi sulle proprietà meccaniche e sulla resistenza alla corrosione.

Dopo aver portato l'acciaio da solubilizzare alla temperatura adeguata e averlo mantenuto a tale temperatura per il tempo necessario a mandare in soluzione tutti i carburi, si procede con il raffreddamento. Questa fase del trattamento deve essere effettuata con una velocità sufficientemente elevata da prevenire la precipitazione dei carburi, detta sensibilizzazione, che avviene in media nell'intervallo tra i 450 e gli 850°C. Va però sottolineato che nel caso degli acciai Hadfield la precipitazione di carburi può essere, se regolata opportunamente, un beneficio.

## **2.3 Precipitazione di fasi secondarie**

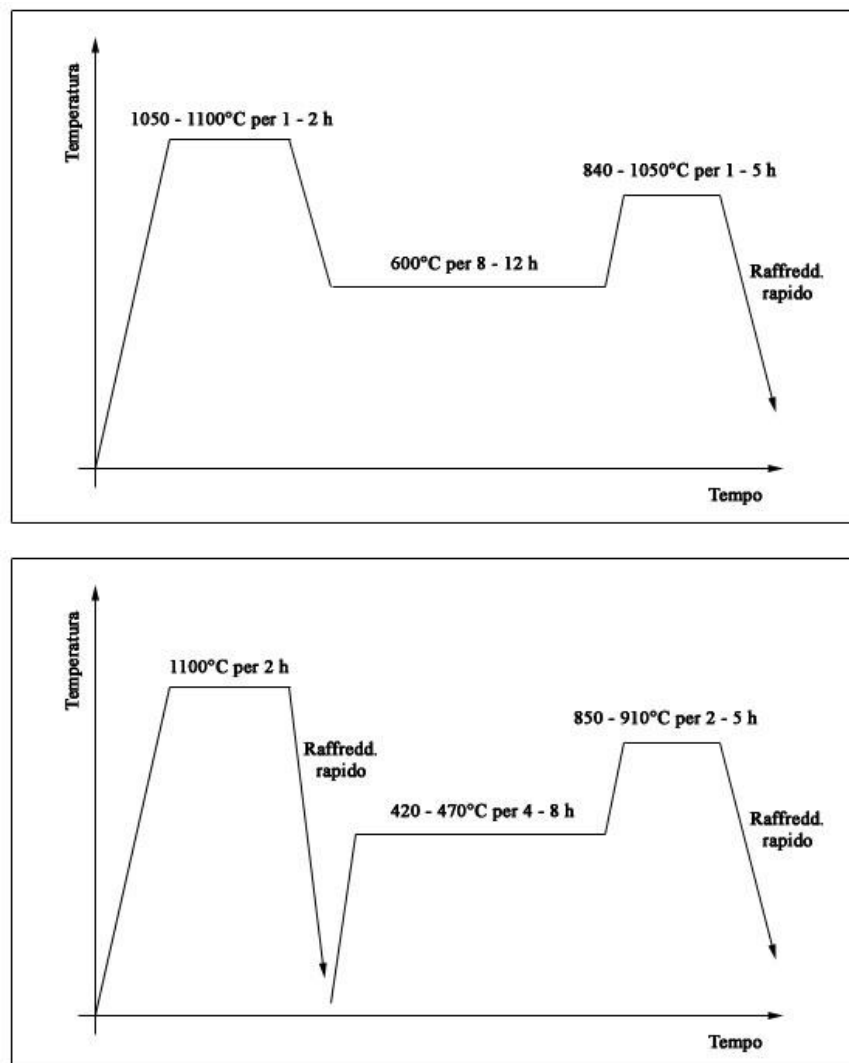
### **2.3.1 Carburi**

Per quanto rapido sia il raffreddamento, il Carbonio, avendo scarsissima solubilità nel ferro a temperatura ambiente (inferiore allo 0,01 %) si separa dall'austenite, andando a formare con elementi metallici i carburi che, essendo composti insolubili nell'austenite, precipitano formando fasi secondarie. I carburi che si presentano negli acciai Hadfield sono del tipo  $M_xC_y$ , in particolare  $M_{23}C_6$ ,  $MC$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ . Nelle leghe ferrose il più diffuso è quello della forma  $Cr_{23}C_6$ , anche se altri elementi possono sostituire il Cromo, come il Ferro o il Molibdeno. La precipitazione di questo carburo avviene ad una temperatura di 500 – 950°C e principalmente a bordo grano dove l'energia di formazione è più bassa. La cinetica di formazione dipende dalla composizione chimica dell'acciaio, in particolare la presenza di elementi austenitizzanti come il Nichel e il Manganese incrementano la diffusività del Carbonio e quindi la tendenza alla precipitazione. Negli acciai Hadfield si osservano in particolare i carburi del tipo  $M_{23}C_6$ , che si formano sotto i 950°C, e  $M_6C$ , che si formano nell'intervallo di temperatura tra 950 e 1050°C. Hanno tempi di nucleazione inferiori all'ora e nucleano a bordo grano, all'interfaccia tra i grani austenitici. Proprio per la grande influenza che i carburi hanno sulle caratteristiche degli acciai Hadfield, la percentuale di Carbonio è elevata, superiore all'1%. In questa situazione il Carbonio forma con gli elementi presenti in lega (quali Cromo e Molibdeno) dei carburi, i quali non sempre sono dannosi. Ad esempio, mediante l'introduzione di Titanio è possibile favorire la precipitazione di questi all'interno del grano austenitico conferendo all'acciaio maggiori proprietà meccaniche e una maggiore

resistenza all'usura, grazie all'impedimento al moto delle dislocazioni ottenuto grazie alla loro presenza.

### 2.3.1.1 Indurimento attraverso la precipitazione di carburi

Gli acciai al Manganese sono caratterizzati in genere dalla precipitazione di carburi a bordo grano, fenomeno che causa infragilimento del materiale. Tuttavia, cicli di trattamenti termici possono favorire la formazione di una dispersione di carburi nell'austenite. L'effetto di tempra ottenuto in questo modo non può essere confrontato con quello risultante da una precipitazione coerente, ma porta benefici per quanto riguarda la resistenza allo snervamento e all'abrasione, diminuendo però la tenacità.



*Fig. 2.3 – Il grafico in alto rappresenta un trattamento termico in cui si ha prima una trasformazione perlitica e successivamente una dissoluzione/sferoidizzazione dei carburi; il grafico in basso rappresenta un trattamento termico nel quale si ha inizialmente la precipitazione di piastrine di carburi e successivamente una dissoluzione/sferoidizzazione*

Nei grafici di figura 2.3 sono riportati due cicli di trattamenti termici. Nel ciclo rappresentato nel grafico in alto si ha inizialmente un trattamento di solubilizzazione, seguito da una trasformazione perlitica in condizioni isoterme e infine dalla parziale dissoluzione delle lamelle di cementite della perlite. Le lamelle di cementite coalescono durante la dissoluzione e si ottengono piccoli carburi di forma globulare distribuiti in modo omogeneo, mentre la perlite si converte in forma austenitica. Dopo il trattamento di solubilizzazione, a seconda del contenuto di Carbonio si ottiene una struttura composta da  $\gamma$  + carburi oppure da  $\gamma$  +  $\alpha$  + carburi; il primo caso si ha per bassi contenuti di Carbonio, il secondo per contenuti maggiori. All'aumentare del contenuto di Carbonio diminuisce infatti la temperatura  $M_s$  alla quale si ha formazione di martensite.

Nel secondo grafico è invece rappresentato un secondo metodo per ottenere una distribuzione di carburi omogenea. Questo differisce dal precedente per quanto riguarda la temperatura di trasformazione che è più bassa (450 – 480°C contro 600°C) che permette la formazione di perlite all'interno delle lamelle di carburi. Dopo i trattamenti di sferoidizzazione e dissoluzione delle piastrine di carburi, i carburi sferoidali sono uniformemente distribuiti nella matrice austenitica. Questo metodo è attuabile negli acciai Hadfield standard, ma non in quelli contenenti elementi quali il Molibdeno che inibiscono la formazione di piastrine di carburi [8].

### 2.3.2 Nitruri e Azoturi

L'Azoto è un elemento metallico interstiziale che viene aggiunto come elemento legante, in particolare negli acciai di ultima generazione. L'aggiunta avviene generalmente in quantità prossime al limite di solubilità nell'acciaio, compresa cioè tra il 0,15 e il 0,40%, dando origine ad un miglioramento della resistenza alla corrosione localizzata e della saldabilità; influenza inoltre la cinetica di precipitazione di fasi intermetalliche, rallentandone la formazione. Tuttavia, la sua presenza in tenori vicini al limite di solubilità (negli acciai comuni il suo tenore non supera l'1%) porta alla formazione di nitruri di Cromo ( $Cr_2N$ ). La presenza di particolari elementi in lega hanno effetti evidenti sulla precipitazione di nitruri del tipo  $Fe_{16}N_2$  e  $Fe_4N$ , anche a basse temperature. La solubilità dell'Azoto nel fuso aumenta o diminuisce a seconda del coefficiente di attività. Carbonio e Silicio vanno a diminuirne la solubilità aumentandone il valore del coefficiente di attività al diminuire della temperatura, mentre per Molibdeno e Manganese l'effetto è opposto. L'Azoto nell'acciaio liquido è

solubile, mentre nell'acciaio solido si presenta in parte allo stato libero, sotto forma di soffiature, e in parte in forma di azoturi. La solubilità massima nell'austenite, in equilibrio alla pressione di 1 atm di azoto gassoso, è dello 0,26% in peso.

### 2.3.2.1 Precipitazione di Azoturi

Generalmente, negli acciai la precipitazione di azoturi avviene durante la decomposizione dell'austenite e il rinvenimento della martensite. Nella decomposizione dell'austenite l'unico azoturo di Ferro che va a formarsi è il nitruro  $\gamma - \text{Fe}_4\text{N}$ ; per la sua formazione è richiesto il mantenimento di una temperatura entro il  $650^\circ\text{C}$  per tempi prolungati. Il composto  $\text{Fe}_4\text{N}$ , pur essendo metastabile, non si decompone per formare Azoto molecolare a causa della lentezza della cinetica della reazione  $2\text{N} \rightarrow \text{N}_2$ . Durante il rinvenimento della martensite (che contiene Azoto) ad una temperatura inferiore ai  $200^\circ\text{C}$ , avviene la sua decomposizione in ferrite più  $\gamma' - \text{Fe}_4\text{N}$ , ma a temperature inferiori si presenta inoltre il precipitato intermedio  $\alpha'' - \text{Fe}_{16}\text{N}_2$ . Il nitruro  $\alpha''$  cresce molto lentamente e la sua presenza permane per tempi lunghi e a temperature più elevate. Dopo la nucleazione di questo composto, il nitruro  $\text{Fe}_4\text{N}$  si accresce grazie al trasferimento di Azoto dal precipitato intermedio  $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$  che si dissolvono nella matrice austenitica. Di notevole importanza è l'azione del Titanio che, se presente in lega, permette formazione di nitrucci di Titanio di forma trapezoidale, in posizione intergranulare. Il fatto che si formino in posizione intergranulare, a differenza, ad esempio, dei carburi di Cromo che si formano a bordo grano, comporta un aumento delle caratteristiche di durezza e di resistenza ad usura, oltre a costituire un ulteriore ostacolo al movimento delle dislocazioni durante il processo di incrudimento, senza causare ulteriori fenomeni di fragilimento. Il Titanio va a fissare l'Azoto presente nel bagno metallico, riducendo la formazione di soffiature provocate dalla presenza di Azoto libero. Questi nitrucci, così come i carburi di Titanio, hanno una maggior solubilità nella fase liquida che nell'austenite, quindi è possibile effettuare un trattamento termico di solubilizzazione senza che questi si sciolgano nell'austenite. In fase di solidificazione della lega liquida o durante il trattamento di solubilizzazione si possono formare inoltre dei composti tra l'Azoto e l'Alluminio presente. I nitrucci di Alluminio sono delle finissime segregazioni che aumentano all'aumentare del tenore di Carbonio e che si formano prima a bordo grano e successivamente all'interno del grano. La loro presenza a bordo grano è dannosa, mentre la dispersione all'interno dei grani è meno deleteria e può risultare benefica [9].



### 2.3.3 Influenza della composizione sulla precipitazione di fasi secondarie

Negli acciai Hadfield è fondamentale il controllo della composizione chimica: ogni elemento ha un ruolo specifico e va a influire sull'equilibrio strutturale dell'austenite, oltre a determinare la formazione delle fasi intermetalliche. Il controllo della composizione è quindi fondamentale per garantire l'idoneità delle caratteristiche del materiale dopo il trattamento termico. Gli acciai austenitici al Manganese sono molto sensibili alle variazioni di composizione, in particolare per quanto riguarda il Manganese e il Cromo, ossia gli elementi che regolano maggiormente l'equilibrio tra le fasi ferrite ed austenite. Il ruolo del Manganese è quello di mantenere la fase austenitica a temperatura ambiente. La percentuale di austenite è determinata, in condizioni di equilibrio, dal tenore di elementi alfa-genici (Silicio, Fosforo, Cromo, Molibdeno) e dal tenore di elementi gamma-genici (Manganese, Carbonio, Azoto, Rame); in ogni caso, un quantità di Manganese del 12% è sufficiente a stabilizzare l'equilibrio verso la fase  $\gamma$ . L'introduzione di Titanio, in sostituzione del Cromo, favorisce la formazione di fasi secondarie all'interno del grano, in particolare azoturi, sfavorendo allo stesso tempo la formazione di esse a bordo grano, come i carburi di Cromo, che passano in soluzione. Gli elementi presenti nella lega non si distribuiscono equamente tra austenite e ferrite, ma si suddividono diversamente tra le due fasi in funzione della loro tendenza a stabilizzare una o l'altra fase. Questo giustifica l'importanza della composizione chimica per le successive fasi presenti, in particolare quelle secondarie. L'integrità della struttura austenitica determina la grande tenacità mostrata da questi acciai: campioni grezzi contengono carburi e sono poco tenaci, ma in seguito a trattamento termico si può ottenere una microstruttura idonea che può portare a caratteristiche meccaniche elevatissime. Le proprietà meccaniche sono influenzate, entro certi limiti, dalle variazioni della composizione chimica: si ha una loro diminuzione all'aumentare del tenore di Carbonio, mentre all'aumentare del contenuto di Manganese si ha un rilevante miglioramento, come mostrato nella tabella seguente [9].

Composizione		Rm [Kg/mm <sup>2</sup> ]	Rs [Kg/mm <sup>2</sup> ]	A %
% C	% Mn			
0.93	12.05	97	39	63
0.91	13.20	100	41	42
0.96	14.50	100	39	60
1.08	11.44	88	44	48
1.25	12.01	87	38	45
1.48	12.21	82	32	46

*Rm: resistenza a rottura; Rs: limite di snervamento; A%: allungamento a rottura (prova di trazione)*

La lavorabilità all'utensile è molto difficile a causa dell'elevata capacità di incrudimento che causa l'impossibilità di procedere con la penetrazione dell'utensile sul materiale dopo un breve tempo. È possibile migliorare la lavorabilità riscaldando l'acciaio a 500 – 600°C, favorendo così la decomposizione dell'austenite e ottenendo un materiale duro, fragile e quindi maggiormente lavorabile. Con una successiva tempra a 1000°C si ripristina la struttura austenitica recuperando le proprietà del materiale.

Il Cromo viene aggiunto in lega all'1 – 1,5%, ma non è ancora dimostrato la sua influenza sulle proprietà meccaniche, in quanto la sua presenza non va a modificare la struttura austenitica e, in ogni caso, la massima resistenza all'abrasione si ha in assenza di carburi di tale tipo. All'aumentare del contenuto di Cromo si ha la formazione di carburi aciculari, la matrice si impoverisce di Carbonio e si facilita la formazione di martensite, che causa infragilimento dell'acciaio. Il Nichel, aggiunto in lega al 2 – 3%, sembra invece apportare notevoli miglioramenti: stabilizza la fase austenitica su tutto il materiale già nella struttura grezza di fusione, senza che sia necessario il trattamento termico e migliora la lavorabilità all'utensile. In questi acciai, in genere, si ha un contenuto di Manganese più basso. Il Molibdeno sfavorisce la formazione di carburi aciculari e rallenta la formazione di carburi a bordo grano, rendendo in alcuni casi non necessario il trattamento di solubilizzazione su getti raffreddati lentamente [10]. Il Silicio, se aggiunto in tenori inferiori al 2%, aumenta il limite di snervamento, mentre lo Zolfo, a causa dell'elevata presenza di Manganese, è presente in tenori così bassi da non esercitare nessuna influenza. Il Fosforo, invece, essendo la ferrolega Fe-Mn piuttosto ricca di questo elemento, è presente in quantità relativamente elevata, anche maggiore dello 0,1%: a questi tenori è particolarmente dannoso per le caratteristiche meccaniche e può causare la formazione di strappi a caldo nel getto. Si cerca quindi di limitarlo a tenori inferiori allo 0,07%.

#### **2.3.4 Influenza delle fasi secondarie sulle proprietà meccaniche**

Gli effetti che la precipitazione di fasi secondarie ha sulle proprietà meccaniche è di notevole importanza: a seconda della loro posizione e composizione possono determinare il miglioramento o il peggioramento della struttura degli acciai in questione. L'aumento del contenuto di Carbonio promuove la formazione di carburi, che se precipitano all'interno del grano comportano un aumento della durezza, del limite di snervamento e della resistenza ad usura; viceversa, la loro precipitazione a bordo grano causa una diminuzione di tenacità e

allungamento a rottura. La tendenza dei carburi alla riprecipitazione in seguito a riscaldamento diminuisce al diminuire del contenuto di Carbonio.

All'aumentare del rapporto tra Manganese e Carbonio aumentano le caratteristiche meccaniche del materiale, mentre la durezza dovuta all'incrudimento, ottenuto mediante urti e compressioni, aumenta con il tenore del solo Carbonio, che non deve essere però troppo elevato, inferiore all'1,5% per non provocare un eccessivo infragilimento del materiale dovuto alla formazione del network di carburi a bordo grano.

Nella tabella seguente sono riportati i dati relativi alle caratteristiche meccaniche di acciai Hadfield con diversa composizione, ottenuti in seguito a ricerche di laboratorio e a prove pratiche in un mulino a martelli [10].

% C	% Mn	Rapporto % Mn / % C	Resistenza a trazione [Kg/mm <sup>2</sup> ]	Allungamento a rottura [%]	Resilienza [kgm/cm <sup>2</sup> ]	Durezza HV Prima / Dopo la prova		Resistenza relativa ad usura
1,14	6,13	<b>5,4</b>	43,8	6,2	4,5			
1,36	8,6	<b>6,3</b>	51	13,6	20,5	210	601	1
1,39	7,9	<b>5,7</b>	63,7	12,4	13	202	590	0,96
1,34	7,5	<b>5,6</b>	52	11,6	13,2	205	570	0,85
1,39	9	<b>6,5</b>	56,8	14,8	19,3	201	809	0,72
1,4	12,55	<b>9,0</b>	68,8	27,6	26	202	512	0,62
1,4	11,8	<b>8,4</b>	63,2	21,8	28	201	460	0,55

Dalla tabella si può notare come le migliori caratteristiche meccaniche si abbiano in presenza di alti valori del rapporto Manganese / Carbonio, circa 9, e che i migliori valori di resistenza ad usura si abbiano con un alto tenore di Carbonio e un rapporto Manganese / Carbonio inferiori, circa 6.

In ogni caso, gli acciai Hadfield sono riconosciuti per la loro grande capacità di incrudimento. Il ruolo delle fasi secondarie nel rafforzamento può essere sintetizzato nel seguente modo: durante la deformazione, quando una dislocazione lineare, muovendosi, incontra una particella di precipitato coerente con la matrice (cioè esiste una continuità del reticolo cristallino e dei piani di scorrimento) attorno agli atomi estranei si generano dei campi di deformazione elastica che ne rendono più difficile il movimento. Aumenta quindi lo sforzo necessario per proseguire con la deformazione.

Gli atomi disciolti interstizialmente, come il Carbonio, danno luogo ad una deformazione locale asimmetrica che dà origine a un notevole aumento del carico di snervamento al crescere del soluto. In presenza di una piccola quantità di soluto, la deformazione locale causa una migrazione dell'elemento disciolto lungo lo spazio disponibile nelle dislocazioni presenti, anziché distribuirsi in modo uniforme in ogni grano cristallino, con l'effetto di ancorare le dislocazioni dove esse si trovino. [10]

## 2.4 Caratteristiche meccaniche

Gli acciai Hadfield sono noti per la loro particolare resistenza all'usura e all'impatto, oltre alla loro elevata capacità di incrudimento. In questa parte vengono quindi prese in considerazione le caratteristiche meccaniche degli acciai Hadfield, che caratterizzano il loro comportamento in fase di utilizzo. Va sottolineato come la composizione chimica, la presenza di alcuni elementi, le condizioni ambientali e le modalità di utilizzo influiscano notevolmente su di esse, determinando l'idoneità dell'acciaio ad un certo tipo di impiego.

### 2.4.1 Limite di snervamento

Il limite di snervamento per gli acciai austenitici al manganese obbedisce all'equazione di Petch, che collega il limite di snervamento  $\sigma_{0,2}$  alla dimensione del grano ( $d$ ) [11] [12]:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_i + k d^{-\frac{1}{2}}$$

Dai numerosi studi effettuati per determinare l'influenza degli elementi in lega sulla resistenza allo snervamento si è ottenuto che Carbonio, Azoto e Vanadio hanno un'influenza positiva, andando ad incrementare il suo valore, come pure il Molibdeno, il Cromo, il Titanio e l'Alluminio, ma in modo molto più limitato; il Nichel non ha effetto, mentre il Manganese ha un'influenza leggermente negativa. Un incremento del limite di snervamento dovuto alla presenza di elementi in lega trova spiegazione nel fatto che i differenti diametri atomici vanno a modificare i parametri reticolari dell'austenite.

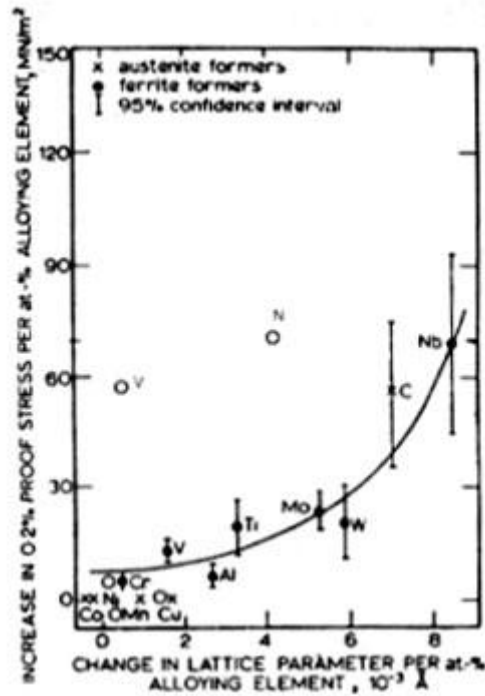


Fig. 2.4 – Relazione tra le variazioni dei parametri reticolari dovute agli elementi in soluzione e l'aumento del limite di snervamento [13].

In figura 2.4 sono rappresentate in un'unica curva le variazioni dei parametri reticolari e dello snervamento in acciai al Manganese e al Nichel-Cromo con l'aggiunta di dell'1% di elementi in lega. Due elementi costituiscono un'eccezione, il Vanadio e l'Azoto che, a parità di dimensione del reticolo, producono un incremento del limite di snervamento molto maggiore rispetto a quanto osservato per gli altri elementi. Lo strano effetto dell'Azoto può essere ricondotto alla formazione di cluster o nitruri mentre, per il Vanadio, alla formazione di carburi. L'aggiunta di Azoto non è tuttavia molto comune, nonostante la possibilità di ottenere un aumento del limite di snervamento. Vanadio e Carbonio hanno un differente comportamento sulla curva che descrive l'equazione di Petch: osservano il grafico di figura 1.5, che correla il limite di snervamento a  $d^{-1/2}$  si può notare come l'aumento del tenore di Carbonio sposti verso valori più elevati il limite di snervamento (retta 1 contro retta 3), mantenendo però la stessa pendenza. La presenza di Vanadio, invece, aumenta in modo considerevole il coefficiente angolare  $k$  (retta 2). Mentre le prime tre rette si riferiscono ad un acciaio lavorato a caldo, la retta 4 si riferisce invece ad un getto non lavorato: le differenze nel comportamento sono riconducibili alla differente distribuzione e struttura degli elementi in lega.

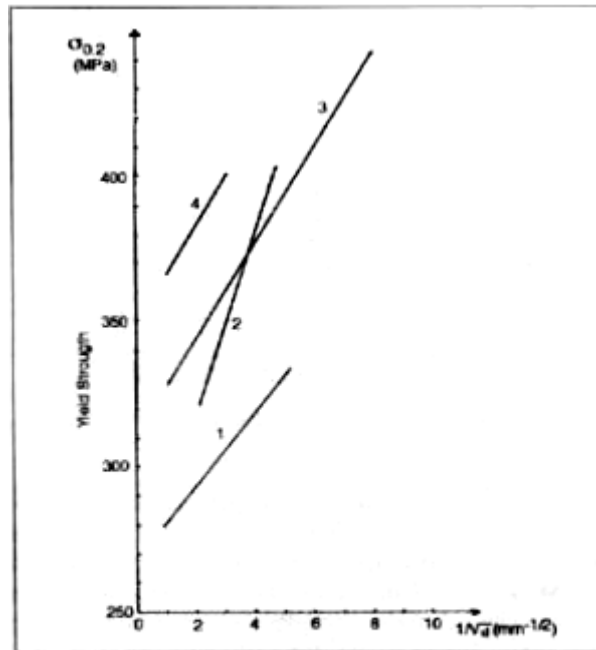


Figure 108 : Effect of Grain Size on Yield Strength

	C%	Mn%	N%	V%	
1	0.7	15.0	1.0		hot worked-W.Q.
2	0.7	15.0	1.0	1.0	hot worked-W.Q.
3	1.19	1.2			hot worked-W.Q.
4	1.08-1.13	13.5-14.0		0-0.22	cast W.Q.

Fig. 2.5 – Correlazione tra il limite di snervamento e  $d^{-1/2}$  per acciai Hadfield con differenti composizioni.

Nei getti di sezione elevata aumenta la dimensione dei grani e i carburi precipitano nel corso del trattamento di tempra. Il valore di soprassaturazione del Carbonio nell'austenite diminuisce, portando un calo del limite di snervamento e della tenacità. Non è consigliato l'uso di elementi formatori di carburi come il Cromo, il Vanadio e il Titanio a causa del loro effetto negativo sulla tenacità, effetto che risulta ancor più evidente nei getti a sezione elevata. Il Molibdeno rappresenta un'eccezione, andando a rallentare la cinetica di precipitazione dei carburi e aumentando quindi il limite di snervamento senza perdita di tenacità. Le possibilità di intervento sulla composizione dell'acciaio per compensare un limite di snervamento insufficiente sono limitate e non sempre prevengono una deformazione troppo elevata in fase di utilizzo. Si può ricorrere all'incrudimento o all'indurimento attraverso la precipitazione di carburi, a patto che la perdita di tenacità sia compatibile con l'impiego previsto. La perdita in tenacità dovuta all'incrudimento può essere compensata aumentando il contenuto di Manganese o aggiungendo elementi gammageni come Rame e Nichel. Per quanto riguarda l'indurimento dovuto alla precipitazione di carburi, è necessario distinguere tra gli acciai forgiati e i getti: nei primi, a parità di durezza si riscontra una maggiore resistenza allo snervamento e un maggiore allungamento. La distinzione è giustificata dalla notevole differenza riscontrata nella microstruttura: negli acciai forgiati i carburi sono distribuiti in modo omogeneo e non sono presenti nelle zone intergranulari; nei getti colati si hanno alcuni

carburi intergranulari e una grande precipitazione di carburi a bordo grano e nelle zone circostanti [14].

#### 2.4.2 Allungamento a rottura

Gli acciai Hadfield a grana fine, sia in forma di getto che dopo tempra, hanno migliori proprietà a trazione rispetto a quelli a grana grossa [15] [16]. L'allungamento a rottura diminuisce all'aumentare della diametro dei grani in accordo con la seguente relazione:

$$\varepsilon \% = 44 - 6.61 \frac{1}{\sqrt{d}}$$

dove  $\varepsilon$  è l'allungamento a rottura e  $d$  il diametro dei grani. L'equazione è stabilita per acciai fusi a diverse temperature in modo da ottenere diametri compresi tra 0,06 e 0,82 mm. Su acciai Hadfield lavorati a caldo, invece, l'allungamento a rottura non è influenzato dalla dimensione del grano. L'effetto della dimensione del grano sull'allungamento a rottura dipende dalle condizioni di solidificazione, che governano inoltre la segregazione dendritica. Il rapporto superficie/volume della grana cristallina e della segregazione dendritica del Fosforo cambiano con l'aumento della dimensione della grana. Trasformazioni termomeccaniche omogeneizzano l'austenite e il Fosforo risulta uniformemente distribuito, con un conseguente minor effetto negativo sulla forza di coesione a bordo grano, indipendentemente, entro certi limiti, dal tenore di Fosforo. L'effetto del Manganese è quello di aumentare la duttilità dell'acciaio stabilizzando la struttura austenitica. Aumentando il tenore di Manganese aumenta il tasso di deformazione necessario per indurre una trasformazione martensitica, come pure la quantità di carburi negli acciai austenitici ad alto contenuto di Carbonio. La frattura, che è innescata dalla martensite e dai carburi, è ritardata fino a quando non si verifica una deformazione più significativa. Su sezioni di dimensioni elevate è favorita la segregazione dendritica e inoltre la velocità di raffreddamento nella tempra è ridotta, portando ad una riduzione delle proprietà meccaniche. Trasformazioni termomeccaniche neutralizzano l'effetto della segregazione e consentono di mantenere elevati valori delle proprietà meccaniche a patto che la velocità di raffreddamento nella tempra sia sufficientemente alta, in modo da evitare qualsiasi precipitazione di carburi intergranulare.

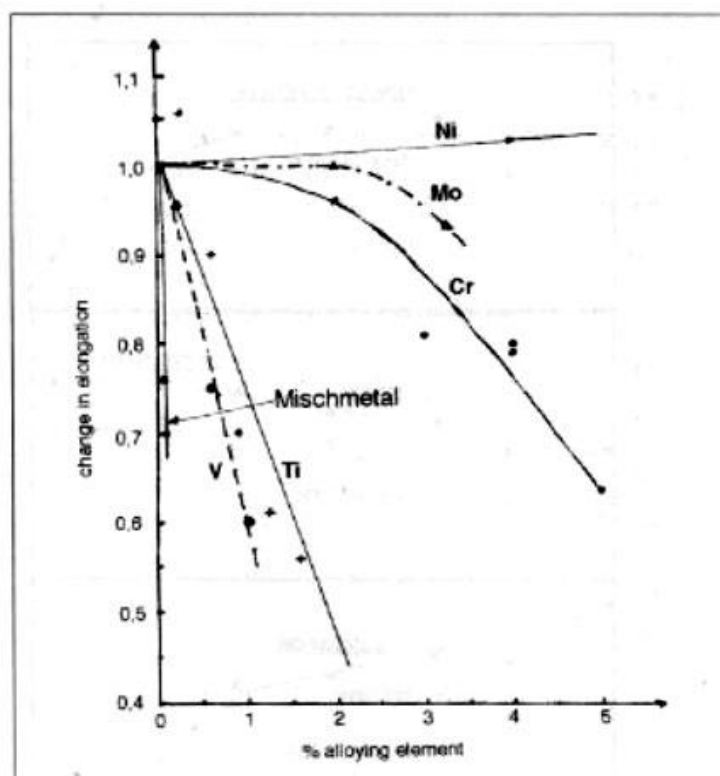


Fig. 2.6 – Influenza degli elementi in lega sull'allungamento a rottura

La velocità di diffusione di Fosforo, Silicio ed elementi formatori di carburi è troppo lenta per rimuovere la segregazione dendritica di questi elementi attraverso il trattamento di solubilizzazione. L'effetto del Fosforo non è neutralizzato come nei prodotti laminati e la segregazione degli elementi formatori di carburi può amplificare la formazione di carburi intergranulari durante tempra. Il contenuto di Carbonio ha un effetto importante: su sezioni sottili, sopra l'1,5%, diminuisce leggermente l'allungamento a rottura, mentre su sezioni spesse ne causa un notevole abbassamento aumentando la sezione. Come il Carbonio, anche il Silicio diventa critico sopra una certa sezione che dipende dalla composizione chimica della lega. Il Nichel, invece, migliora leggermente l'allungamento a rottura in sezioni sottili ma, favorendo la precipitazione di carburi, dà l'effetto opposto in sezioni spesse. Il Molibdeno, sopra il 2% non dà alcun effetto, diversamente dal Cromo che causa un'apprezzabile diminuzione dell'allungamento a rottura, accentuata nelle sezioni spesse. Titanio, Vanadio ed elementi appartenenti alle terre rare riducono considerevolmente l'allungamento, eccetto in bassi contenuti su sezioni sottili, dove l'affinamento della grana cristallina e la riduzione della segregazione dendritica compensano l'effetto negativo indotto dall'elemento aggiunto [17]. Il miglioramento scompare con un aumento della sezione e con temperature di fusione troppo elevate [18].



### 2.4.3 Tenacità

Da diversi studi effettuati su acciai Hadfield sono emersi dati contrastanti per quanto riguarda il rapporto tra la resistenza all'impatto, la temperatura di transizione duttile-fragile e la dimensione del grano. In alcuni casi è emerso come la resistenza all'impatto sia favorita dalla grana fine, che causa inoltre una diminuzione della temperatura di transizione duttile-fragile, mentre in altri, come nel caso di un acciaio ottenuto da solidificazione equiassica, in presenza di grana grossolana si ha una tenacità maggiore rispetto ad un acciaio a grana fine. La spiegazione dei seguenti risultati contraddittori può essere trovata nel comportamento fragile degli acciai Hadfield a grana fine [19].

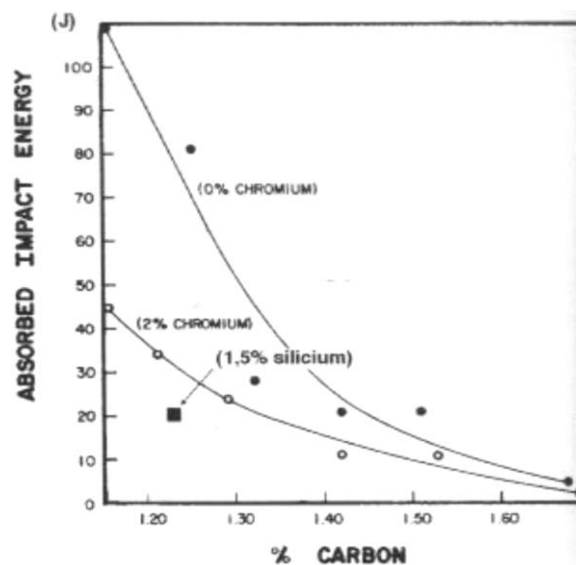
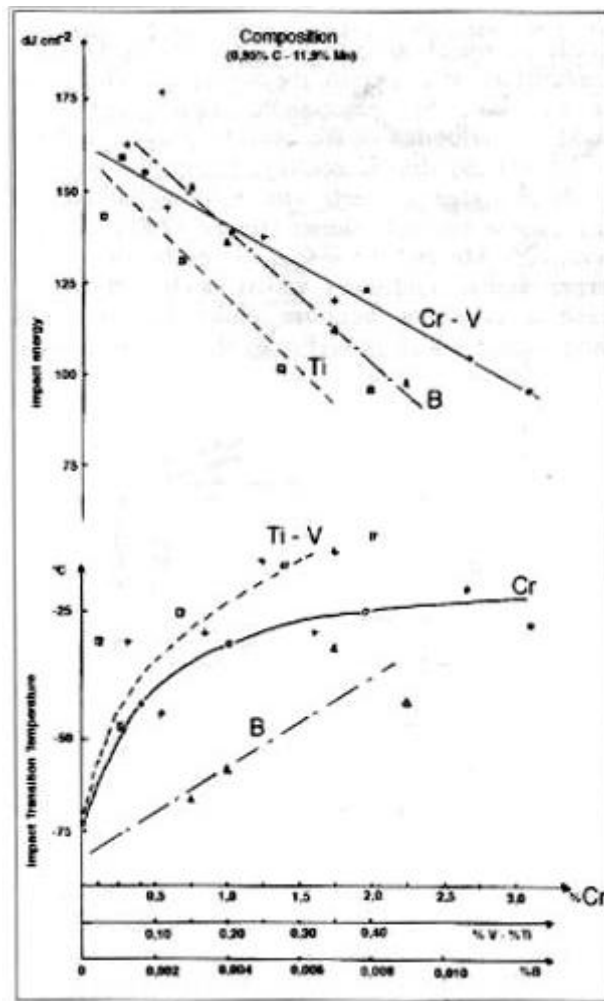


Fig. 2.7 – Effetto di Carbonio e Cromo sull'Energia d'impatto di una sezione di 150 mm di un acciaio con il 13% di Manganese.

La duttilità dipende in modo particolare dalla composizione: la presenza di Manganese nell'acciaio comporta un aumento sia della resistenza all'impatto che dell'allungamento a rottura, in modo proporzionale al tenore di Manganese. La temperatura di transizione duttile-fragile degli acciai con il 12% di Manganese è indipendente dal tenore di Carbonio, per contenuti compresi tra lo 0,7 e l'1,4%; diminuisce invece rapidamente quando il contenuto di Manganese aumenta dall'8 al 10%, tendendo poi ad un valore asintotico attorno al 14%. Gli elementi formatori di carburi, come Cromo, Vanadio, Titanio e Boro, abbassano la tenacità e aumentano la temperatura di transizione, in proporzione alla loro concentrazione; il più pericoloso è il Cromo e poi, in sequenza, Vanadio, Boro e Titanio. All'aumentare del loro tenore aumenta rapidamente la temperatura di transizione, fino ad un punto in cui si ha una stabilizzazione ad un valore asintotico [20]. Per la temperatura di transizione l'ordine di pericolosità è il seguente: Boro, Vanadio, Titanio, Cromo.



*Fig. 2.8 – Influenza di Cr, V e B sulla temperatura di transizione duttile-fragile (sopra) e sull'energia d'impatto di un acciaio austenitico con 0,95% C e 11,9% Mn.*

Le sezioni trasversali dei getti colati mettono in gioco altri due parametri che influiscono sulla tenacità: la segregazione dendritica e la cinetica di trasformazione dell'austenite nel raffreddamento, che governano i fattori di infragilimento. La suscettibilità all'infragilimento durante la tempra è stata valutata misurando l'energia d'impatto dopo l'interruzione del ciclo di tempra a 1000 e 600°C con un raffreddamento drastico. Dopo aver applicato questo metodo su acciai austenitici con differenti contenuti di Carbonio e Manganese, si è osservato che con il 12% di Manganese e lo 0,8% di Carbonio non si ha infragilimento, mentre acciai con contenuti maggiori di Carbonio si infragiliscono ad una temperatura che aumenta all'aumentare del contenuto di Carbonio. Allo 0,8% di Carbonio, invece, l'energia d'impatto aumenta all'aumentare del contenuto di Manganese e non subisce fenomeni di infragilimento. Tuttavia è difficile simulare l'effetto complessivo dei parametri in gioco e i risultati ottenuti sono in ogni caso puramente indicativi.

## **2.4.4 Resistenza ad usura**

### **2.4.4.1 Introduzione**

La tribologia è la materia che si occupa dello studio delle interazioni tra superfici a contatto e in moto relativo tra loro, e che si propone l'obiettivo di risolvere gli aspetti pratici ad esse connessi. L'aspetto tribologico più importante dal punto di vista ingegneristico è l'usura, ossia il deterioramento dovuto alla modificazione superficiale dei corpi a contatto. In termini pratici, l'usura consiste nell'asportazione progressiva di materiale dalla superficie. Questo fenomeno è molto rilevante, sia dal punto di vista economico che tecnologico in quanto va ad alterare sia il processo produttivo che la qualità del prodotto finito. Come la maggior parte dei materiali d'impiego ingegneristico, anche gli acciai Hadfield sono in genere utilizzati in settori che li portano ad essere soggetti a sollecitazioni di tipo tribologico. È quindi sempre necessario valutare la capacità di tali materiali di resistere a questo tipo di sollecitazioni, soprattutto nelle applicazioni in cui queste sono particolarmente gravose. A questo scopo, sono stati studiati e prodotti numerosi materiali, con differente composizione chimica e trattati opportunamente, con trattamenti anche superficiali, al fine di ottenere una molteplicità di materiali con differenti proprietà di resistenza ad usura e contemporaneamente all'impatto. In genere, la superficie di un pezzo è soggetta a sollecitazioni assai diverse da quelle del materiale più interno. Nonostante le caratteristiche meccaniche di un componente dipendano in modo significativo dal materiale base, la superficie influenza molti altri aspetti, come ad esempio l'attrito e l'usura sia in fase di esercizio che in produzione, l'efficacia dei lubrificanti, l'aspetto superficiale e la generazione di cricche a causa della presenza di difetti superficiali che possono costituire un innesco alla frattura.

Lo studio dell'usura e la messa a punto dei materiali non può comunque prescindere dalla conoscenza dei diversi tipi di usura con le relative conseguenze sui vari materiali, che determinano il successo o meno di un dato materiale in differenti campi di utilizzo. Per lo scopo della seguente tesi, i tipi di usura da considerare sono l'usura abrasiva e l'usura erosiva. Queste sono forme di usura causate dal contatto tra la superficie di un materiale solido e particelle dure; la differenza tra le due forme è che nell'usura abrasiva la perdita di materiale è dovuta allo sfregamento delle particelle sulla superficie, mentre in quella erosiva dall'impatto delle particelle. Sono entrambe forme di usura rapide e se non controllate possono causare notevoli danni economici [21].

#### 2.4.4.2 Usura abrasiva

L'usura abrasiva si genera quando la superficie di un materiale subisce lo strisciamento contro un'altra superficie di durezza maggiore o uguale. L'estensione di questo problema è molto più grande di quello che si possa pensare, infatti ogni materiale può usurarsi in presenza di particelle dure. La difficoltà maggiore nel controllo e prevenzione dell'usura abrasiva sta nel fatto che non è descritto precisamente il meccanismo di usura agente. Esistono diversi meccanismi di usura, ognuno di essi con differenti caratteristiche. Dall'analisi microstrutturale si è ottenuto che il taglio dovuto alle asperità non è l'unico meccanismo che causa abrasione, ma esistono molti altri meccanismi indiretti che asportano materiale attraverso micro tagli, microfrazioni, pull-out dei grani e fatica dovuta a diverse deformazioni [21].

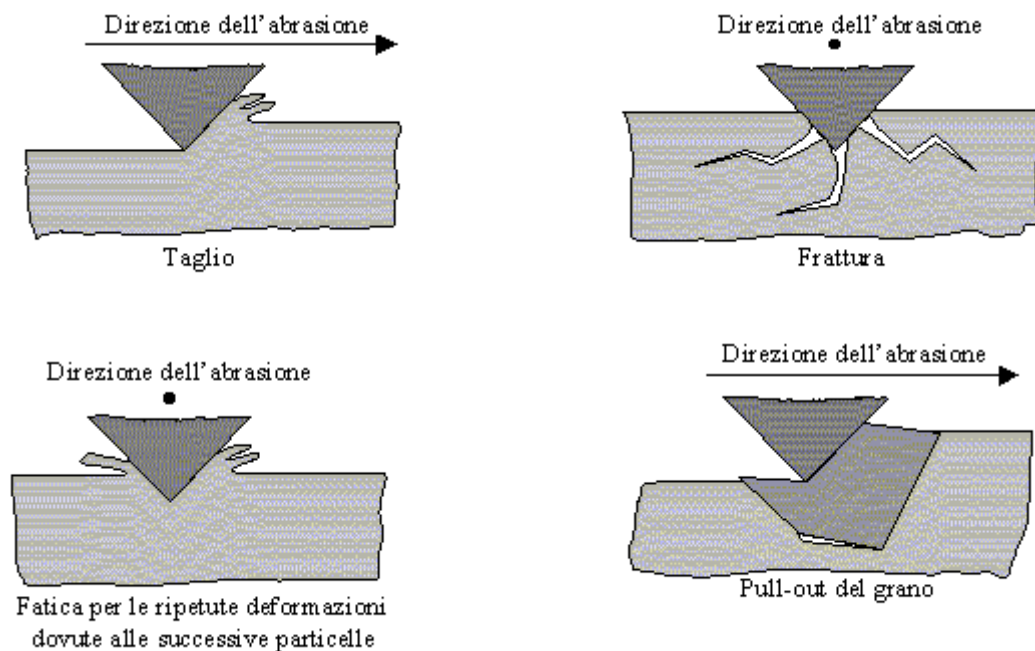


Fig. 2.9 – Differenti meccanismi di usura.

Nell'usura causata da taglio si ha la rimozione del materiale dovuta al contatto della superficie con una punta affilata o un'asperità dura e il materiale viene rimosso come detrito; per materiali con comportamento fragile si ha la frattura e la formazione di cricche sulla superficie. Nel caso di particelle abrasive meno affilate i fenomeni di taglio sono sfavoriti e la superficie è soggetta a deformazioni ripetute con detriti che si formano in seguito a fenomeni di fatica. L'entità di questo fenomeno è tuttavia di minore importanza se si considera la bassa

quantità di detriti che si formano in questo caso. Un ulteriore meccanismo può essere il pull out e l'espulsione dei grani.

Esistono due modalità di usura abrasiva: a due corpi e a tra corpi. Il primo caso si ha quando l'usura è data dallo strisciamento di due superfici, mentre il secondo si ha quando tra le due superfici è presente un materiale abrasivo interposto. Pur essendo simili come meccanismi, si è rilevato che l'usura a tre corpi è molto più lenta rispetto all'usura a due corpi.

Nell'usura abrasiva la caratteristica fondamentale è la durezza dei materiali: si osserva in genere che i materiali più duri presentano una velocità di abrasione minore rispetto a quelli meno duri. A supporto di questo ci sono numerose evidenze sperimentali e un esempio si può osservare in figura 2.10.

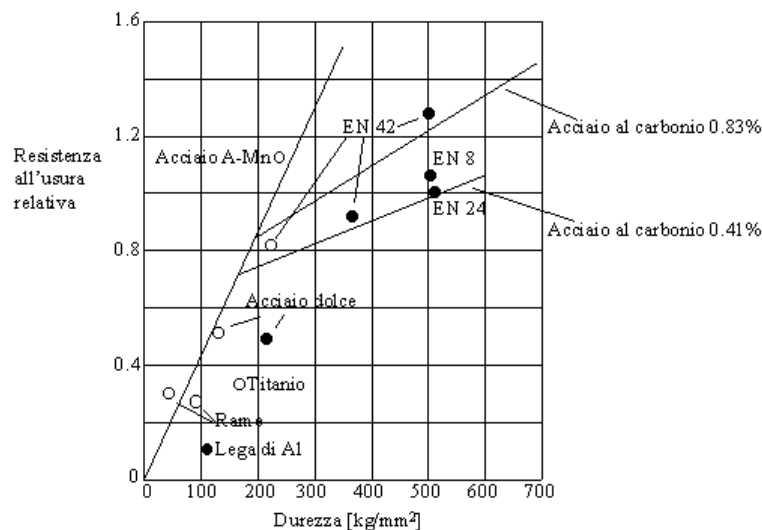


Fig. 2.10 – Resistenza all'usura in funzione della durezza per vari metalli.

Nei metalli non c'è tuttavia proporzionalità tra la durezza e la resistenza all'usura poiché tale relazione viene data in termini di durezza del metallo indeformato, nell'abrasione invece si ha una notevole deformazione superficiale ed entra quindi in gioco la durezza dovuta alle alte deformazioni. Per valutare la resistenza ad usura da abrasione di un materiale metallico è quindi chiaramente necessario considerare la sua durezza a grandi deformazioni e non quella convenzionale a deformazioni plastiche relativamente piccole. Un altro parametro che influenza la resistenza ad usura abrasiva di un materiale è la sua fragilità; infatti può accadere che durante l'abrasione si abbia rottura del materiale a seguito della frattura dei piani superficiali. Dato che usualmente la fragilità cresce con la durezza c'è un limite all'innalzamento della resistenza ad usura abrasiva che può essere ottenuto a seguito di un aumento di durezza.

Negli acciai Hadfield l'usura abrasiva è governata da diverse variabili, dall'incrudimento del materiale abraso, la durezza, la resistenza meccanica, l'angolo di contatto con l'abrasivo e l'intensità dei carichi applicati. In particolare, l'incrudimento della superficie, risultante dalle deformazioni superficiali generate dal contatto del materiale con l'abrasivo, modifica rapidamente le condizioni di contatto iniziali, fino a quando non si stabilisce un equilibrio tra il tasso di usura e l'incrudimento superficiale. L'importanza dell'incrudimento superficiale nella resistenza all'abrasione è notevole: la deformazione dovuta al contatto permette di ottenere una durezza che gioca un ruolo dominante nella resistenza ad usura. Lo strato indurito per deformazione che si ottiene può essere rimosso dalla superficie solo con notevole difficoltà. È questo l'aspetto che rende questo tipo di acciai così performanti nella resistenza all'usura abrasiva. In presenza di un abrasivo duro, l'austenite, anche se meno dura della martensite, è più interessante per la resistenza ad usura abrasiva. Questa superiore resistenza ad usura si suppone sia dovuta alle maggiori duttilità e resistenza dell'austenite che annulla le più rapide forme di usura abrasiva come micro-cutting e frattura fragile. L'alto contenuto di Manganese permette di ottenere un acciaio che è virtualmente puramente austenitico con qualche traccia di martensite. L'acciaio Hadfield risulta quindi tanto duro quanto resistente all'abrasione e perciò particolarmente adatto a situazioni in cui la superficie di un componente meccanico viene colpita da rocce o tritume di pietra. Anche la concentrazione di Carbonio è fondamentale: un tenore inferiore incide sulla resistenza dello strato indeformato, che comporta successivamente una minore resistenza all'abrasione in quanto riduce il valore dell'energia necessaria per portare a rottura la superficie. Altro aspetto importante è la presenza di carburi: la resistenza ad usura aumenta con la loro presenza, fino ad un massimo che si ha con un volume di carburi pari al 30%, livello oltre al quale si ha un infragilimento dell'acciaio.

#### **2.4.4.3 Usura erosiva**

L'usura erosiva avviene in seguito all'impatto di particelle solide sulla superficie di un oggetto. Questo tipo di usura si presenta in diverse categorie di macchine, come ad esempio sulla superficie dei martelli nei mulini per la macinazione di rocce. Come per altre forme di usura la resistenza meccanica di un materiale non garantisce la resistenza ad usura, ed è necessario un apposito studio delle sue caratteristiche per poter minimizzare il fenomeno. Nel controllo di questo tipo di usura è importante inoltre considerare le proprietà delle particelle erosive: l'usura da erosione comporta diversi meccanismi di usura che sono in gran parte

controllati dal materiale che costituisce le particelle, dall'angolo di impatto, dalla velocità di impatto e dalla dimensione delle particelle. Se una particella è solida e dura allora è possibile avere un processo simile all'usura da abrasione. L'usura da erosione riguarda a un gran numero di meccanismi, che avvengono quando particelle impattano contro componenti meccanici. I meccanismi più conosciuti di usura da erosione sono rappresentati in figura 2.11.

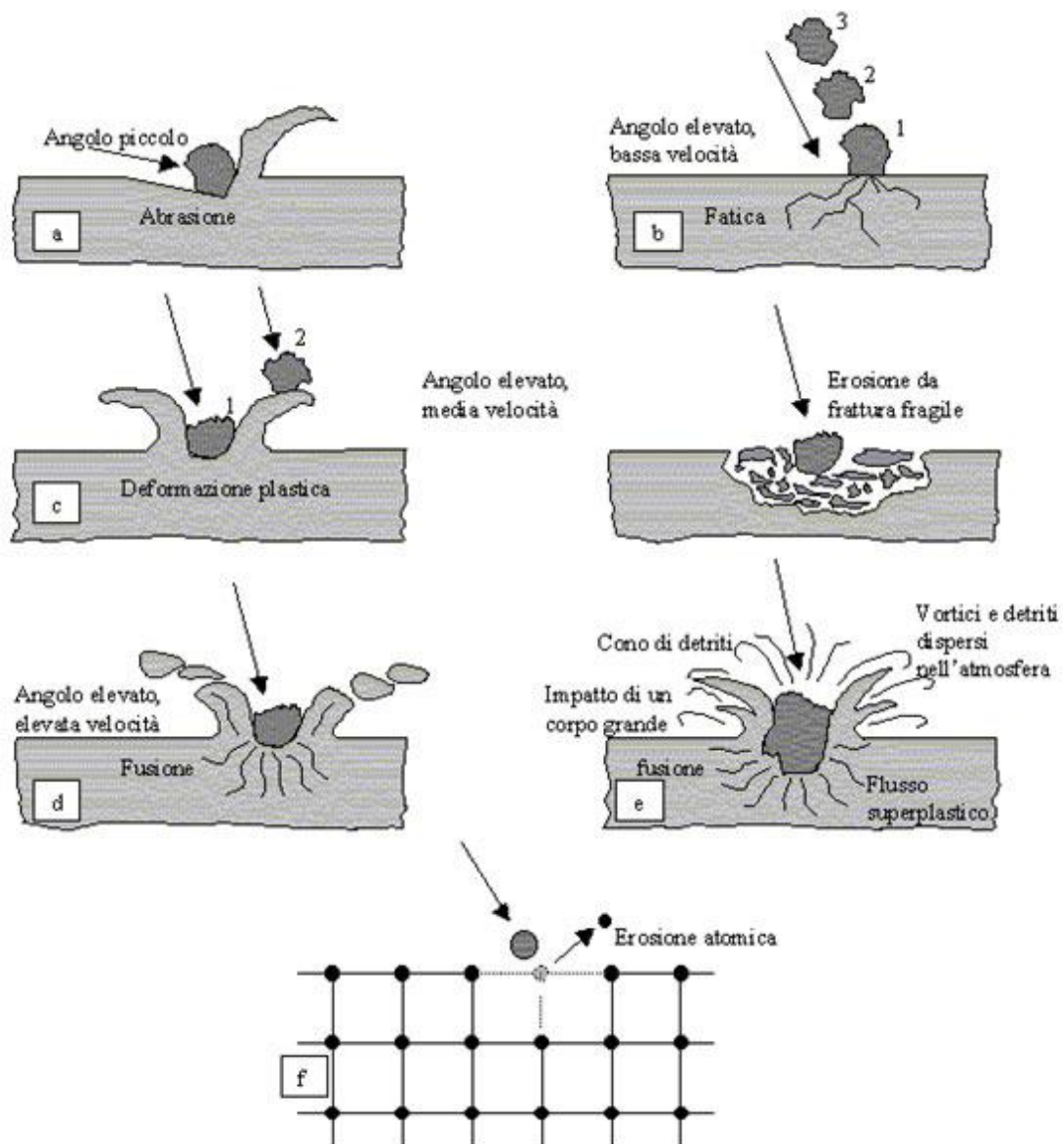


Fig. 2.11 – Differenti meccanismi di usura abrasiva.

I casi riportati sono:

- abrasione ad angolo d'impatto basso,
- fatica superficiale per velocità basse e alto angolo di impatto,
- frattura fragile o deformazione plastica multipla per velocità medie e alto angolo di impatto,
- fusione superficiale a velocità elevate di impatto,

- e) erosione macroscopica con effetti secondari,
- f) estrazione di atomi dai reticolo cristallino per impatto con altri atomi.

L'angolo d'impatto è l'angolo tra la superficie erosa e la traiettoria della particella immediatamente prima dell'urto. Un piccolo angolo di impatto favorisce processi di usura simili all'abrasione perché le particelle tendono a scorrere lungo la superficie erosa dopo l'impatto. Un elevato angolo d'impatto porta invece a meccanismi di usura tipici dell'erosione. La velocità delle particelle erosive ha un effetto importante sui processi di usura; se la velocità è molto bassa gli sforzi d'impatto non sono sufficienti per avere deformazione plastica e l'usura procede per fatica. A velocità più elevate è possibile che il materiale eroso si deformi plasticamente all'impatto delle particelle. In questo caso l'usura è ottenuta per ripetute deformazioni plastiche. Se le particelle erodenti sono smussate o sferiche, a seguito della grossa deformazione plastica, si formano sottili lamine di materiale eroso sopra la superficie. Se le particelle sono spigolose sono favoriti meccanismi di taglio o di frammentazione fragile. D'altra parte i materiali fragili si usurano per frattura sottosuperficiale. A velocità d'impatto molto alte si può avere la fusione della superficie impattata. Anche la dimensione delle particelle è importante e molti dei problemi di usura erosiva coinvolgono particelle tra i 5 e i 500 micrometri, ma esistono anche problemi di erosione dovuti a particelle con dimensioni al di fuori di questo campo. Nei macchinari ad uso industriale le condizioni sono ancora più complesse in quanto la dimensione delle particelle, l'energia cinetica, l'angolo di impatto non sono omogenei.

Le caratteristiche del materiale hanno un forte effetto sull'usura erosiva. Non sempre migliorando le proprietà meccaniche si ottiene una migliore resistenza all'usura da erosione. Ad esempio può accadere che quando il materiale viene indurito la velocità di usura erosiva cresca. La difficoltà nell'ottimizzare i materiali al fine di ridurre l'usura è che la velocità di usura dipende sia dalle caratteristiche dell'usura erosiva sia dalle caratteristiche del materiale stesso. Questo fatto può essere spiegato comparando la resistenza relativa ad usura erosiva di diversi materiali in funzione dell'angolo d'impatto. Quando l'angolo è basso un acciaio indurito mostra un'usura inferiore rispetto ad un acciaio tenero, invece ad elevati angoli d'impatto si ha il comportamento inverso. Nei grafici riportati in figura 2.12 sono rappresentate le differenti velocità di usura erosiva ad angoli di impatto pari a 15° e 90°, per diversi metalli e per acciai con diverse durezza. L'abrasivo utilizzato nei test è stato carburo di silicio con diametro medio delle particelle di circa 1 mm e velocità di impatto pari a 30 m/s.



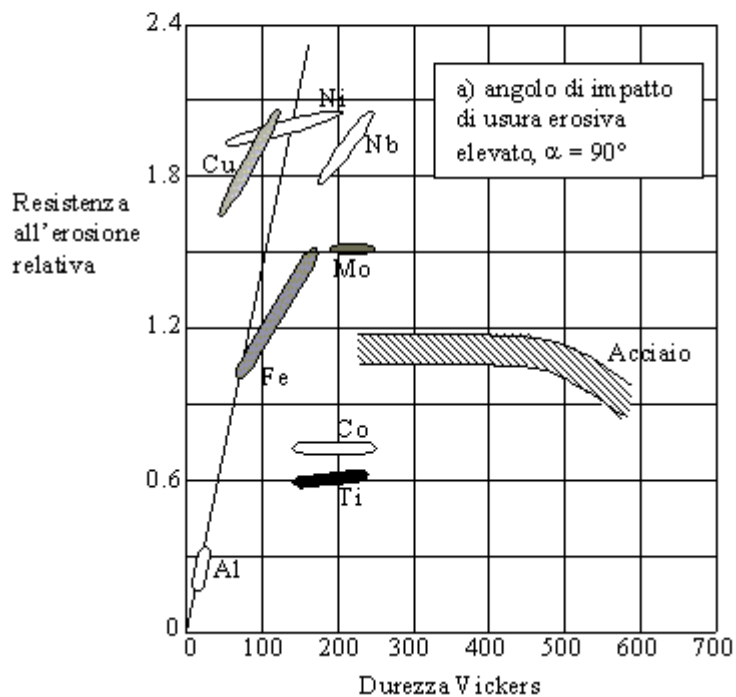
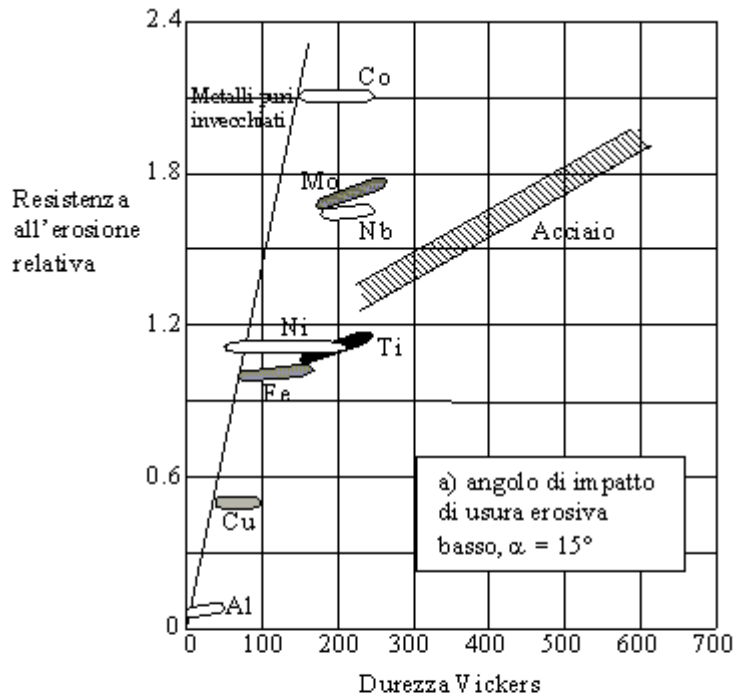


Fig. 2.12 – Differenti velocità di usura erosiva a differenti angoli di impatto, per diversi metalli e per acciai con diverse durezza.

Per angoli d'impatto bassi si ha un processo di usura quasi abrasivo e quindi i materiali più prestanti sono quelli che presentano una maggiore durezza e una migliore capacità di incrudimento. In questo caso i materiali possono essere quindi valutati in base alla durezza del metallo puro. Si può notare come per un angolo di impatto di  $15^\circ$  il metallo a più alta resistenza è il Co mentre il secondo peggiore è il Cu. Viceversa, ad un angolo di impatto di

90° la scala di comportamento relativo dei materiali cambia significativamente e il Cu presenta il secondo miglior comportamento mentre il Co ha la terza peggiore resistenza ad usura. Quindi eventuali trattamenti termici effettuati sugli acciai per aumentare la durezza migliorano la resistenza ad usura ad angoli di impatto bassi, ma la peggiorano ad angoli di impatto elevati. In sintesi, l'effetto delle variazioni nella durezza o nella composizione della lega non può essere considerato separatamente dalle caratteristiche globali del sistema di usura erosiva [22].

Per quanto riguarda la microstruttura degli acciai, si ha che la resistenza ad usura erosiva è generalmente più elevata nei materiali più duttili. L'indurimento dell'acciaio ottenendo martensite porta ad un piccolo miglioramento eccetto ad angoli di impatto molto piccoli, e la formazione di carburi massivi o lamellari riduce la resistenza ad usura erosiva. La scelta dell'acciaio che minimizzi l'usura erosiva è perciò diversa dal caso dell'usura abrasiva. Per acciai al carbonio basso legati, la fase ferritica con sufficienti inclusioni di carburi sferoidali da costituire un rinforzo è molto efficace contro l'usura erosiva. Gli acciai perlitici mostrano una resistenza ad usura inferiore rispetto agli acciai sferoidizzati. È stato trovato che l'usura erosiva degli acciai presenta la classica caratteristica dell'erosione duttile, cioè una massima velocità di usura ad un piccolo angolo d'impatto di 30°, con fratture subsuperficiali e superficiali. Questo suggerisce che la resistenza ad usura erosiva degli acciai è limitata da una mancanza di duttilità. Per particelle erosive a bassa durezza come il carbone, le inclusioni di carburi migliorano leggermente la resistenza da usura. Utilizzare nell'acciaio o nella ghisa leganti che portano ad una microstruttura contenente una significativa quantità di austenite residua è un metodo efficace per ridurre l'usura erosiva. Il trattamento termico ottimale per questi acciai o ghise comprende un tempo di austenizzazione relativamente lungo dove la martensite è eliminata e sono presenti solo austenite residua ferrite bainitica. Come regola generale, comunque, per migliorare la resistenza ad usura erosiva si deve aumentare la duttilità piuttosto che la durezza.

Negli acciai Hadfield al 12% di Manganese, l'usura erosiva diminuisce linearmente all'aumentare del contenuto di carbonio. Con un'aggiunta dell'1,3% di Alluminio raddoppia la resistenza. Nobelio, Vanadio, Molibdeno, Cromo e Tungsteno hanno piccoli effetti, tuttavia un'aggiunta del 3% di Cromo o Tungsteno hanno notevoli effetti sulla resistenza ad usura erosiva. In alcune applicazioni commerciali soggette ad usura erosiva, però, l'incrudimento superficiale dopo la messa in opera può non essere sufficiente e non è possibile quindi beneficiare dei vantaggi tipici degli acciai Hadfield. In queste installazioni, con un trattamento termico si può ottenere una struttura formata da austenite e martensite con carburi che

consente di ottenere una resistenza doppia rispetto ad una struttura austenitica. Questo è l'inverso di quanto si verifica nel caso della resistenza all'abrasione, nella quale la struttura austenitica dà una resistenza del 50% maggiore rispetto struttura formata da austenite e martensite [23].

#### **2.4.4.4 Altri tipi di usura**

Oltre ai due tipi di usura descritti nei capitoli precedenti, ne esistono di altri che seppur meno rilevanti nello scopo della seguente tesi, possono comunque interferire nel processo di usura e verranno quindi descritti brevemente.

##### *Usura da cavitazione*

L'usura da cavitazione è conosciuta per il danneggiamento alle palette delle eliche o delle turbine operanti in vapore umido e alle valvole di regolazione. L'usura procede con formazione di una serie di cavità sulla superficie sottoposta a cavitazione. L'intero pezzo meccanico può essere distrutto da questo processo, ma comunque le prestazioni del componente sono spesso limitate dalle rilevanti vibrazioni causate dal danneggiamento per cavitazione [24]. La cavitazione è caratterizzata da ciclica formazione e collasso di bolle su una superficie solida in contatto con un fluido. La formazione delle bolle è causata dal rilascio di gas disciolti dal liquido, quando questo presenta una pressione vicina allo zero o negativa. Una pressione negativa la si può avere quando il flusso del liquido passa in un condotto a geometria divergente, ad esempio nel passaggio da un tubo con diametro piccolo ad uno con diametro più grande. Il metodo ideale per prevenire la cavitazione è evitare le pressioni negative vicino alle superfici, ma nel caso di cavitazione su particelle questo è usualmente impossibile. Quando una bolla collassa su una superficie il liquido circostante alla bolla viene dapprima accelerato e poi bruscamente decelerato appena collide con la superficie. La collisione tra liquido e solido genera grossi sforzi che possono danneggiare il solido. Sono possibili a seguito del collasso variazioni di pressione anche di 1,5 Gpa. Nei materiali con bassa durezza la cavitazione produce sulla superficie un cratere. Nei materiali più duri nelle stesse condizioni la formazione di profonde cavità è sfavorita: frattura e frammentazione sono i meccanismi predominanti dell'usura di materiali duri e fragili. Quasi tutti i materiali soffrono qualche forma di danneggiamento sotto-superficiale da cavitazione e incrudimenti con formazioni di cricche sono comuni. In molti casi quando la cavitazione è intensa la densità di cavità può essere sufficiente a ridurre il materiale eroso ad una matrice porosa.

Benché la cavitazione coinvolga un processo di collisione tra liquido e solido simile a ciò che avviene nella erosione da liquidi ci sono delle significative differenze. L'usura da cavitazione è un processo molto più blando dell'usura da erosione. Quando la cavitazione avviene in un mezzo corrosivo la stress corrosion cracking accentua il processo di usura. Un esempio di questo lo si può osservare nella differenza tra le velocità di usura da cavitazione tra acqua dolce e salata. L'usura da cavitazione può essere accelerata dalla simultaneità con l'usura erosiva, in altre parole è possibile la sinergia tra questi due meccanismi di usura. Se il fluido cavitante contiene particelle erosive, allora le bolle collassanti inducono le particelle a colpire la superficie erosa ad alta velocità e la velocità di usura risulta maggiore che per la cavitazione o l'erosione da sole. Questo fenomeno ha luogo ad esempio nelle turbine idrauliche operanti in acque sabbiose.

Tra le leghe ferrose, gli acciai inox sono più resistenti alla cavitazione rispetto alle ghise. Gli acciai al carbonio senza altri leganti non vengono spesso considerati come possibili materiali per garantire protezione dalla cavitazione, perché molti presentano grossi problemi se soggetti a cavitazione in acqua. Tra gli acciai inox i martensitici e la fase martensitica in genere presentano la miglior resistenza, mentre la fase austenitica si comporta meglio della ferritica. Gli acciai austenitici al Manganese sono in genere quelli che presentano la miglior resistenza alla cavitazione [25]. Quando si utilizza la ghisa in condizioni in cui può svilupparsi cavitazione si dovrebbe cercare di minimizzare il contenuto di C in lega per far sì che ci sia un'estensione minore di carburi liberi.

Una delle caratteristiche fondamentali dell'usura da cavitazione è un processo comune di danneggiamento del tipo a fatica che permette di fare molte comparazioni utili sulla resistenza ad usura di diversi metalli in base alla teoria della fatica nei metalli. È stato trovato che le velocità di usura da cavitazione di diversi materiali può essere correlata tramite un parametro di sforzo a fatica detto sforzo di rottura a fatica modificato. Questo parametro è il prodotto dello sforzo nominale di rottura a fatica a zero cicli, ottenuta per estrapolazione dei dati sperimentali osservati a fatica, e un indice dell'aumento di sforzo durante la deformazione plastica ciclica. La relazione, ottenuta da dati sperimentali, tra la resistenza ad usura da cavitazione espressa in termini di massimo spessore perso e lo sforzo di rottura a fatica modificato è mostrata nel grafico di figura 2.13.

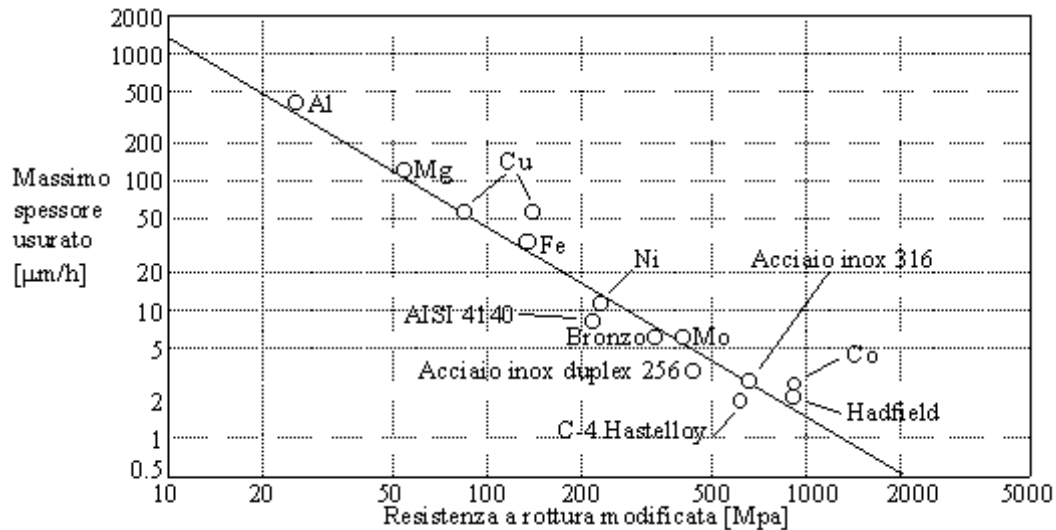


Fig. 2.13 – Relazione tra la resistenza ad usura da cavitazione espressa in termini di massimo spessore perso e lo sforzo di rottura a fatica modificato.

### Usura a fatica

Questo fenomeno è causato dalle deformazioni subite dalle asperità e dagli strati superficiali del corpo usurato quando le asperità dell'altra superficie sono in contatto. I contatti tra asperità, accompagnati da sforzi locali molto elevati, si ripetono per un gran numero di volte nel corso di uno strisciamento o di un rotolamento e le particelle d'usura sono generate dalla propagazione di cricche di fatica. L'usura in queste condizioni è determinata dai meccanismi di iniziazione della cricca, crescita della cricca e frattura. La superficie erosa contiene un livello molto alto di deformazione plastica se paragonata alla superficie non erosa. Questa deformazione e la conseguente modificazione della microstruttura del materiale hanno un effetto rilevante sul processo di usura [26]. Studiando le superfici erose in sezione si può osservare l'intensa deformazione del materiale appena sotto la superficie stessa, ad esempio la deformazione causata dalle azioni di taglio nello strisciamento è mostrata in figura 2.14.

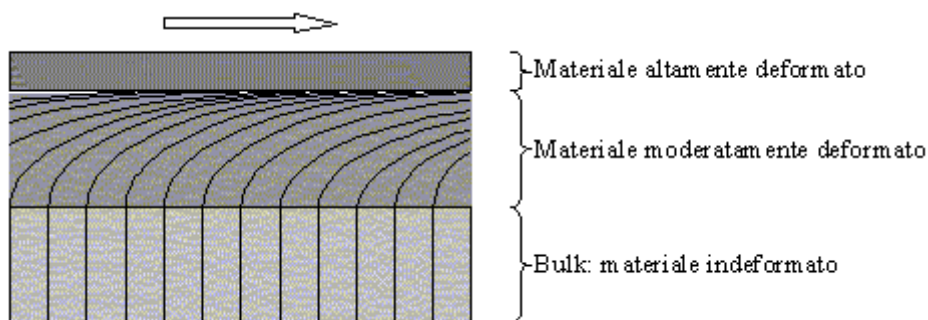


Fig. 2.14 – Deformazione causata dalle azioni di taglio nello strisciamento.

Vicino alla superficie si ha perciò che la struttura della grana viene sottoposta a trazione e orientata parallelamente alla superficie usurante. Questa deformazione è causata dalle forze di attrito quindi ovviamente con un basso coefficiente di attrito, come quando si ha una buona lubrificazione questo fenomeno è minore o assente. La deformazione indotta dallo scorrimento porta eventualmente alla rottura della struttura cristallina originale sulla superficie e quindi alla formazione di dislocazioni. Questo fatto a seguito di deformazioni successive porta alla formazione di cricche e quindi alla frattura. Durante il rotolamento gli sforzi di contatto locali sono molto elevati, concentrati su una piccola area e ripetitivi. Il meccanismo di usura è determinato per lo più dalle caratteristiche del materiale e dalle condizioni operative. Per i metalli si possono avere generalmente due casi:

- a) In assenza di lubrificazione l'usura dei metalli o di altri solidi ossidabili procede per frammentazione ciclica del film d'ossido e la sua susseguente riformazione (figura 2.15a);
- b) Quando si ha lubrificazione l'usura procede a fatica con formazione di cricche superficiali ed eventualmente di particelle di usura staccate dalla superficie (figura 2.15b).

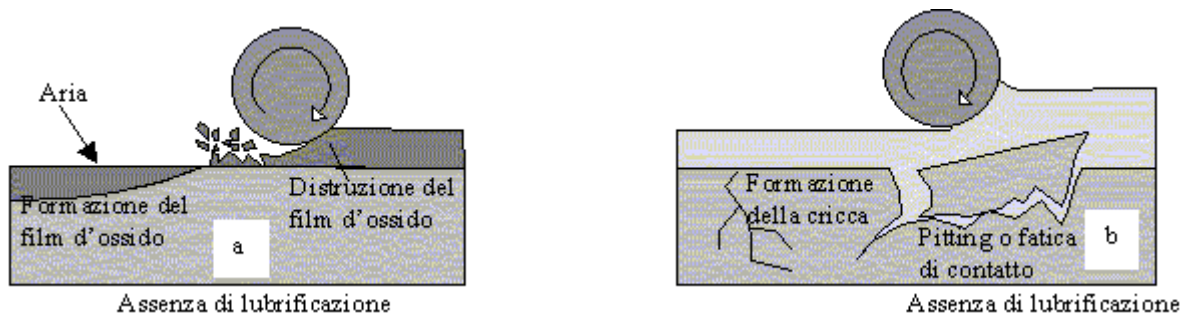


Fig. 2.15 – Meccanismi di usura durante il rotolamento [19]

### *Fretting wear*

Il fenomeno del fretting si ha nei casi in cui scorrimenti alternativi di piccola ampiezza tra due superfici in contatto avvengono per un gran numero di cicli. Questo porta a due forme di danneggiamento: usura superficiale e deterioramento a fatica. L'estensione dell'usura e del danneggiamento superficiale è molto più grande di quanto faccia pensare l'ordine di grandezza delle distanze di scorrimento. Movimenti reciproci di ampiezza piccola anche 0,1 micrometri possono portare alla rottura del componente quando lo scorrimento è continuato

per un milione di cicli o più [27]. Contatti che sembrano essere privi di movimenti relativi, come connessioni ad interferenza, permettono movimenti relativi dell'ordine dei nanometri quando sono applicati carichi alternati e oscillanti. Tali movimenti sono molto difficili da eliminare e il risultato a cui portano è il fretting. Usura e fatica da fretting sono presenti in quasi tutte le macchine e sono la causa della rottura di molti diversi componenti robusti. Una delle caratteristiche fondamentali del fretting è che i detriti prodotti dall'usura sono spesso trattenuti all'interno della zona di contatto a causa della piccola ampiezza dello scorrimento. L'accumulo di detriti separa gradualmente le due superfici e, in alcuni casi, può contribuire ad accelerare il processo. Il fenomeno del fretting può essere accelerato ulteriormente dalla corrosione, dalla temperatura e da altri effetti. Da studi su questi fenomeni è stato rilevato che, diversamente da altre forme di usura, l'incidenza dei problemi di fretting nelle macchine non sono diminuiti nel corso del decennio passato. La fatica da fretting rimane un importante, ma largamente sconosciuto, fattore nella frattura di componenti caricati ad un basso livello di sforzi. Una conoscenza del fretting è quindi essenziale per ogni ingegnere o tecnico interessato all'affidabilità di macchine che quasi sempre contengono un gran numero di contatti di scorrimento di piccola ampiezza.

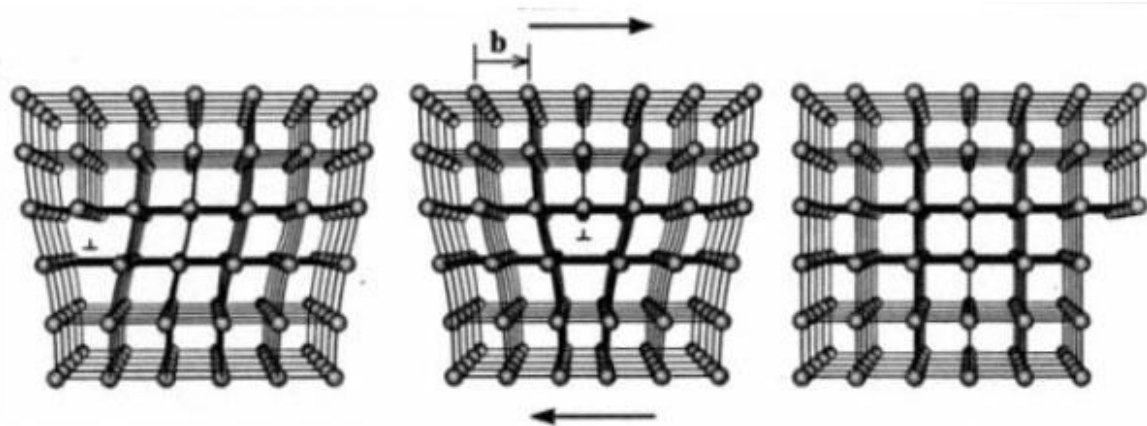
### *Meccanismi di usura minori*

I meccanismi più comuni di usura che sono classificati come minori sono: usura-fusione, usura dovuta a scariche elettriche, usura-diffusione e usura da impatto. Con tecnologie odierne questi meccanismi si osservano piuttosto raramente o in un piccolo numero di casi così che questi fenomeni non sono molto conosciuti, ma con le innovazioni delle tecnologie, questi meccanismi di usura assumono una grossa importanza. Per esempio l'usura-fusione è un risultato diretto delle temperature raggiunte per attrito ed accurati studi rivelano che è molto più comune di quanto si creda. Questa sorprendentemente non è una forma di usura particolarmente distruttiva ed è associata a coefficienti d'attrito moderati. L'usura dovuta a scariche elettriche ha luogo nei motori elettrici e nei contatti dei cavi dei pantografi; questa è una forma di usura particolare, ma molto importante. L'usura-diffusione si verifica quando due materiali diversi sono in contatto ad alta temperatura per attrito, e quindi della materia diffonde da un corpo all'altro. Un classico esempio di questo tipo di usura lo si osserva sugli utensili da taglio quando c'è una temperatura sufficientemente alta da facilitare la diffusione. L'usura ad impatto si ottiene quando un componente impatta o martella contro un altro, nelle trivelle rotanti e martellanti che tagliano le rocce ad alta

frequenza di martellamento, o anche nei contatti elettrici come i relè dove si ha l'impatto tra due componenti.

## 2.5 Incrudimento

L'incrudimento di un materiale metallico può essere definito come l'aumento dello sforzo necessario per proseguire con la deformazione di un materiale che sia stato preventivamente deformato. Si definisce tasso di incrudimento la pendenza della curva sforzo – deformazione. La prima teoria dell'incrudimento si deve al Taylor (1934): assunto che la plasticità di un materiale dipende dal movimento delle dislocazioni, ossia difetti di tipo lineare che si originano in fase di solidificazione, e poiché a seguito di una deformazione plastica il materiale incrudisce, si è intuito che l'incrudimento risultava da un più difficile movimento delle dislocazioni. Le proprietà delle dislocazioni, in particolare la loro capacità di moltiplicarsi sotto l'azione di una sollecitazione applicata e di interagire tra di loro o con altri effetti presenti nel cristallo, come ad esempio atomi di soluto, precipitati e bordi di grano, hanno un ruolo determinante sulle proprietà meccaniche come il limite di snervamento, l'incrudimento, l'allungamento a rottura e la resistenza al creep.



*Fig. 2.16 I– Movimento di una dislocazione.*

La densità di dislocazioni per unità di volume del cristallo è il rapporto tra la lunghezza totale delle dislocazioni e il volume. Si può raggiungere una densità dell'ordine del milione di Km in un  $\text{cm}^3$  di materiale metallico. Essendo la densità estremamente elevata, le dislocazioni si intersecano in vario modo nel cristallo. Poiché gli elettroni di conduzione sono molto sensibili ad eventuali ostacoli, si può avere un'idea quantistica della densità di dislocazioni misurando la resistività elettrica del materiale. Gli atomi prossimi ad una dislocazione occupano una posizione di energia più elevata e questo significa che le dislocazioni possiedono un'energia di deformazione. Da quanto detto si presume che un cristallo esente da difetti dovrebbe



possedere caratteristiche resistenziali elevatissime, prossime ai valori teorici [28]. Quindi la deformabilità plastica di un materiale metallico è correlata alla presenza di dislocazioni e uno scorrimento plastico macroscopico corrisponde all'attraversamento del cristallo da parte di un gran numero di esse. Data l'enorme importanza pratica, è necessario sottolineare il seguente concetto base, ossia che l'incrudimento porta un progressivo indurimento a causa del reciproco bloccaggio delle dislocazioni. Questo comporta che per la prosecuzione della deformazione si dovranno applicare carichi sempre maggiori, fino a quando non si raggiungerà eventualmente la rottura del materiale. Data l'estrema importanza sia della struttura cristallina che del bordo dei grani, è necessario affrontare lo studio della deformazione plastica considerando separatamente i materiali metallici monocristallini e policristallini.

### 2.5.1 Teoria dell'incrudimento in un monocristallo

Per chiarire i fenomeni che si verificano durante la deformazione di un monocristallo si consideri la curva sforzo-deformazione di un materiale CFC.

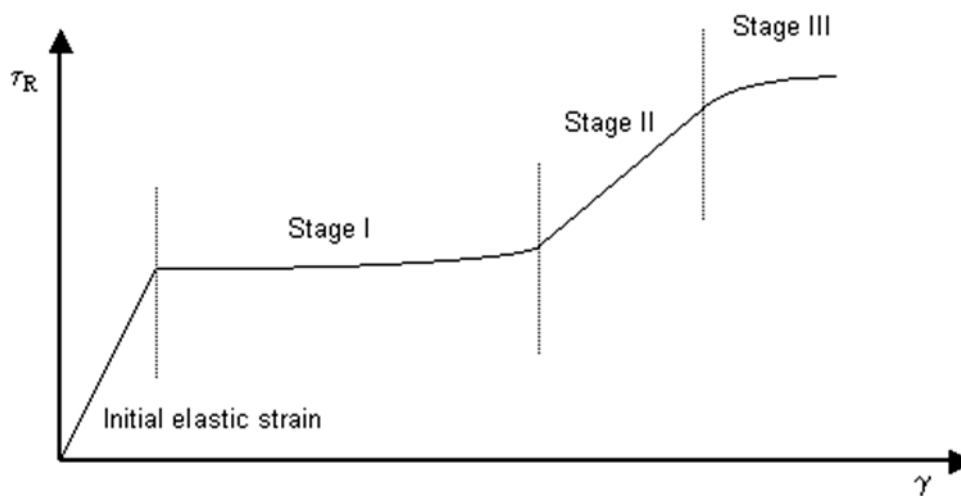
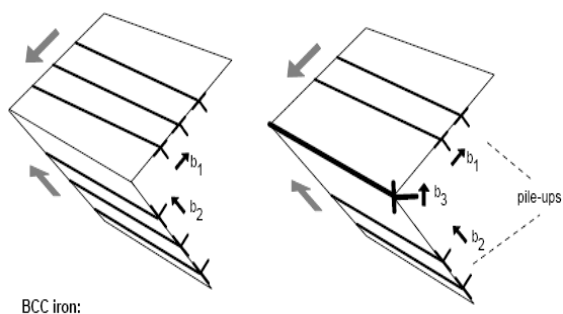


Fig. 2.17 – Curva sforzo-deformazione di un materiale CFC.

Inizialmente (primo stadio) il movimento delle dislocazioni avviene sui piani di facile scorrimento, detti primari, che sono differenti a seconda della struttura cristallina. Le dislocazioni scorrono su una sola serie di piani paralleli, senza interagire con le dislocazioni di altri sistemi e parte di esse fuoriescono dal cristallo. In questa fase si ha un aumento della densità di dislocazioni con conseguente facile deformazione, ma anche con relativamente bassa possibilità di interazione tra di esse. Si ha un modesto incrudimento che è dovuto soltanto all'interazione di tipo elastico tra dislocazioni che scorrono su piani paralleli senza incontrarsi. Al crescere dello sforzo applicato diventano attivi più sistemi di scorrimento

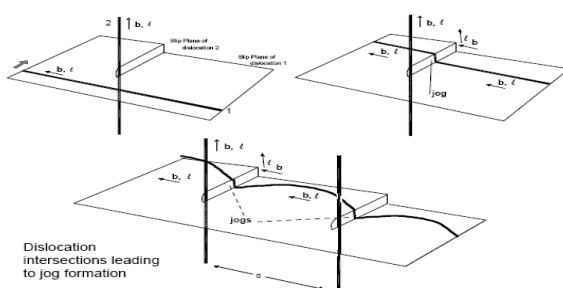
contemporaneamente (secondo stadio), in quanto si attivano anche i piani di scorrimento secondari. In condizioni di rapido incrudimento le dislocazioni che agiscono su un sistema di scorrimento possono interagire con quelle di altri sistemi, con formazione di barriere (ad esempio dislocazioni di Lomer-Cottrell), che si oppongono al moto di altre dislocazioni. Le dislocazioni non riescono quindi a muoversi su grandi distanze a causa del gran numero di barriere che esse incontrano su altri sistemi di scorrimento. All'aumentare della deformazione un numero sempre maggiore di dislocazioni rimane bloccato entro il cristallo con conseguente aumento dello sforzo locale interno. L'incremento del tasso di incrudimento dipende dalle interazioni tra dislocazioni che scorrono su sistemi di piani diversi. Le interazioni che hanno luogo durante questo stadio possono essere di tipo diverso: intersezioni di dislocazioni con formazione di jog, intersezioni di dislocazioni con formazione di dislocazioni immobili o barriere, di difetti di impilamento e di foreste di dislocazioni. Pertanto lo sforzo applicato deve essere in grado di far muovere le dislocazioni nonostante l'aumento di resistenza provocato dalla presenza di queste nuove irregolarità strutturali. L'andamento lineare del secondo stadio è stato inizialmente interpretato sulla base di più distinte teorie:

- a) *teoria della foresta di dislocazioni*: ipotizza che dislocazioni che vengono ad interagire su piani che si intersecano possono formare dei nodi fissi. Questa rete ostacola il moto delle altre dislocazioni. Il modello della foresta di dislocazioni è nato dall'osservazione al microscopio elettronico di reti di dislocazioni, piuttosto che di impilamenti delle stesse. L'incrudimento è pertanto da attribuirsi ai valori di sollecitazione necessari per superare tale ostacolo.
- b) *teoria di Lomer-Cottrell*: ipotizza che per reazioni di dislocazioni si può avere formazione di dislocazioni con vettore di Burgers non giacente nel piano di scorrimento. Queste sono incapaci di scorrere e pertanto si bloccano e bloccano anche le successive dislocazioni emesse dalle sorgenti. Contro di esse si accumulano le successive dislocazioni. Lo sforzo necessario per aumentare la deformazione cresce notevolmente perché deve riuscire a far muovere le dislocazioni bloccate contro le barriere.



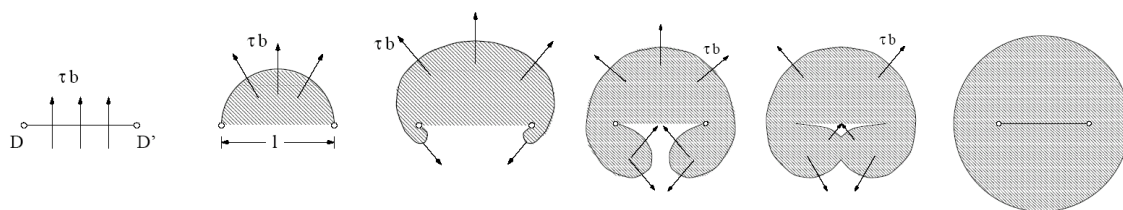
**Fig. 2.18 – Rappresentazione della teoria di Lomer-Cottrell**

- c) *teoria dei jog*: si afferma che nelle interazioni tra dislocazioni che scorrono su diversi sistemi di scorrimento si può avere intersezione di dislocazioni con formazione di jog, che si muovono con difficoltà rallentando il movimento globale delle dislocazioni e quindi aumentando lo sforzo globale per la deformazione.



**Fig. 2.19 – Rappresentazione della teoria dei jog.**

- d) *Sorgente di Frank Read*: dislocazioni bloccate da jogs, da vacanze o da ostacoli di varia natura possono generare ulteriori dislocazioni mediante il meccanismo di Frank-Read.



**Fig. 2.20 – Rappresentazione di una sorgente di Frank Read.**

Attualmente le teorie sono state unificate e si ritiene che il fenomeno dell'incrudimento sia l'effetto di tutti e i fattori descritti. Il risultato di questa serie di fenomeni è una struttura formata da celle, separate da matasse che si sono formate dall'impilamento delle dislocazioni. All'aumentare della deformazione si ha un tasso di incrudimento decrescente (terzo stadio): questo è dovuto all'entità sforzo, così elevato da far muovere le dislocazioni rimaste bloccate nel cristallo in seguito ai fenomeni che avvengono nel secondo stadio. Si ritiene che il cross-slip sia il principale processo mediante il quale le dislocazioni rimaste bloccate dalle barriere

possono di nuovo muoversi superando un ostacolo che si trovi sul suo piano di scorrimento, rendendo così più facile la deformazione. Nel passaggio dal secondo al terzo stadio si ha inoltre un altro fenomeno, detto recupero dinamico. Si tratta di una forma di riduzione della velocità di impilamento delle dislocazioni dovuta ad un processo di annichilimento delle dislocazioni stesse durante lo scorrimento. Questo fenomeno rende meno stabili le matasse di dislocazioni e riduce la velocità di incrudimento ottenuta nel secondo stadio. Il recupero dinamico dipende dalla stabilità delle matasse di dislocazioni e dalla dimensione delle celle.

### **2.5.2 Incrudimento dei materiali metallici policristallini**

Il comportamento alla deformazione di un policristallo è differente da quello di un monocristallo per la presenza dei bordi intergranulari. In un policristallo ogni grano è orientato diversamente rispetto alla direzione di applicazione del carico e tenderà quindi a deformarsi in un modo diverso rispetto agli altri: il reale comportamento alla deformazione del singolo grano sarà condizionato dal comportamento alla deformazione dei grani adiacenti. La curva sforzo deformazione di un materiale policristallino presenta un più elevato valore dello sforzo necessario a produrre una certa deformazione, rispetto ai valori osservati nei materiali monocristallini. Nei processi d'incrudimento dei materiali metallici policristallini la struttura del bordo dei grani è fondamentale: assunto che nei materiali policristallini lo scorrimento avviene su più serie di piani cristallografici, quando in uno dei grani si ha scorrimento con movimento delle dislocazioni sul loro piano di scorrimento, le dislocazioni giunte nel bordo del grano stesso, non possono proseguire al grano adiacente, che presenta i piani di scorrimento diversamente orientati, e pertanto si accumulano formando un impilaggio. Questo provoca un ulteriore incrudimento del materiale. Quando, per carichi applicati di maggiore entità, lo scorrimento può avvenire su piani e direzioni diverse, il movimento delle dislocazioni può proseguire nei grani vicini, dove ora è più facile che esse possano trovare piani di possibile scorrimento.

### **2.5.3 Incrudimento in presenza di una fase secondaria**

Nel caso di una lega costituita da una matrice con particelle di una fase diversa, che nel caso degli acciai Hadfield potrebbero essere ricondotte a particelle di carburi o nitruri, quando la dislocazione incontra questo ostacolo si possono presentare tre casi:

- a) *Teoria di Ashby* (ostacolo con particelle e/o precipitati coerenti): la dislocazione può tagliare la particella quindi la tensione di deformazione della lega è quella della

matrice senza precipitati più un termine addizionale che va speso per vincere il campo tensionale nell'intorno della particella. Infatti nell'intorno della particella, che ha parametri reticolari diversi, sono presenti tensioni dovute alle dilatazioni volumetriche introdotte dalla particella di precipitato. Inoltre, differenti sono le proprietà meccaniche di matrice e particella.

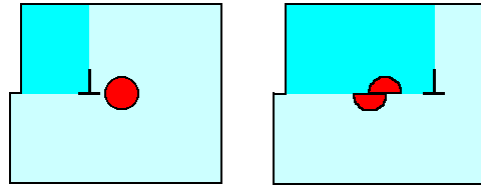


Fig. 2.21 – Rappresentazione della teoria di Ashby

- b) La dislocazione supera la particella per scorrimento deviato.
- c) *Meccanismo di Orowan*, nel quale si ha il passaggio di una dislocazione attraverso un cristallo con fasi precipitate incoerenti secondo il meccanismo rappresentato nella figura seguente. La dislocazione oltrepassa l'ostacolo e può continuare il suo cammino spontaneamente, cioè continua la deformazione del cristallo, lasciandosi dietro una dislocazione ad anello intorno al precipitato. Con ciò l'azione di ostacolo al moto delle successive dislocazioni aumenta, aumentando il valore della tensione necessaria a proseguire la deformazione. Per avere caratteristiche meccaniche elevate occorre avere particelle di precipitato piccole e numerose. Questo fenomeno viene chiamato indurimento per precipitazione o per dispersione, cioè aumento di resistenza meccanica di un materiale conseguente alla precipitazione di piccole particelle di una seconda fase più dura, all'interno della matrice, che ostacolano il moto delle dislocazioni attraverso il materiale.

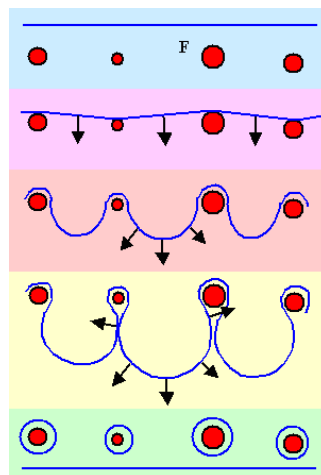


Fig. 2.22 – Meccanismo di Orowan

Nell'interazione matrice - particella sarà attivo uno dei tre meccanismi presentati: se il precipitato è tenero verrà tagliato, altrimenti si verificherà il secondo o il terzo meccanismo. Nel primo caso si ha un elevato carico di snervamento, ma un basso tasso di incrudimento; nel terzo caso si ha un elevato tasso di incrudimento.

## 2.5.4 Incrudimento acciai Hadfield

Il notevole successo ottenuto dagli acciai Hadfield sta nella combinazione di grande tenacità e durezza superficiale. Lavorazioni meccaniche a freddo consentono di ottenere un elevato incrudimento superficiale, che è fondamentale per l'ottenimento delle proprietà di durezza superficiale che comportano una grande resistenza ad usura.

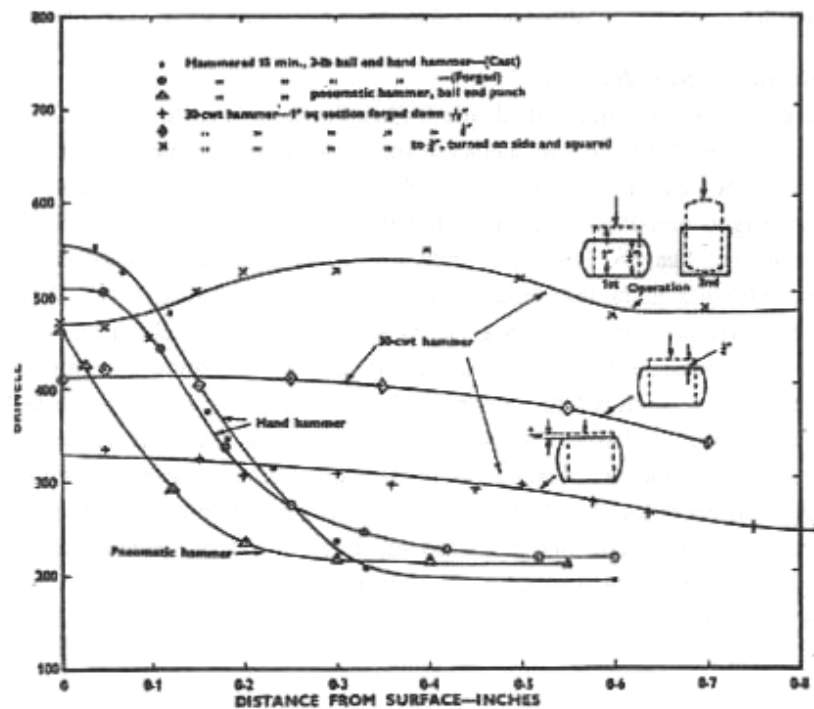


Fig. 2.23 – Durezza e profondità dello strato incrudito in funzione del metodo di incrudimento. [29]

La profondità dello strato incrudito e l'entità dell'incrudimento dipendono dal tipo e dall'intensità della lavorazione effettuata sull'acciaio. Ad esempio, la pallinatura produce uno strato incrudito molto duro ma poco profondo, viceversa con l'impatto violento si ha uno strato meno duro ma più profondo. In linea generale, più elevata è la sollecitazione alla quale l'acciaio è sottoposto e più elevata sarà la durezza superficiale ottenuta, che può superare i 500 HB. Il processo di incrudimento superficiale è favorito dalla presenza di Carbonio disperso nella matrice austenitica. Gli atomi di Carbonio, spostandosi tra le varie vacanze che si formano nel grano in seguito alle sollecitazioni, costituiscono una barriera al moto delle

dislocazioni nei piani di scorrimento. È quindi importante mantenere il Carbonio ben disperso nella matrice austenitica e questo spiega l'importanza del trattamento di tempra dopo la solubilizzazione [30]. Altre ragioni che portano all'indurimento superficiali possono essere ricondotte alla formazione di martensite o alla presenza di altre fasi, come i carburi e i nitruri, lungo i piani di scorrimento.

### 2.5.5 Trasformazione martensitica

Durante l'incrudimento dovuto alla deformazione, come appena citato, si può verificare la trasformazione micro strutturale della fase austenitica in quella martensitica. Le trasformazioni che portano alla formazione delle fasi  $\epsilon$  o  $\alpha_m$ , passano attraverso la formazione di un agglomerato formato da un impilamento di dislocazioni. Generalmente, in acciai con alto contenuto di Manganese e basso contenuto di Carbonio si ha la formazione della fase  $\epsilon$ , mentre in acciai ad alto contenuto di Carbonio e basso contenuto di Manganese si ha la formazione della fase  $\alpha_m$ . Le strutture costituite da  $\gamma + \epsilon$  sono interessanti per la loro amagnetività e hanno una buona saldabilità, mentre quelle costituite da  $\gamma + \alpha_m$  sono interessanti per la resistenza ad usura e all'abrasione. Per quanto riguarda la cinetica di trasformazione  $\gamma \rightarrow \epsilon$  non sono stati effettuati molti studi, mentre esistono numerose pubblicazioni per quanto riguarda la cinetica di trasformazione  $\gamma \rightarrow \alpha_m$ . [31] [32].

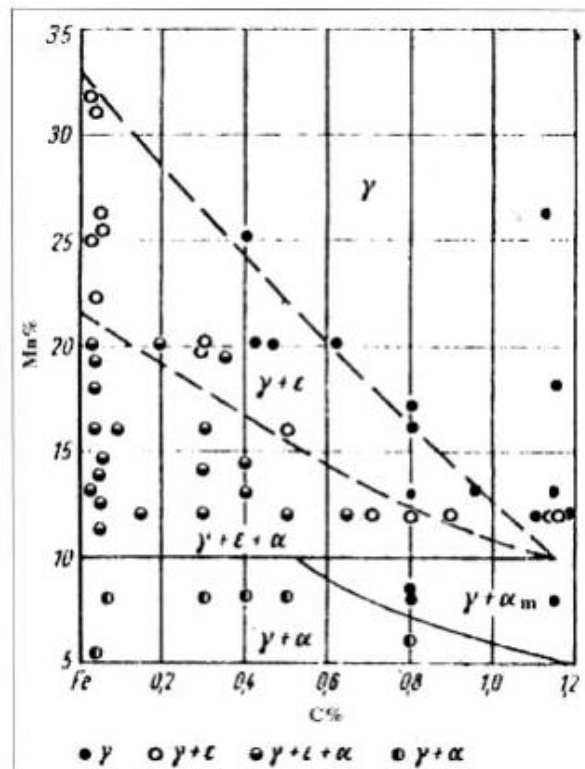


Fig. 2.24 – Diagramma Fe-Mn-C dopo deformazione plastica a temperatura ambiente.

Il volume della fase  $\alpha_m$  aumenta lentamente all'inizio della deformazione. L'incremento di volume durante la formazione della martensite produce tensioni sul materiale a causa della differenza di densità tra la martensite formatasi e la fase austenitica. Questo va a favorire la trasformazione martensitica e la percentuale di martensite aumenta rapidamente. Il volume di austenite e i siti di nucleazione della fase  $\alpha_m$  diminuiscono all'aumentare del contenuto di martensite e la trasformazione raggiunge un punto di saturazione.

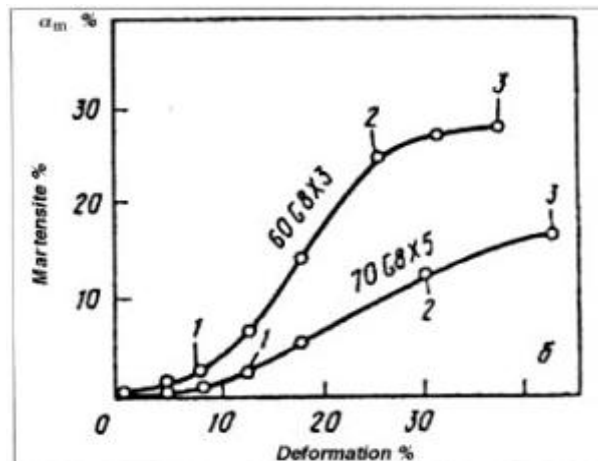


Fig. 2.25 – Relazione tra il volume di martensite indotta dalla deformazione e la deformazione percentuale.  
 60G8X3: 0.6% C, 8% Mn, 3% Cr;  
 70G8X5: 0.7% C, 8% Mn, 5% Cr.

La cinetica di trasformazione e la percentuale di martensite dipende dall'instabilità dell'austenite e dalla temperatura alla quale avviene la deformazione. All'aumentare della temperatura si ha una diminuzione della percentuale di martensite. La presenza di martensite indotta dalla deformazione è un argomento soggetto a dibattiti: la martensite è stata raramente osservata al microscopio elettronico e raramente identificata ai raggi X. Gli autori di questi studi ritengono che la deformazione non cambi la struttura austenitica, ma che la martensite eventualmente presente sia causata da decarburazione o dalla segregazione di elementi gammageni. Tuttavia, studi dettagliati sulle proprietà magnetiche hanno rivelato un che gli acciai Hadfield diventano ferromagnetici dopo l'incrudimento e questo cambiamento potrebbe essere ricondotto alla trasformazione martensitica. In ogni caso, la martensite eventualmente presente nell'acciaio, ottenuta per incrudimento o raffreddamento al di sotto del punto  $M_s$ , si presenta in forma piastri facili da osservare al microscopio ottico.



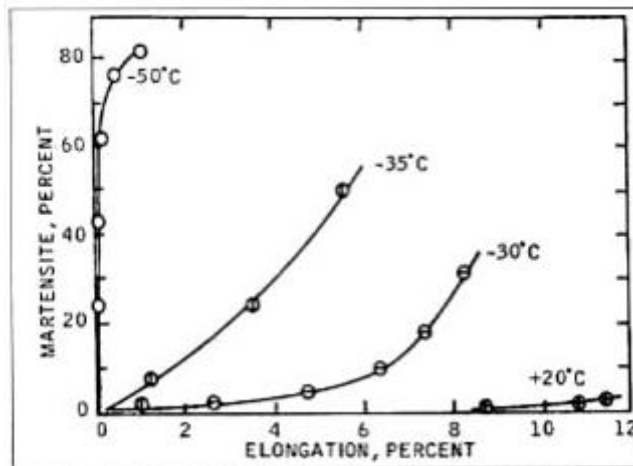


Fig. 2.26 – Effetto di temperatura e deformazione sulla % di Martensite di un acciaio con 0.78 % di C e 6.16 % di Mn.

## 2.6 Resistenza alla corrosione

Gli acciai Hadfield presentano una bassa resistenza alla corrosione e all'ossidazione e per questo viene aggiunto alla lega Cromo o Alluminio e in combinazione con Silicio. L'effetto del Cromo nella resistenza all'ossidazione in ambienti ossidanti o clorurati è ben conosciuto: acciai con contenuto di Carbonio inferiore all'1%, Manganese compreso tra il 5 e il 10%, Cromo tra 14 e 16% e Molibdeno inferiore al 3%, sono stati studiati al fine di ottenere una elevata resistenza all'abrasione in ambienti ostili. Acciai con l'1% di Carbonio, 30% di Manganese, 1% di Silicio e 10% di Alluminio presentano un'eccellente resistenza alla corrosione, in particolare alla tensocorrosione in acqua di mare, e un'eccellente resistenza alla cavitazione. Questa tipologia è stata quindi proposta in sostituzione agli ottoni per la produzione di eliche navali.

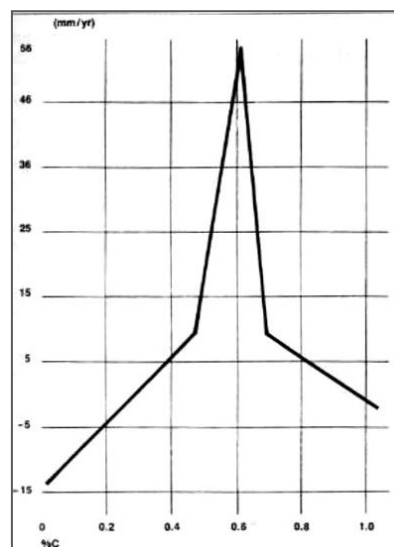
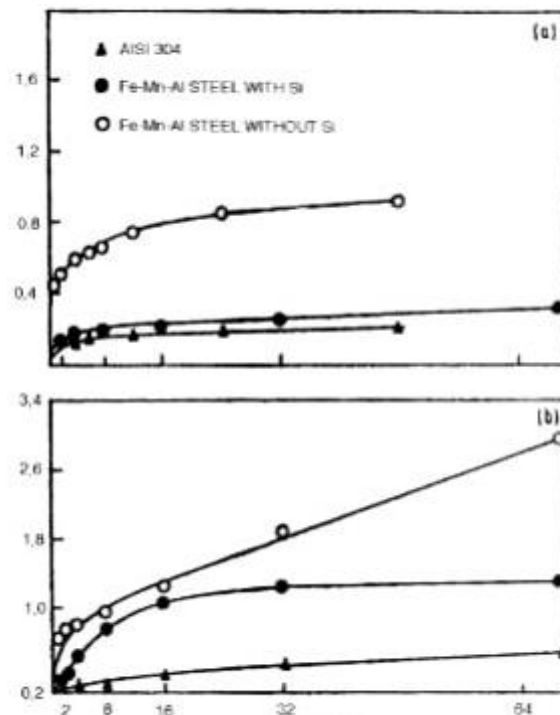


Fig. 2.27 – Effetto del contenuto di Carbonio sulla Corrosione di un acciaio con il 30% di Mn, 10 % di Al e 1% di Si in acqua di mare.

La resistenza all'ossidazione degli acciai austenitici al Manganese aumenta di 10 volte aumentando il contenuto di Cromo dal 5 al 10%. Tuttavia, se il tenore di Cromo è superiore al 3%, in fase di tempra tra 500 e 700°C, i carburi di Cromo precipitano a bordo grano e il materiale, dopo raffreddamento, diventa fragile e suscettibile alla tensocorrosione. Una diminuzione del contenuto di Carbonio accompagnata da un aumento del contenuto di Cromo riduce la precipitazione di Carburi intergranulari, diminuendo gli effetti negativi appena citati. Gli acciai al Manganese utilizzati per la produzione di valvole per motori a combustione e per stampi per la forgiatura di Titanio, sono prodotti commerciali caratterizzati da un tenore di Cromo del 21%, basso tenore di Carbonio (0,5 – 0,7%) e un tenore di Manganese compreso tra il 6 e l'11%, regolato mediante l'aggiunta di Azoto e, a volte, di Nichel. Questi acciai presentano una maggiore resistenza alla corrosione a caldo in atmosfere contenenti gas sulfurei, rispetto agli acciai austenitici al Nichel. La resistenza all'ossidazione a 700°C degli acciai con lo 0,95% di Carbonio, 31% di Manganese, 7,5% di Alluminio e l'1,3% di Silicio è di poco inferiore a quella dell'acciaio inossidabile AISI 304. A temperature maggiori si ha un netto peggioramento della resistenza alla corrosione e già a 800°C la resistenza dell'AISI 304 è decisamente più elevata [33].



*Fig. 2.28 – Comportamento in ambiente corrosivo di acciai al Mn senza Cr, con 1.3% di Si e senza Si, confrontati con l'AISI 304. (a) 700°C (b) 800°C.*

## 2.7 Caratteristiche fisiche

Le caratteristiche fisiche che sono di interesse nei campi in cui questi acciai vengono applicati sono la permeabilità magnetica e il coefficiente di espansione. Negli acciai Hadfield utilizzati per applicazioni amagnetiche la permeabilità magnetica deve essere inferiore a 1,02 H/m. Gli acciai che rientrano nei domini delle fasi  $\gamma$  e  $\gamma + \epsilon$  soddisfano ampiamente questo requisito; nel caso si verifichi la precipitazione di carburi del tipo  $M_3C$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  e  $MC$  la permeabilità magnetica non varia. Essa aumenta però con la formazione di perlite. L'altra caratteristica importante, già citata, è il coefficiente di espansione  $\alpha$ , che tra 0 e 100°C dipende dalla composizione dell'acciaio e dalla percentuale di martensite  $\epsilon$  secondo la seguente equazione:

$$\alpha = 19,72 + 2,32 \%C + 1,39 \%N - 0,31 \%Mn + 0,028 (\%Cr)^2 - 0,41 \%Cr + 0,14 \% \epsilon (10^{-6} C^{-1})$$

Generalmente si utilizza però un'equazione più semplice che dipende solamente dal contenuto di Carbonio e Manganese:

$$\alpha = 17,66 + 3,82 \%C - 0,22 \%Mn (10^{-6} C^{-1})$$

Questa equazione vale per un intervallo di concentrazioni definito: per il Manganese va dal 10 al 50% e per il Carbonio va dallo 0,02 all'1%. [34]. Utilizzando queste equazioni è possibile prevedere il coefficiente di espansione a seconda della composizione, e così si può regolare il valore aggiustando la composizione dell'acciaio. Si possono in questo modo ottenere acciai Hadfield con un coefficiente di espansione più basso rispetto agli acciai al carbonio da costruzione. Il basso coefficiente di espansione degli acciai al Manganese ad alto contenuto di Carbonio è attribuito all'effetto magnetostrittivo sul volume esercitato dalla deformazione che subiscono quando soggetti a sollecitazione, al di sotto di una certa temperatura, detta temperatura di Néel, alla quale si ha l'annullamento delle variazioni di volume dovute alla vibrazione del reticolo atomico. I coefficienti di espansione degli acciai Hadfield e di alcuni acciai austenitici al Manganese con basso tenore di carbonio sono mostrati nella tabella sottostante.

Intervallo di temperatura (°C)	0/100	0/200	0/400	0/600	0/800	0/1000
<b>Acciai Hadfield</b>	18,0	19,4	21,7	19,9	21,9	23,1
<b>0,6 C – 30 Mn</b>	11,0					
<b>0,6 C – 14 Mn – 2 Ni – 2 Cr – 0,002 N</b>	16,2					
<b>0,6 C – 18 Mn – 1 Cr – 1 Ni – 1 V – 0,003 N</b>	13,0	20,0		22,0		
<b>AISI 304</b>	17,3					

## 2.8 Riepilogo

Una volta approfondite le caratteristiche degli acciai Hadfield, sia dal punto di vista metallurgico che dal punto di vista meccanico e fisico, vengono ora riassunte le proprietà che hanno permesso a questa tipologia di acciai di estendere il loro impiego in diversi campi di applicazione. Riepilogando, essi sono caratterizzati da:

- Un'elevata capacità di incrudimento;
- Un'elevata resistenza all'usura quando sono sottoposti a sollecitazioni superficiali in grado di causare incrudimento;
- Un'elevata tenacità dopo il trattamento di solubilizzazione;
- La possibile amagneticità per l'applicazione in particolari campi;
- Una buona saldabilità utilizzando elettrodi a minor contenuto di C, dove la struttura austenitica viene mantenuta mediante l'aggiunta di elementi come ad esempio il Nichel;
- La lavorabilità alle macchine utensili è invece nulla e perciò si utilizzano nei casi in cui il pezzo finito è prodotto in getti o mediante lavorazioni a caldo o di mola;
- La presenza di riprecipitazione alle elevate temperature.

Le proprietà elencate rendono questo acciaio adatto alla costruzione di macchine o di parti di macchinari per l'industria edile e mineraria, per le cave, per le trivellazioni, per cementifici, per la fabbricazione di laterizi e per parti di frantoi, draghe, macine, granulatori, casseforti, sfere e corone di mulini, cingoli, aghi per scambi ferroviari eccetera.

### 3. Processo di Frantumazione

In questa parte vengono introdotti alcuni concetti base nel campo della preparazione dei materiali rocciosi. Dopo l'estrazione del materiale dalla cava viene condotta una serie di operazioni per trasformare il materiale grezzo in prodotto finito o in materia prima impiegabile in successivi processi industriali. Generalmente, una delle prime operazioni che viene effettuata è la riduzione dimensionale del materiale. Si definisce quindi comminazione o frantumazione l'insieme delle operazioni aventi lo scopo di ridurre dimensionalmente un materiale e di suddividerlo in più corpi distinti attraverso l'applicazione di energia meccanica [35]. A seconda delle dimensioni finali del materiale prodotto si può avere:

- la frantumazione, per prodotti di dimensioni minime dell'ordine di 1 mm;
- la macinazione, per granulometrie più fini, di dimensioni dell'ordine di 1 micron.

La necessità di svolgere questo tipo di processi è dovuta alle seguenti motivazioni:

- esigenze di mercato: la vendita è infatti possibile solo realizzando materiali caratterizzati da particolari dimensioni e classificati secondo criteri richiesti a livello commerciale;
- esigenze funzionali: con la riduzione dimensionale si favorisce la manipolazione, il trasporto e lo stoccaggio del materiale;
- necessità di estrarre un particolare componente: un agglomerato roccioso può essere costituito da più componenti e la scomposizione di un ammasso di roccia in parti di dimensioni minori può favorire la separazione delle varie specie;
- necessità di aumentare la superficie specifica del materiale: questo viene effettuato ad esempio per favorire alcuni processi di trattamento del materiale, come ad esempio l'avvenimento di una reazione chimica o del processo di sinterizzazione.

La riduzione del materiale avviene grazie all'applicazione di forze che possono agire singolarmente o in maniera combinata. In un processo industriale si possono avere forze di compressione, urto, taglio e flessione, che generano sollecitazioni meccaniche sulle rocce. Dopo un certo numero di deformazioni elastiche, plastiche o elastoplastiche si giunge alla rottura del materiale, nel momento in cui la deformazione raggiunta supera un certo valore di soglia.

### 3.1 Cenni teorici su classificazione e curve granulometriche

Prima di procedere con la trattazione, vengono definiti alcuni strumenti e parametri fondamentali per la caratterizzazione e la comprensione del processo di frantumazione.

Definiamo diametro equivalente di una particella rocciosa il diametro della sfera avente lo stesso volume della particella reale considerata. Appurato questo concetto si può definire il rapporto di riduzione  $n$  come il rapporto tra la dimensione  $D$  del materiale in ingresso al processo di frantumazione e la dimensione  $d$  del prodotto finale ottenuto. Il rapporto di riduzione può essere definito quindi nel seguente modo:

$$n = \frac{D}{d}$$

Nel caso in cui il materiale sia composto da differenti granulometrie, il rapporto di riduzione viene calcolato nel seguente modo:

$$n = \frac{D_{80}}{d_{80}}$$

dove  $D_{80}$  e  $d_{80}$  indicano le ipotetiche dimensioni della maglia di un setaccio attraverso il quale passa rispettivamente l'80 % del materiale in ingresso al processo e l'80 % del materiale ottenuto dopo la comminazione. Il rapporto di riduzione è il principale parametro di riferimento nella scelta di un determinato tipo di frantoio o mulino. In genere nella macinazione si ha un rapporto di riduzione maggiore rispetto alla frantumazione.

L'analisi granulometrica è l'operazione che consente di valutare le dimensioni di un insieme di elementi solidi e di rappresentarle in forma grafica [36]: le percentuali dei frammenti delle varie dimensioni si distribuiscono secondo curve ben distinte chiamate curve granulometriche. Per effettuare queste analisi si utilizza una pila di setacci, in genere sette o otto, con dimensione delle maglie decrescente, posti in successione prestabilita secondo le norme UNI. Il materiale viene posto sul primo setaccio e quindi la pila, chiusa da un coperchio, viene inserita in una setacciatura che, una volta azionata, imprime una vibrazione orizzontale e verticale in modo da favorire il passaggio del materiale frantumato attraverso le maglie. Terminata la setacciatura, che dura per un tempo di circa 20 minuti, il materiale trattenuto da ogni maglia viene pesato e ne viene calcolata la frazione percentuale rispetto al peso totale.

$$f_i = \frac{p_i}{p_{tot}} 100$$

dove  $p_i$  rappresenta il peso trattenuto da ciascuna maglia e  $p_{tot}$  è il peso totale del materiale su cui è stata effettuata l'analisi granulometrica. Per chiarire i concetti descritti riporto il seguente esempio di analisi granulometrica, inserito nella tabella seguente:

Setaccio	Trattenuto	Trattenuto	Trattenuto Cumulato	Passante
[mm]	[g]	[%]	[%]	[%]
20	0	0,0%	0,0%	100,0%
16	0	0,0%	0,0%	100,0%
8	7,6	1,0%	1,0%	99,0%
4	50,5	6,5%	7,4%	92,6%
2	128,6	16,5%	23,9%	76,1%
1	216,1	27,7%	51,6%	48,4%
0,5	191,2	24,5%	76,2%	23,8%
0,25	107,3	13,8%	89,9%	10,1%
0,125	48,7	6,2%	96,2%	3,8%
0,0625	19	2,4%	98,6%	1,4%
sotto 0,063	10,9	1,4%	100,0%	0,0%
	779,9	100,0%		

Riportando le frazioni percentuali su un grafico si ottiene una curva che può essere interpolata dando luogo a una gaussiana più o meno regolare.

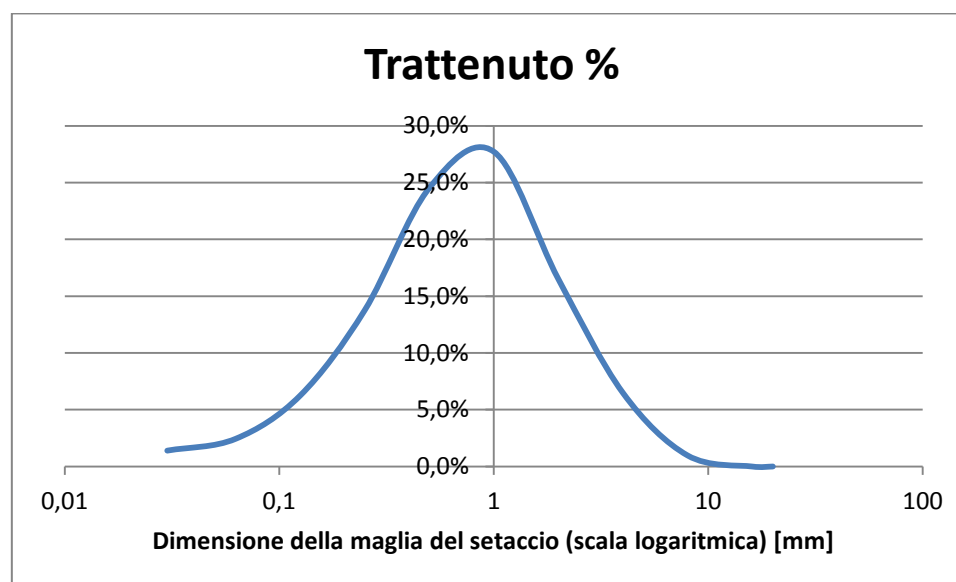


Fig. 3.1 – Grafico del trattenuto % per il caso in esame.

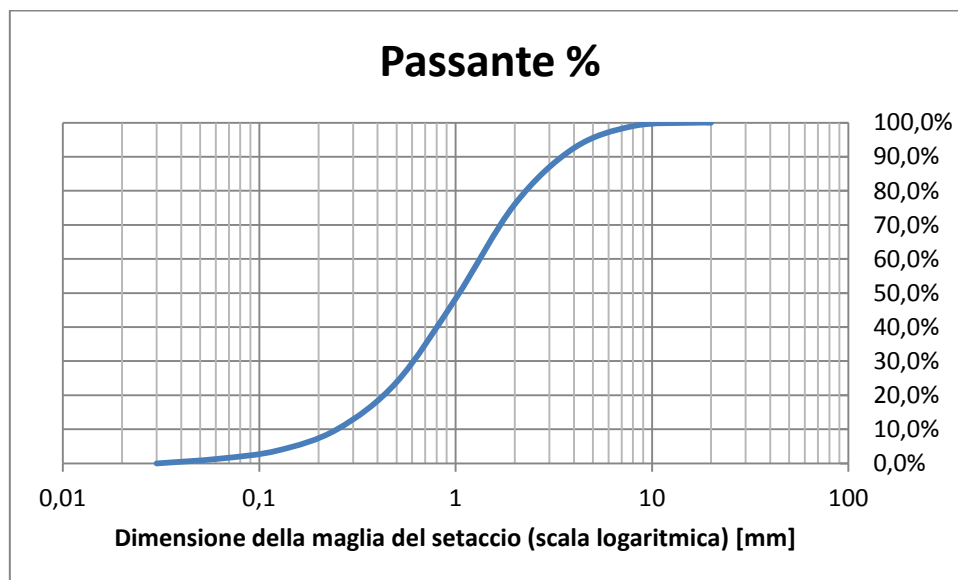
A questo punto si può definire il diagramma più utilizzato nel campo della caratterizzazione granulometrica, ossia la curva granulometrica cumulativa del passante. Si tratta di un diagramma semilogaritmico che si ottiene setacciando una certa quantità di materia prima e riportando il peso cumulativo percentuale del materiale passato attraverso le maglie dei

setacci, in funzione delle dimensioni delle particelle. Il passante percentuale si calcola nel seguente modo:

$$P_i = 1 - T_i$$

dove  $P_i$  e  $T_i$  sono rispettivamente il passante cumulato e il trattenuto cumulato relativi al setaccio  $i$ -esimo.

Nel grafico seguente è rappresentato un esempio della curva appena citata.



*Fig. 3.2 – Grafico del passante % per il caso in esame.*

Tanto più una curva è schiacciata e più è ampio lo spettro delle dimensioni delle particelle, viceversa una curva quasi verticale indica la presenza di una distribuzione di particelle di dimensioni molto vicine ad un certo valore di diametro. Il grafico appena descritto permette di individuare molto rapidamente nel campione quali sono le percentuali di materiale che risultano essere maggiori o minori di una certa dimensione di particelle. Diventa inoltre intuitivo il concetto di  $d_{80}$  precedentemente descritto: è sufficiente tracciare una retta orizzontale alla quota dell'80% di frazione in peso (in ordinata) e verificare la dimensione (in ascissa) in corrispondenza della quale si trova punto di incontro tra la suddetta retta e la curva granulometrica. A volte, al posto del  $d_{80}$  viene utilizzato il  $d_{50}$ : la sua definizione è analoga al  $d_{80}$ , riferita però al 50% del materiale passato.

Il calcolo del  $d_{80}$  viene eseguito secondo la procedura che viene ora riportata.

Prendiamo in considerazione il passante del precedente esempio:



<b>Setaccio</b>	<b>Passante</b>
<b>[mm]</b>	<b>[%]</b>
20	<b>100,0%</b>
6	<b>100,0%</b>
8	<b>99,0%</b>
4	<b>92,6%</b>
2	<b>76,1%</b>
1	<b>48,4%</b>
0,5	<b>23,8%</b>
0,25	<b>10,1%</b>
0,125	<b>3,8%</b>
0,0625	<b>1,4%</b>
< 0,0625	<b>0,0%</b>

Osserviamo che la dimensione di un ipotetico setaccio che lascia passare l'80% del frantumato è compresa tra 4 e 2 mm. Infatti con 4 mm di dimensioni abbiamo un passante del 92.6 %, mentre con 2 mm un passante del 76.1 %. A questo punto, il  $d_{80}$  può essere calcolato nel seguente modo:

$$d_{80} = d_j \exp \left( \frac{\ln \left( \frac{80}{p_j} \right) \ln \left( \frac{d_i}{d_j} \right)}{\ln \left( \frac{p_i}{p_j} \right)} \right)$$

dove

$p_i$  è il valore del passante immediatamente superiore all'80% (in questo caso 92.6%) ;

$d_i$  è il valore della dimensione di maglia corrispondente al passante  $p_i$  (4 mm);

$p_j$  è il valore del passante immediatamente inferiore all'80% (76.1%);

$d_j$  è il valore della dimensione di maglia corrispondente al passante  $p_j$  (2 mm);

Da questo calcolo si ottiene un valore del  $d_{80}$  pari a 2,39 mm, valore che trova conferma anche nel grafico: partendo infatti dalla quota dell'80% dell'asse verticale e spostandoci verso sinistra, si intercetta la curva relativa in corrispondenza di un valore della dimensione di maglia prossimo a quello calcolato.

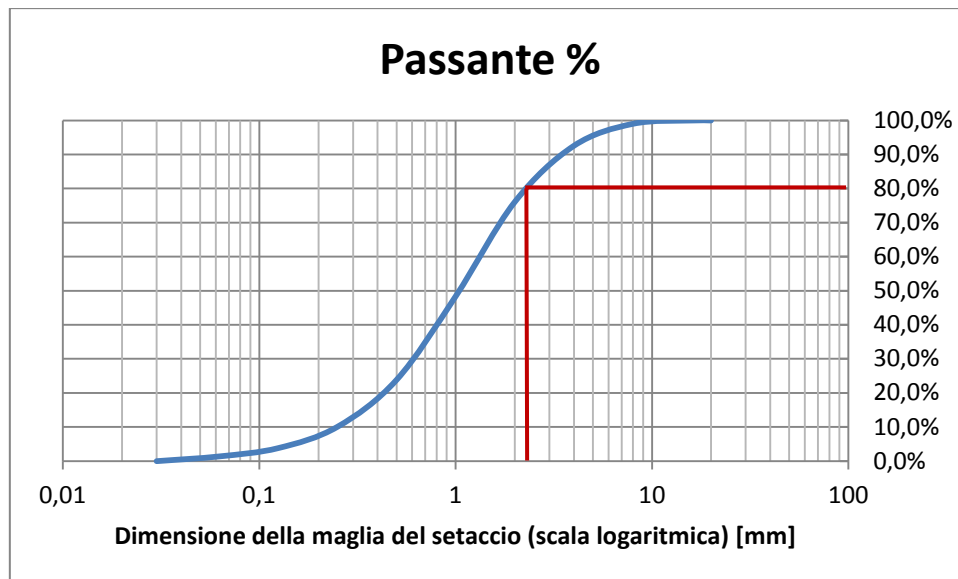


Fig. 3.3 – Metodo grafico per la valutazione del valore del  $d_{80}$ .

Il calcolo del  $d_{50}$  è analogo al  $d_{80}$ , con la differenza che si considerano i valori del passante, con le relative dimensioni, tra i quali è compreso il valore del passante del 50%; la formula inoltre viene modificata nel seguente modo, sostituendo la costante pari a 80 con 50:

$$d_{50} = d_j \exp \left( \frac{\ln \left( \frac{50}{p_j} \right) \ln \left( \frac{d_i}{d_j} \right)}{\ln \left( \frac{p_i}{p_j} \right)} \right)$$

Nel caso in analisi si ottiene un  $d_{50}$  pari a 1,01 mm.

### 3.2 La frantumazione

La frantumazione è un'operazione meccanica che ha lo scopo di ridurre le dimensioni di un materiale di grandi dimensioni in frammenti più piccoli. La frantumazione può essere applicata sia a blocchi unici di materiale di grandi dimensioni che a più frammenti di dimensioni minori, che si vuole ridurre ulteriormente. Come già accennato, questo processo si riferisce alla produzione di frammenti di dimensioni minime di 1 mm.

Questo processo può essere suddiviso in tre operazioni distinte:

- frantumazione primaria o pre-frantumazione: viene effettuata attraverso macchine denominate frantoi primari che effettuano una riduzione dimensionale su blocchi grezzi di materiale, anche di dimensioni molto elevate, al fine di ottenere un prodotto di dimensione dell'ordine dei 100 mm;
- frantumazione: viene effettuata attraverso frantoi che producono materiale di dimensione compresa tra 25 e 100 mm;

- granulazione: viene effettuata attraverso i granulatori, che realizzano un prodotto di dimensione compresa tra i 6 e i 25 mm.

La frantumazione viene generalmente effettuata a secco.

### **3.2.1 I frantoi**

La frantumazione viene condotta attraverso i frantoi. Gli impianti per la riduzione dimensionale sono in genere composti da una serie più o meno numerosa di frantoi che, a partire da blocchi di roccia molto grandi, permettono di giungere a granulometrie finali molto più piccole. I frantoi possono essere classificati nel seguente modo:

- *frantoi a compressione*: fanno parte di questa categoria i frantoi a mascelle, rotativi e a cilindri;
- *frantoi a urto*: ne fanno parte i frantoi a martelli.

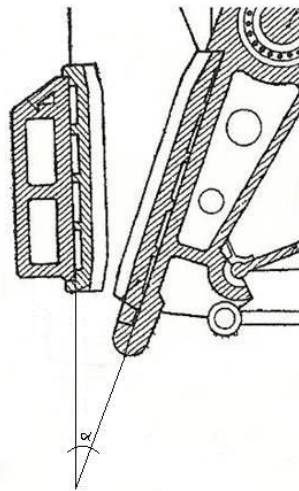
La scelta del tipo di frantoio da utilizzare dipende sia dalla riduzione dimensionale che si vuole ottenere che dalle caratteristiche dell'alimentazione in ingresso al processo. In genere, materiali duri richiedono l'utilizzo di frantoi a compressione, materiali poco abrasivi possono essere trattati con frantoi ad urto, materiali agglomeranti con frantoi a cilindri o a urto.

Vengono ora trattati i vari tipi di macchine appena citati, con cenni sul loro funzionamento.

#### ***Frantoi a Mascelle***

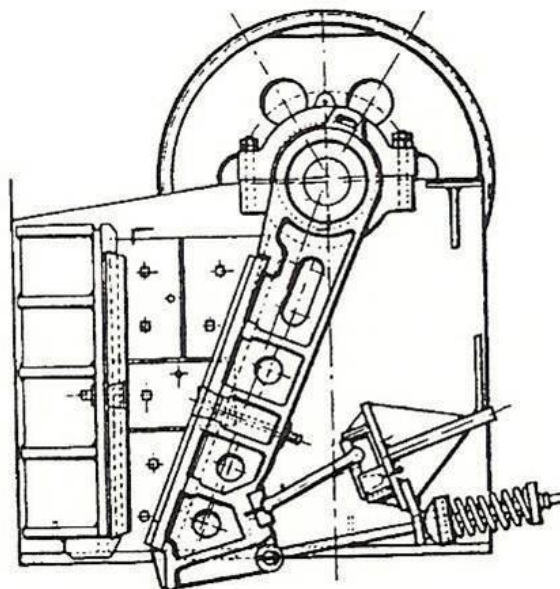
I frantoi a mascelle sono macchine che operano per compressione lenta, applicando sforzi di compressione sul materiale in modo da superarne il limite elastico e portandolo conseguentemente a rottura. Sono costituiti principalmente da due mascelle, di forma rettangolare, tra le quali passa il materiale da frantumare. Una di queste, detta mascella fissa, è collegata al telaio del frantoio, mentre l'altra, detta mobile, si muove grazie ad un albero di comando che le imprime un movimento oscillatorio attorno ad un asse orizzontale. Con l'avvicinamento delle due superfici si ha la rottura del materiale per compressione. La camera di frantumazione è lo spazio compreso tra le due mascelle. Il ritorno della mascella mobile alla posizione di partenza consente alla roccia frantumata di scivolare verso la parte inferiore della mascella dove subiscono un'ulteriore frantumazione con il ritorno della mascella mobile, prima di uscire dall'apertura presente nella parte inferiore del frantoio. La fuoriuscita del materiale è consentita solo quando le dimensioni ottenute sono inferiori a quelle del foro di uscita. Come riportato nella figura, la camera di frantumazione ha una forma particolare

dovuta all'inclinazione della mascella mobile rispetto a quella fissa. L'angolo  $\alpha$  tra di esse, detto angolo di presa, è un parametro fondamentale: al fine di garantire una certa stabilità del materiale tra le due mascelle e permettere una buona frantumazione, esso deve essere inferiore al doppio dell'angolo di attrito  $\varphi$  ( $\alpha \leq 2\varphi$ ). Se questo non avviene il materiale sottoposto alla frantumazione scivola verso l'altro. In genere l'angolo di presa è compreso tra 22 e 33°.

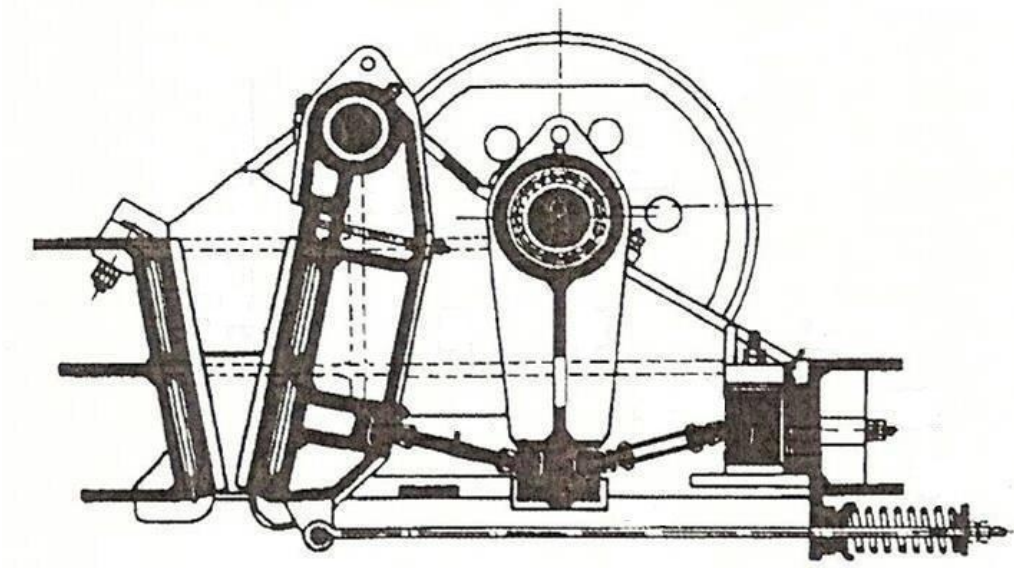


*Fig. 3.4 – Angolo di presa di un frantoio a mascelle.*

I frantoi a mascelle possono essere a loro volta suddivisi in diversi tipi, i più importanti sono quelli a semplice effetto e quelli a doppio effetto. Nel primo caso il punto fisso della mascella mobile è imperniato direttamente all'albero e una rotazione completa di questo permette alla superficie di compiere solamente una sola corsa avanti-indietro, mentre nel secondo caso ad una rotazione completa dell'albero la mascella si apre e si chiude due volte.



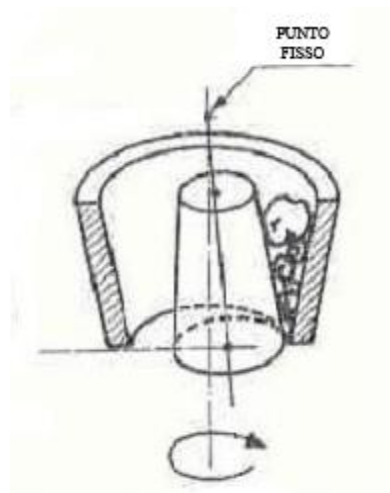
*Fig. 3.5 – Schema di un frantoio a mascelle a semplice effetto.*



*Fig. 3.6 – Schema di un frantoio a mascelle a doppio effetto.*

### *Frantoi rotativi*

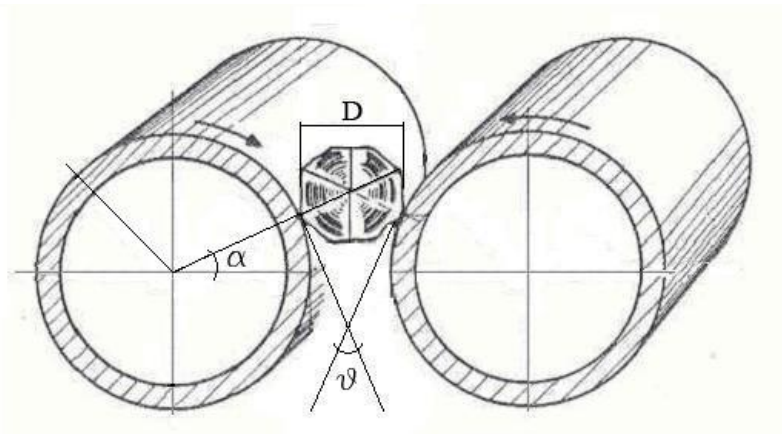
I frantoi rotativi sono macchine nelle quali il materiale da frantumare, rotto per schiacciamento, viene posto tra una parete fissa di forma conica o cilindro-conica ad asse verticale e un corpo conico, dotato di movimento eccentrico, situato all'interno dello spazio delimitato dalle pareti. Il movimento impresso permette l'avvicinamento e l'allontanamento alternato del corpo mobile dalla parete fissa, una volta che il materiale viene frantumato questo scende per gravità in una zona inferiore del frantoio dove viene sottoposto ad una nuova frammentazione. Il funzionamento è simile a quello dei frantoi a mascelle, con la differenza che in questo caso si ha un'azione ininterrotta di azioni alternate di schiacciamento e allontanamento. Nella figura seguente è riportato lo schema del funzionamento base del frantoio rotativo.



*Fig. 3.7 – Schema semplificato di un frantoio rotativo.*

### ***Frantoi a cilindri***

I frantoi a cilindri sono costituiti da una camera di frantumazione compresa tra due cilindri rotanti l'uno verso l'altro attorno ai loro assi orizzontali. Le dimensioni del materiale frantumato è determinata dalla distanza che intercorre tra i due corpi rotanti. I cilindri sono lisci e la frantumazione avviene grazie allo sforzo di compressione lenta da essi esercitata, che causa la rottura del materiale. Anche in questo caso, di fondamentale importanza è l'angolo di presa ( $\vartheta$ ), poiché da esso dipende l'efficienza del processo di frantumazione. Questo è pari al doppio dell'angolo  $\alpha$  che si forma tra la linea orizzontale e il raggio corrispondente al punto di contatto tra il cilindro e il materiale. Come in precedenza, l'angolo di presa deve essere inferiore al doppio dell'angolo di attrito  $\varphi$  ( $\vartheta \leq 2\varphi$ ). Oltre ai frantoi a rulli lisci, esistono altre tipologie di rulli, ad esempio i rulli dentati, nei quali si distinguono varie tipologie di dentature: sporgenze alternate, lame di coltelli, punte più o meno aguzze, piramidi tronche, denti di squalo, ondulazioni. Dentature particolarmente elaborate hanno lo scopo di ottenere una frantumazione perfettamente regolare, con minima produzione di materiale molto fine. I frantoi a cilindri presentano un basso consumo energetico, sono di facile installazione e di scarso ingombro. Richiedono però una sorveglianza continua, un'alimentazione regolare e un'accurata manutenzione a causa dell'usura irregolare dei cilindri.

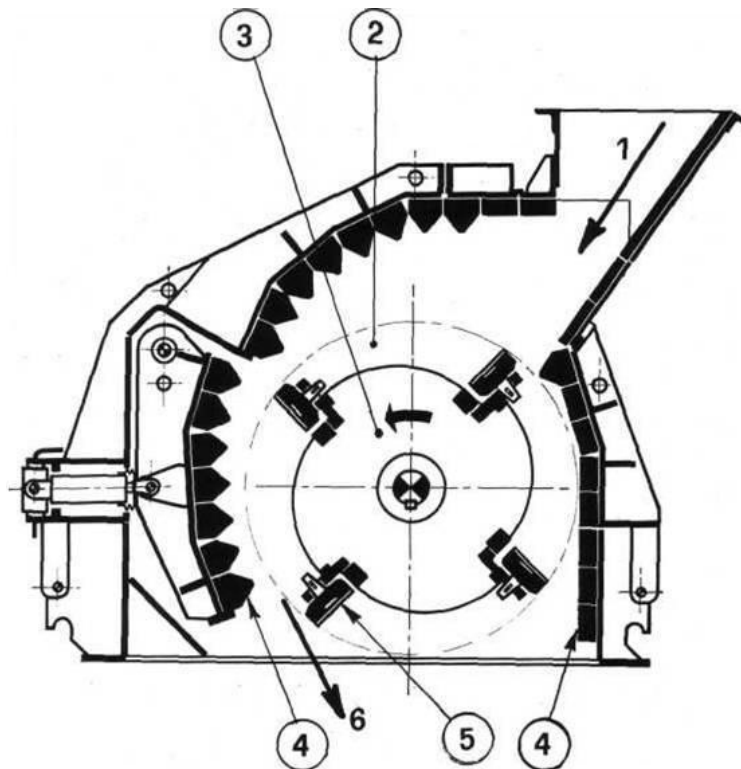


*Fig. 3.8 – Schema semplificato di un frantoio a cilindri.*

### ***Frantoi a martelli***

Nei frantoi a martelli la frantumazione del materiale avviene grazie ad un effetto di shock prodotto dalla rapida applicazione di energia d'urto. Le forze necessarie per la frantumazione del materiale si ottengono accumulando l'energia in volani ruotanti ad elevata velocità e dotati di protuberanze che urtano violentemente contro il materiale roccioso. La rottura si ha quindi sia per effetto dell'azione dinamica esercitata sulla roccia dalle sporgenze, dette martelli, sia di quella statica dovuta alla corazzatura su cui il materiale viene proiettato. I martelli possono essere montati secondo diverse configurazioni e avere quindi una

disposizione a 90 o 180° tra loro. La velocità periferica del rotore varia generalmente tra 15 e 50 m/s. La camera di frantumazione è aperta dall'alto per consentire l'ingresso del materiale.



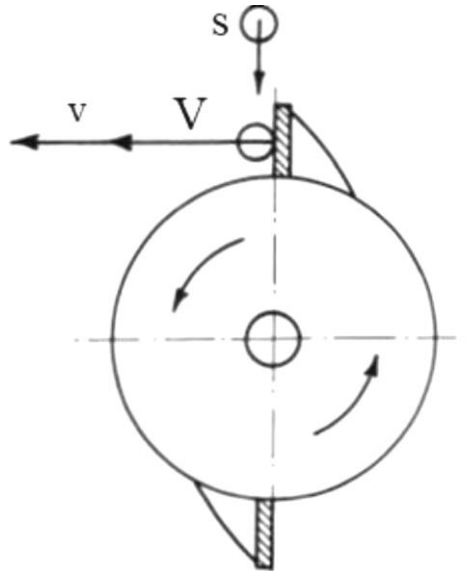
*Fig. 3.9 – Schema di un frantoio a martelli.*

In figura 3.9 è rappresentato lo schema di un frantoio a martelli. Si possono osservare le parti che lo costituiscono:

1. Alimentazione;
2. Camera di frantumazione;
3. Rotore;
4. Piastre di rivestimento;
5. Martelli;
6. Scarico del materiale frantumato.

In figura 3.10 è invece chiarito il meccanismo attraverso il quale avviene la rottura del materiale. Con  $V$  viene indicata la componente tangenziale della velocità dei martelli, mentre  $s$  e  $v$  rappresentano la velocità della particella di materiale rispettivamente prima e dopo l'urto. I frantoi a martelli sono normalmente impiegati negli stadi avanzati del processo di frantumazione, nei quali arriva un materiale già pre-frantumato. L'applicazione della forza d'urto genera una risposta più fragile del materiale rispetto al caso di un'azione di compressione. Di contro, questi frantoi richiedono una maggiore potenza motrice e in condizioni di eccessiva umidità delle rocce la loro capacità di frantumazione viene

notevolmente ridotta. In passato, un problema di questi frantoi stava nella rapida ed eccessiva usura dei martelli in presenza di rocce abrasive, che non ne consentivano l'utilizzo in queste situazioni per i costi troppo elevati. Attualmente, i nuovi materiali messi a punto per la realizzazione dei martelli e delle piastre di rivestimento consente l'utilizzo di questi frantoi anche per la lavorazione di materiali più abrasivi.



*Fig. 3.10 – Particolare di un frantoio a martelli.*

### **3.2.2 I mulini**

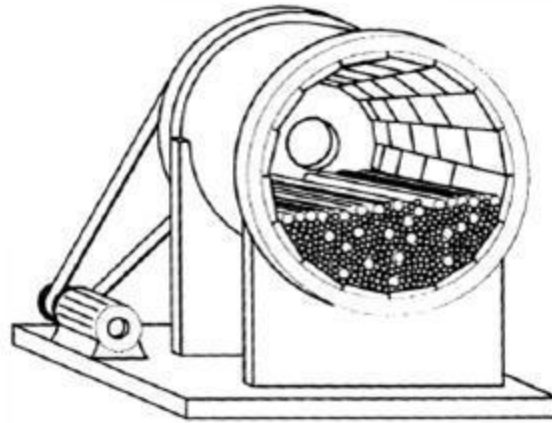
I mulini sono macchine di forma generalmente cilindrica ad asse orizzontale che ruotano a velocità elevata e al cui interno vengono posti dei corpi macinanti. Le dimensioni del materiale in ingresso vengono ridotte grazie all'azione contemporanea di vari tipi di sollecitazioni che possono essere di compressione, urto, taglio e abrasione. I corpi macinanti differiscono tra loro per le dimensioni e la tipologia dei materiali che li costituiscono e generalmente sono tanto più piccoli quanto minori sono le dimensioni del materiale da trattare. I principali mezzi macinanti sono le sfere e le barre.

#### ***Mulini a Barre***

Nei mulini a barre il materiale da frantumare entra in un cilindro orizzontale cavo, con all'interno delle barre metalliche pesanti che, sollevate per effetto della rotazione, ricadono sul materiale macinandolo. Regolando il peso dei corpi interni e la velocità di rotazione si può modificare il grado di finezza del prodotto che si vuole ottenere. La lavorazione può avvenire in ciclo aperto o chiuso: nel primo caso il materiale entra nel tamburo ed esce senza il controllo delle dimensioni raggiunte, nel secondo caso si ha un classificatore che immette



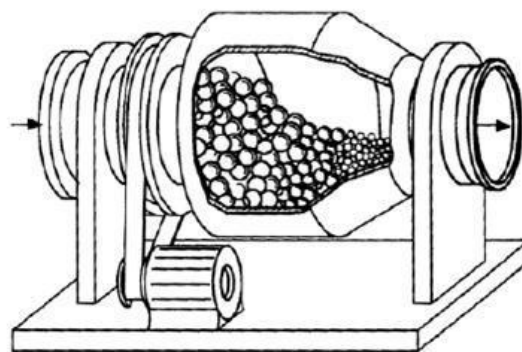
nuovamente nel mulino il materiale con pezzature troppo elevate rispetto a quelle desiderate. La macinazione può essere effettuata sia a secco che a umido. In quest'ultimo caso si ha un miglior controllo della produzione, eliminazione delle polveri e recupero della frazione fine del macinato.



*Fig. 3.11 – Esempio di mulino a barre.*

### ***Mulini a sfere***

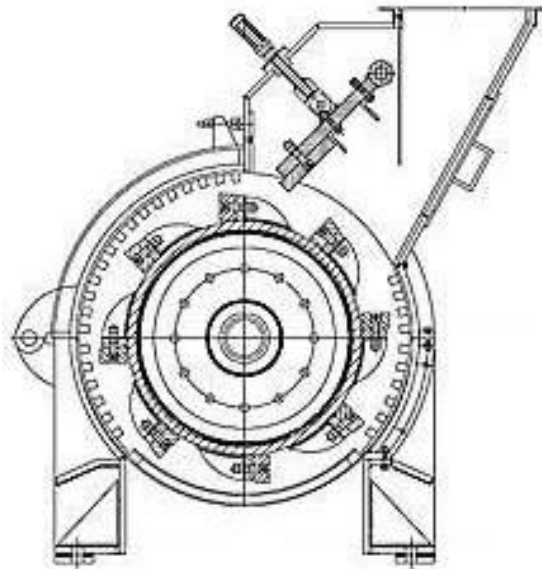
I mulini a sfere sono macchine in cui vengono utilizzati corpi macinanti sferici che provocano la rottura del materiale da macinare attraverso l'urto. Le sfere possono riempire il mulino fino a quasi metà e possono essere costruite sia in acciaio che in ghisa. Per garantire l'efficienza del processo l'alimentazione deve avere una granulometria controllata, con diametro delle particelle non troppo elevato (non più di 25 mm). Il prodotto ottenuto ha in genere una granulometria molto fine, tra i 10 e i 500 micron, adatta all'industria ceramica. A differenza dei mulini a barre i mulini a sfere sono liberi dai vincoli dimensionali imposti dalla lunghezza delle barre, per questo possono presentare maggiori variazioni nel rapporto lunghezza/diametro, questo rapporto può variare da 1 : 1 a 2 : 1 ed anche oltre. Non vi sono inoltre regole fisse per la scelta del valore del rapporto L/D in relazione al tipo di minerale, alla dimensione massima dell'alimentazione e alle richieste complessive di macinazione.



*Fig. 3.12 – Esempio di mulino a sfere.*

### *Mulini a martelli*

I mulini a martelli sono molto simili ai frantoi ad urto. Sono costituiti anch'essi da un rotore che ha la funzione di proiettare il materiale da macinare contro le pareti della macchina, per provocarne la disgregazione. Differiscono tuttavia da questi ultimi per varie ragioni: presentano una camera di frantumazione chiusa inferiormente da griglie la cui apertura delle maglie determina la granulometria del materiale in uscita, i martelli del rotore non sono fissi ma liberi di oscillare attorno ad un perno di fissaggio, le piastre a copertura della carcassa sono fisse e provviste di denti. In questa macchina tutto ciò che non ha subito una riduzione tale da passare la griglia inferiore viene ripescato dai martelli e riposto in movimento. Questa tipologia di mulini si presta bene a molti campi di applicazioni industriali.



*Fig. 3.13 – Esempio di mulino a martelli.*

## **4. Test di frantumazione e raccolta dei dati**

### **4.1 Scopo della tesi**

Lo scopo della tesi è quello di realizzare un modello matematico che permetta di simulare il processo di frantumazione di un mulino a martelli da laboratorio. In particolare, l'obiettivo è quello di ottenere una previsione della granulometria del prodotto ottenuto dalla frantumazione, considerando che, durante la prova, si ha un'usura dei martelli e quindi un peggioramento della capacità di frantumazione della macchina. Infine, si vuole sfruttare il modello realizzato per una previsione della vita utile dei martelli ossia del tempo di utilizzo durante il quale il mulino mantiene livelli prestazionali sufficienti, prima che si manifestino degradi tali da pregiudicarne la funzionalità. Per la realizzazione del modello sono state effettuate delle prove di frantumazione su un mulino a martelli e parallelamente sono stati condotti dei test per verificare la differenza nella resistenza ad usura di due set di martelli (realizzati con lo stesso acciaio Hadfield) uno allo stato di getto di fusione e l'altro trattato termicamente. I risultati ottenuti sono stati approfonditi attraverso un'analisi micrografica, test di resilienza e di microdurezza.

### **4.2 Frantoi HSI**

I frantoi HSI (Horizontal Shaft Impactors) sono una tipologia di frantoio a martelli in cui la frantumazione delle rocce avviene grazie all'impatto di esse contro i martelli fissati su un rotore, con asse di rotazione orizzontale. Essi presentano numerosi vantaggi rispetto alle altre tipologie di frantoi, tra i quali:

- possibilità essere utilizzati in tutte le fasi della frantumazione;
- grande capacità in rapporto alla dimensione della macchina;
- la forma del prodotto;
- alti rapporti di riduzione;
- capacità di frantumare una vasta gamma di materiali.

Nel processo di estrazione dei rocce da cave, la frantumazione avviene generalmente attraverso l'utilizzo di frantoio a mascelle o a coni. A causa però del loro basso rapporto di riduzione (1:3, 1:4) questi sono generalmente usati nelle prime fasi del percorso di frantumazione [37]. In confronto, i frantoi HSI possono raggiungere rapporti di riduzione anche di 1:50. Il numero di fasi dipende dalle dimensioni della roccia di partenza e per

durezze basse, inferiori ai 5 mohs, HSI sono normalmente la prima scelta. Tuttavia il problema nell'utilizzo degli HSI è la severa usura dei martelli, che ne comporta frequenti operazioni di sostituzione o rotazione. Gli elevati tassi di usura sono il risultato di cambiamenti di forma locale e azioni tribologiche e meccaniche sulla superficie che avvengono nel brevissimo tempo dell'impatto, nel quale si hanno sforzi di compressione relativamente elevati, applicati su piccole superfici di contatto; oltre a questo, l'usura è favorita dall'alta abrasività delle particelle di materiale frantumato [38].

### **4.3 Mulino Hazemag HSI**

Il frantoio a martelli utilizzato per i test della presente tesi è un Hazemag HSI (Horizontal Sahft Impactors) situato presso l'azienda F.A.R. Fonderie Acciaierie Roiale S.p.A. di Reana del Roiale (Udine). Come riportato nello schema di figura 4.1 si tratta di un frantoio a martelli da laboratorio; in realtà per le dimensioni e l'uso che ne viene effettuato viene in realtà classificato come un mulino a martelli e d'ora in avanti nella presente tesi sarà denominato come tale. Lo schema della macchina è equivalente a quello di un frantoio da cava, con la differenza che quello utilizzato è in scala ridotta. È costituito da quattro martelli fissati al rotore, posti ad intervalli di 90°. L'alimentazione avviene dall'alto e il materiale frantumato esce dalla parte sottostante. Il materiale, una volta sceso dalla bocca di alimentazione, subisce l'urto con i martelli che lo spingono contro le piastre fissate e regolate ad una precisa quota di distanza dai martelli in rotazione. L'urto con le piastre causa un'ulteriore frantumazione del materiale. Il materiale subisce poi altre due frantumazioni successive, attraverso lo schiacciamento/sfregamento che si ottiene quando il materiale passa nello spazio compreso tra i martelli e le due piastre. La roccia subisce quindi una serie di processi di frantumazione consecutivi e la dimensione del prodotto finale è limitata dal gap presente tra i martelli e la piastra nel quale si ha l'ultimo impatto. Infine il materiale frantumato esce dalla bocca di scarico sottostante. Di seguito è riportato lo schema del mulino, in cui sono indicati con i componenti e le quote principali.

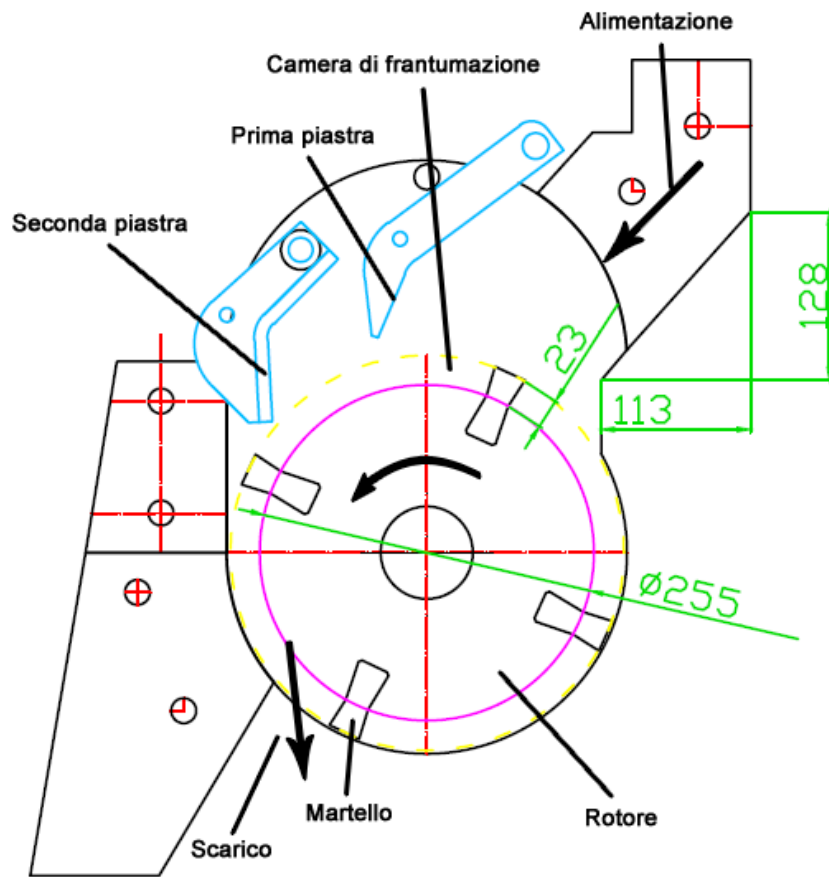


Fig. 4.1 – Schema del mulino a martelli HSI utilizzato per i test di frantumazione

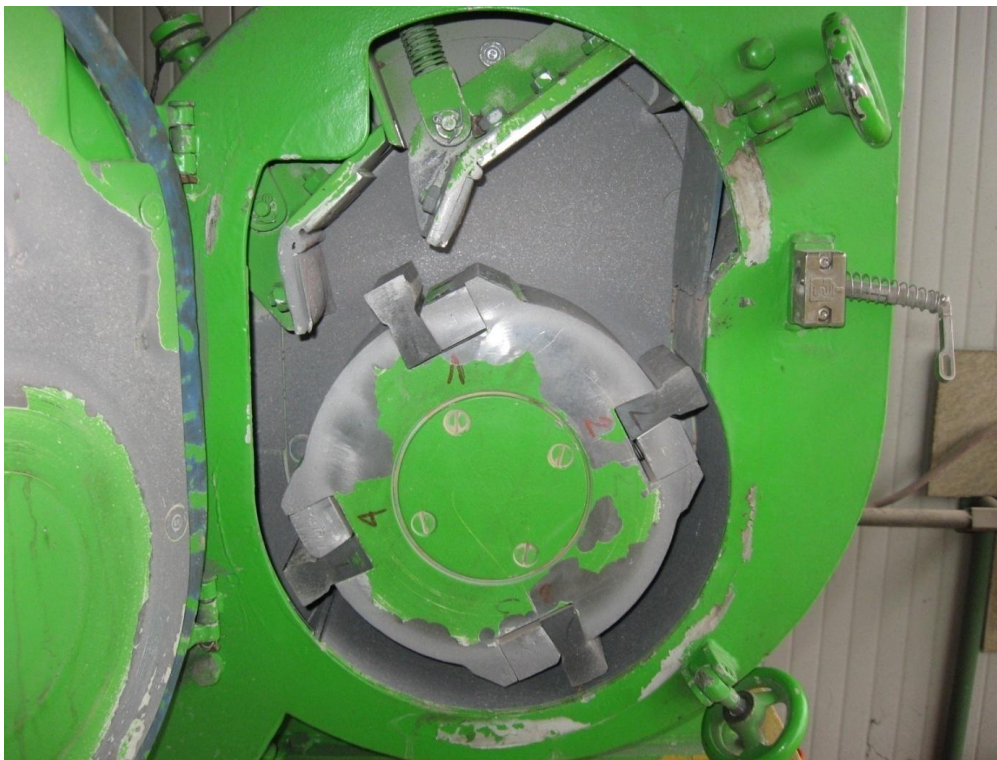


Fig. 4.2 – Foto del mulino a martelli utilizzato per i test di frantumazione

## 4.4 Produzione dei martelli

### 4.4.1 L'Acciaio Hadfield MnX50

I martelli utilizzati nei test della presente tesi sono realizzati utilizzando l'acciaio Hadfield MnX50, brevettato dall'azienda F.A.R. spa. Questo acciaio presenta proprietà di incrudimento, di resistenza ad usura e ad impatto maggiori dei normali acciai al Manganese raggiungendo inoltre durezza in esercizio vicine ai 700 HV. Nella tabella sottostante è riportata la sua composizione:

C%	Mn%	Si%	P%	S%	Cr%	Ni%	Mo%	Cu%	Al%	Sn%	Ti%	Pb%
1.46	12.50	0.53	0.03	0.00	1.46	0.20	0.10	0.18	0.13	0.014	0.45	0.02

### 4.4.2 Formatura dello stampo e colata

Viene descritto ora in sintesi il processo di produzione dei martelli. Si ha una staffa costituita da due semistaffe: inferiore e superiore. Sulla staffa inferiore viene collocato il modello in legno, che ricalca la forma di quattro martelli uniti attraverso i canali di colata. La staffa viene quindi riempita di sabbia a base corindone e si crea la prima metà della forma in negativo dei martelli. Lo stesso procedimento viene effettuato con la staffa superiore in modo da ottenere due staffe complementari che permettono di ottenere la forma del pezzo da colare in negativo. La sabbia ben impaccata viene rivestita mediante una sospensione a base di Zirconia per ottenere una migliore finitura superficiale. A questo punto si chiudono le due staffe e allo stesso tempo vengono predisposti i canali per l'alimentazione e la materozza. La staffa viene quindi portata nel reparto forni, dove avviene la colata: si riempie la cavità della staffa con l'acciaio fuso. Alla colata segue un raffreddamento in aria per due giorni. Trascorsi i due giorni si apre la staffa, si recupera la sabbia che sarà poi rigenerata, e si estrae il getto grezzo di fusione. I quattro martelli costituenti il getto vengono separati con un'operazione di taglio mediante cannello e sono quindi pronti per operazioni successive. Per i test della presente tesi sono stati realizzati in questo modo due set di quattro martelli ciascuno: un set di martelli è stato utilizzato allo stato di getto di fusione, mentre l'altro è stato sottoposto a un trattamento termico di solubilizzazione, che viene ora descritto.

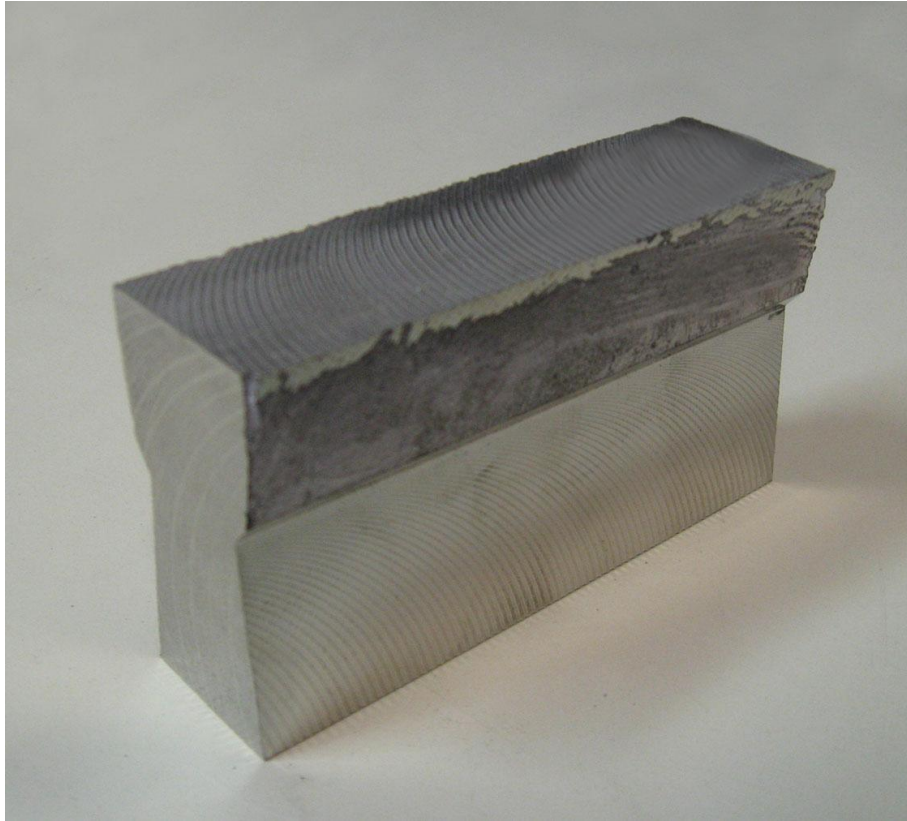


*Fig. 4.3 – Foto dei martelli dopo colata.*

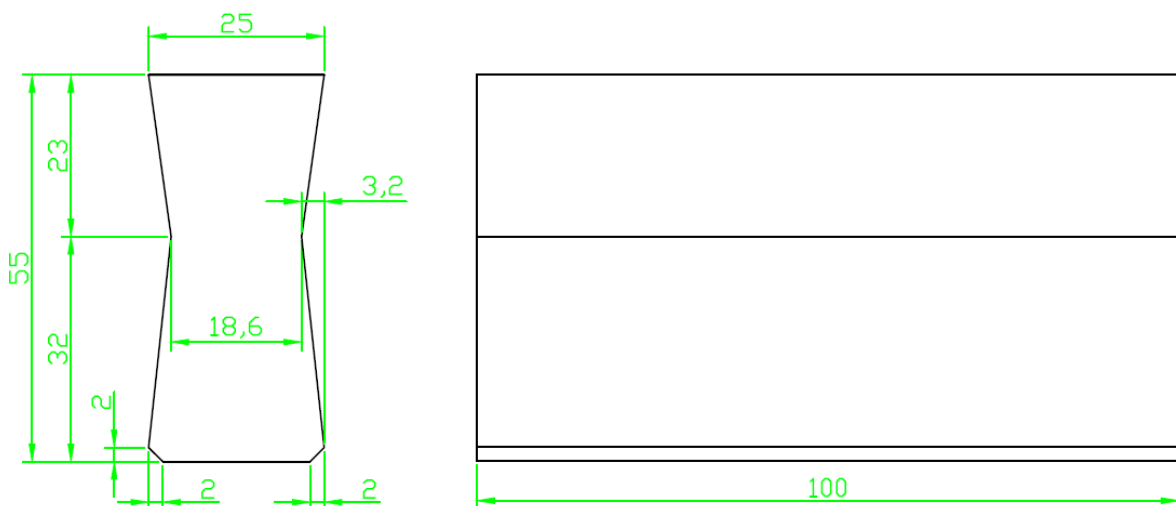
#### **4.4.3 Trattamento Termico**

Nel capitolo 2.2 sono stati descritti nel dettaglio i trattamenti termici di solubilizzazione degli acciai Hadfield, in particolare dal punto di vista teorico. In questa parte si descrivono invece le modalità seguite per i trattamenti termici dei martelli dal punto di vista pratico. I martelli vengono verniciati con una soluzione a base di silicato di Sodio per ridurre la formazione di scaglia di ossido sulla superficie dei pezzi trattati. A questo punto si può procedere con il trattamento termico. I martelli vengono messi all'interno di un forno e sottoposti ad una rampa di temperatura dalla temperatura ambiente a 1120°C. Questa operazione richiede 5 ore di tempo. Successivamente si mantiene la temperatura raggiunta per 15 minuti al fine di omogeneizzare la temperatura su tutto il pezzo. Successivamente i martelli vengono spostati nel forno di mantenimento dove vengono mantenuti alla temperatura di 1120°C per 2 ore, necessarie per ottenere la completa soluzione dei carburi che si sono formati in seguito della precipitazione che si ha durante il lento raffreddamento dopo la colata. Il tempo di 2 ore è stato scelto come tempo di riferimento dopo aver osservato i risultati di altri studi effettuati in azienda sulle caratteristiche ottimali del processo di solubilizzazione. Infine, trascorso il tempo necessario, i martelli vengono spenti in una soluzione salina al 5% di concentrazione, a temperatura ambiente. Dopo il trattamento termico i martelli vengono portati nel reparto di lavorazione meccanica dove subiscono

un'operazione di fresatura per portarli alle dimensioni corrette. Per questo motivo prima della colata si prevede un certo sovradimensionamento del pezzo. I martelli che non subiscono il trattamento termico, dopo la colata vengono sottoposti a lavorazione meccanica senza altre operazioni intermedie. Dopo le lavorazioni meccaniche i martelli sono pronti per l'utilizzo.



*Fig. 4.4 – Foto del martello pronto per l'utilizzo, dopo le lavorazioni meccaniche.*

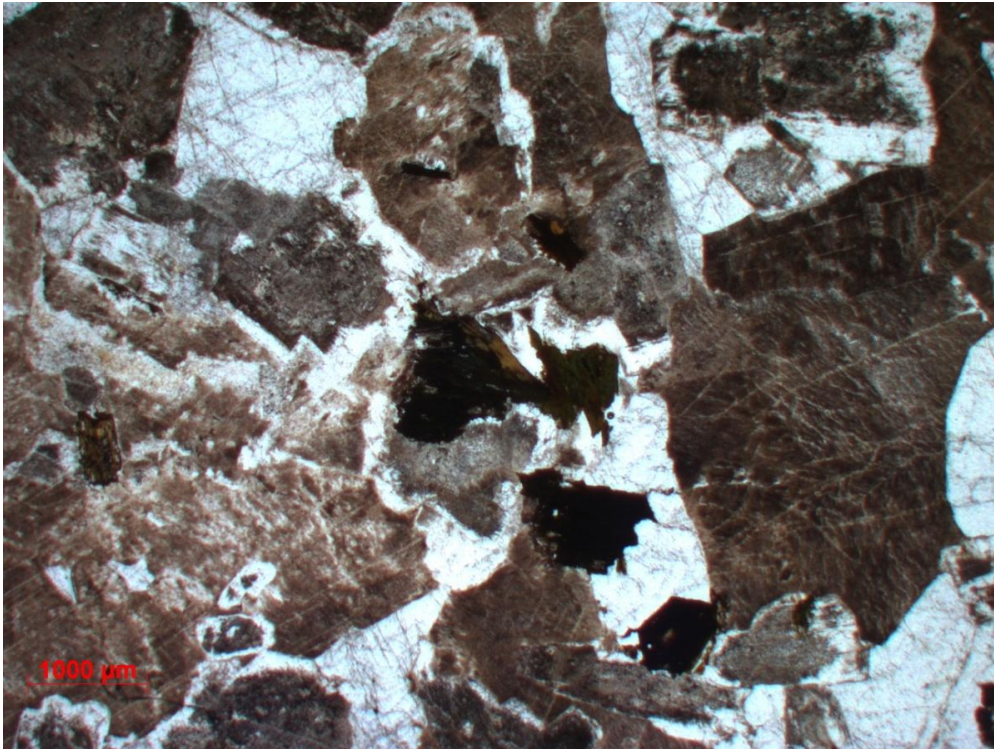


*Fig. 4.5 – Dimensioni principali dei martelli (a sinistra: vista frontale; a destra: vista laterale).*



#### 4.5 Roccia utilizzata

La roccia utilizzata per i test è un granito proveniente dalla Lombardia, costituito da quarzo, feldspato con un leggero grado di alterazione e biotite, un fillosilicato ferrifero appartenente al gruppo delle miche. In foto è riportata una micrografia della roccia utilizzata. La sua composizione media è la seguente:  $\text{SiO}_2=75\%$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3=13\%$ ,  $\text{K}_2\text{O}=5\%$ ,  $\text{Na}_2\text{O}=3\%$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3=2\%$ ,  $\text{CaO}=1\%$ .



*Fig. 4.6 – Micrografia di una sezione sottile di roccia, ottenuta attraverso un microscopio ottico polarizzato in luce trasmessa. Si evidenziano in nero la biotite, in bianco il quarzo e in grigio il feldspato.*

#### 4.6 Messa a punto del mulino per il test (sistema tribologico)

Il test di usura effettuati attraverso il mulino da laboratorio, sono una semplificazione dell'ambiente e delle variabili operative degli impianti usati per usi industriali, ma il modello deve essere comunque in grado di simulare le interazioni tribologiche tra l'ambiente, le particelle abrasive di roccia e la superficie dei martelli. Tuttavia è importante considerare i differenti meccanismi di usura che possono intervenire e quindi il primo passo consiste appunto nell'identificazione del meccanismo di usura più significativo. I martelli colpiscono le particelle di roccia in tre differenti modi:

- impatto sulla superficie superiore;
- impatto sullo spigolo;
- impatto frontale.

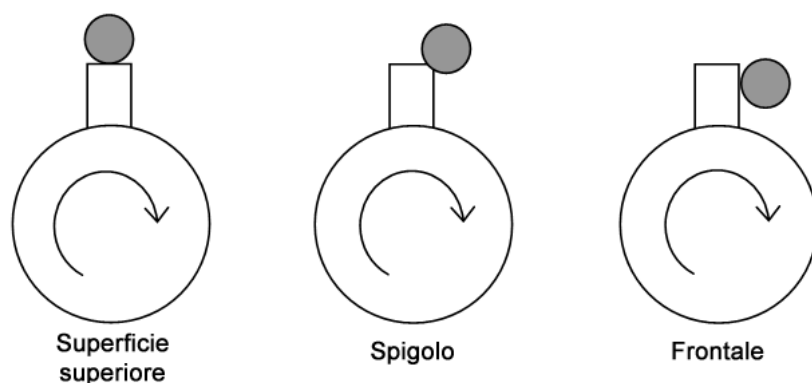


Fig. 4.7 – Tipologie di impatto delle particelle di roccia con il martello.

La direzione del flusso di alimentazione e la profondità di penetrazione nella zona di impatto determinano il tipo di contatto con il martello. La profondità di penetrazione è funzione della velocità del rotore, la portata dell'alimentazione in ingresso e del numero dei martelli [39]. Attraverso la seguente relazione è possibile determinare l'intervallo in secondi tra due martelli in rotazione [40]:

$$t = 60 \frac{D\pi - NE}{D\pi nN}$$

dove D è il diametro del cerchio di impatto, N il numero di martelli, n la velocità del rotore ed E lo spessore dei martelli.

Molti studi [38] [41] hanno dimostrato che il materiale viene completamente frantumato con l'impatto frontale e l'energia dei martelli è trasferita su un'ampia area di contatto eliminando la necessità di ulteriori stress d'impatto. Quindi l'energia del rotore è utilizzata in modo più efficiente e minore energia è trasferita alle piastre. In presenza di un maggior numero di impatti sulla superficie dell'estremità superiore e sullo spigolo del martello si ha un visibile arrotondamento e un incremento del tasso di usura. Con queste informazioni la velocità del rotore e la portata in ingresso sono state configurate in modo da avere impatto frontale. Per effettuare questo sono stati effettuati differenti test di frantumazione utilizzando roccia colorata con vernice rossa, variando portata e velocità. Al termine dei test si è verificato attraverso l'ispezione visiva su quali aree del martello si presentavano punti erosi con tracce di vernice rossa. La migliore configurazione era quella che presentava questi fenomeni sulla superficie frontale del martello, visibili nella foto, corrispondente ad una velocità di rotazione di 1957 rpm e a una portata di alimentazione di 80 kg/h. Questi parametri sono stati quindi scelti per effettuare i test della presente tesi.



*Fig. 4.8 – La presenza di punti erosi con tracce di vernice rossa sulla superficie frontale è indice di un processo di frantumazione corretto.*

#### **4.7 L'usura dei martelli**

Nel corso del funzionamento del mulino si verificano i seguenti fenomeni di usura

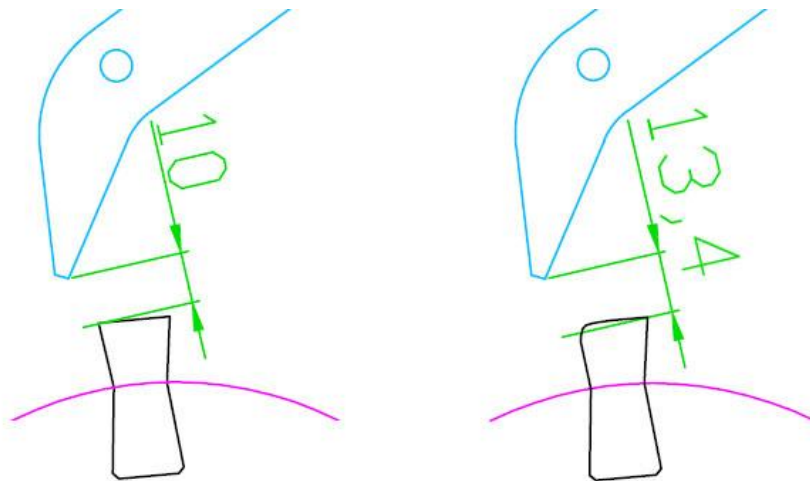
- il primo è dovuto all'impatto delle rocce sulla superficie frontale dei martelli;
- il secondo è dovuto al fenomeno di schiacciamento-sfregamento delle rocce, prefrantumate nel primo impatto, che si interpongono tra il martello e le due piastre, dove si verifica l'ulteriore processo di frantumazione che risulta fondamentale perché, come già detto, la frantumazione che si verifica tra la seconda piastra e i martelli è il processo che determina la granulometria finale del prodotto.

L'usura si verifica soprattutto sullo spigolo dal lato soggetto a impatto e ne causa un arrotondamento, sempre più evidente all'aumentare della quantità di roccia frantumata. Il consumo dello spigolo causa un allontanamento dei martelli dalle piastre: appurata quindi l'importanza dell'ulteriore frantumazione che avviene tra i martelli e le piastre, l'usura agisce sui martelli influenzando l'entità del processo di frantumazione, con conseguenti variazioni sulla capacità di frantumazione della macchina.



*Fig. 4.9 – Martello parzialmente usurato. L'usura agisce sullo spigolo che subisce il contatto con le rocce.*

L'immagine seguente mostra appunto l'effetto che ha l'usura sul funzionamento del mulino.



*Fig. 4.10 – Aumento della distanza tra martelli e piastre dopo l'usura del martello.*

L'immagine a sinistra mostra un martello non usurato con la distanza tra spigolo e piastra pari a 10 mm; nell'immagine a destra invece è riportato un martello usurato, con tale distanza che aumenta di 3,4 mm. Il suo aumento causa una riduzione della capacità di frantumazione del mulino in quanto diminuisce l'entità delle forze di compressione sulla roccia, quando questa si interpone tra martelli e piastre.

## 4.8 Test di Frantumazione

Effettuata la procedura di configurazione del mulino, si procede con i test di frantumazione, che sono il punto di partenza per la realizzazione del modello simulativo. Ci si aspetta un peggioramento delle capacità di frantumazione via via crescente, fino a giungere ad un punto in cui non si ottiene più una qualità del prodotto, valutata nel  $d_{80}$ , non più accettabile. Tuttavia, fin dai primi test, si è osservato che per ottenere un significativo peggioramento delle prestazioni della macchina è necessario un grado di usura ottenibile solo dopo numerosissime ore di funzionamento della macchina e utilizzando una grandissima quantità di roccia, condizioni non ottenibili sia per la tipologia di frantoio utilizzato che per ragioni economiche (costi di utilizzo in termini di tempo, energia) che per la quantità di rocce a disposizione; altro aspetto non di poco conto è il fatto che per le misurazioni del consumo dei martelli è necessario un'operazione di smontaggio e movimentazione delle piastre, a seguito delle quali è pressoché impossibile ripartire con la frantumazione alle stesse condizioni operative precedenti. I dati ottenuti sarebbero quindi falsati da queste operazioni. Per questo motivo si è deciso di utilizzare un approccio differente: come già detto si è verificato che l'usura agisce sui martelli causando un arrotondamento dello spigolo e quindi aumentando la distanza che intercorre tra di essi e le piastre. Si è quindi deciso di simulare un'usura via via più severa dei martelli aumentando progressivamente la distanza delle piastre dai martelli. Le piastre infatti sono mobili e la loro distanza dai martelli può essere regolata a seconda delle esigenze produttive. Sono stati effettuati quindi quattro differenti test, con una distanza tra martelli e piastre crescente. La distanza tra i martelli e la prima piastra viene denominata gap1, mentre quella tra i martelli e la seconda piastra gap2.

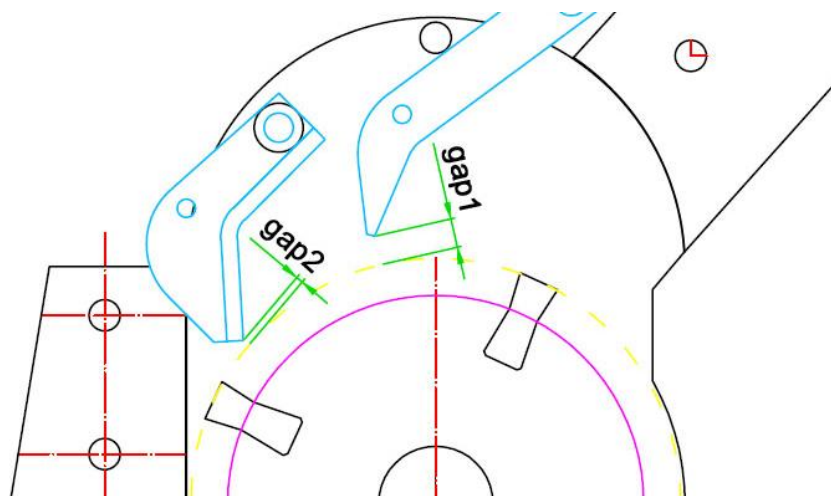


Fig. 4.10 – Identificazione delle distanze gap1 e gap2 nello schema del frantoio.

Le configurazioni scelte sono state le seguenti:

Test 1: gap1 = 8 mm, gap2 = 3 mm;

Test 2: gap1 = 10 mm, gap2 = 5 mm;

Test 3: gap1 = 12 mm, gap2 = 7 mm;

Test 4: gap1 = 14 mm, gap2 = 9 mm.

In questo modo si vuole simulare un consumo di 2 mm dello spigolo dei martelli tra una prova e l'altra. Per ognuna di queste configurazioni è stato eseguito un test di frantumazione di circa 50 Kg di roccia e sono stati effettuati diversi prelievi multipli di prodotto frantumato nel corso della frantumazione in modo da avere un campione significativo che rispecchi l'andamento medio del processo di frantumazione. Ogni campione prelevato è stato sottoposto ad analisi granulometrica. Di ognuno di essi sono stati presi circa 600-700 grammi, messi in forno ad essiccare per 3 ore circa e dopodiché si è potuto procedere con la vagliatura. Per ottenere un'elevata accuratezza dei risultati ottenuti sono stati utilizzati 10 setacci, con maglie di dimensioni decrescenti dall'alto verso il basso, delle seguenti dimensioni: 20 mm, 16 mm, 8 mm, 4 mm, 2 mm, 1 mm, 0,5 mm, 0,25 mm, 0,125 mm e 0,0625. La setacciatrice è stata azionata per 20 minuti, successivamente è stato pesato accuratamente il contenuto di ogni setaccio e si è calcolata la frazione percentuale trattenuta da ogni setaccio e il passante cumulato. I risultati ottenuti sono riportati nelle tabelle successive.

*Test 1: gap1 = 8 mm, gap2 = 3 mm*

<b>Peso iniziale [g]</b>		<b>550,1</b>		
<b>Setaccio</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto Cumulato</b>	<b>Passante</b>
<b>[mm]</b>	<b>[g]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>
<b>20</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>16</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>8</b>	2,5	0,5%	0,5%	99,5%
<b>4</b>	35,4	6,4%	6,9%	93,1%
<b>2</b>	79,5	14,5%	21,4%	78,6%
<b>1</b>	153,4	27,9%	49,3%	50,7%
<b>0,5</b>	121,2	22,0%	71,3%	28,7%
<b>0,25</b>	78,2	14,2%	85,5%	14,5%
<b>0,125</b>	45,1	8,2%	93,7%	6,3%
<b>0,0625</b>	21,8	4,0%	97,7%	2,3%
<b>&lt; 0,0625</b>	12,7	2,3%	100,0%	0,0%
<b>Totale</b>	549,8	100,0%		
<b>Perdita [g]</b>	0,3			

Test 2: gap1 = 10 mm, gap2 = 5 mm

<b>Peso iniziale [g]</b>		<b>596,8</b>		
<b>Setaccio</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto Cumulato</b>	<b>Passante</b>
<b>[mm]</b>	<b>[g]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>
<b>20</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>16</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>8</b>	6,3	1,1%	1,1%	98,9%
<b>4</b>	49,9	8,4%	9,4%	90,6%
<b>2</b>	81,8	13,7%	23,1%	76,9%
<b>1</b>	162,5	27,2%	50,4%	49,6%
<b>0,5</b>	128,6	21,6%	71,9%	28,1%
<b>0,25</b>	82,4	13,8%	85,7%	14,3%
<b>0,125</b>	49,1	8,2%	94,0%	6,0%
<b>0,0625</b>	22,8	3,8%	97,8%	2,2%
<b>&lt; 0,0625</b>	13,3	2,2%	100,0%	0,0%
<b>Totale</b>	596,7	100,0%		
<b>Perdita [g]</b>	0,1			

Test 3: gap1 = 12 mm, gap2 = 7 mm

<b>Peso iniziale [g]</b>		<b>669,4</b>		
<b>Setaccio</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto Cumulato</b>	<b>Passante</b>
<b>[mm]</b>	<b>[g]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>
<b>20</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>16</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>8</b>	12,7	1,9%	1,9%	98,1%
<b>4</b>	50,2	7,5%	9,4%	90,6%
<b>2</b>	102,2	15,3%	24,7%	75,3%
<b>1</b>	173,6	26,0%	50,7%	49,3%
<b>0,5</b>	152,1	22,8%	73,5%	26,5%
<b>0,25</b>	92	13,8%	87,3%	12,7%
<b>0,125</b>	52,3	7,8%	95,1%	4,9%
<b>0,0625</b>	22,3	3,3%	98,4%	1,6%
<b>&lt; 0,0625</b>	10,5	1,6%	100,0%	0,0%
<b>Totale</b>	667,9	100,0%		
<b>Perdita [g]</b>	1,5			

Test 4: gap1 = 14 mm, gap2 = 9 mm

<b>Peso iniziale [g]</b>		<b>596,8</b>		
<b>Setaccio</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto Cumulato</b>	<b>Passante</b>
<b>[mm]</b>	<b>[g]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>
<b>20</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>16</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>8</b>	18,2	3,1%	3,1%	96,9%
<b>4</b>	90,9	15,2%	18,3%	81,7%
<b>2</b>	146,5	24,6%	42,8%	57,2%
<b>1</b>	146,8	24,6%	67,4%	32,6%
<b>0,5</b>	95,1	15,9%	83,4%	16,6%
<b>0,25</b>	48,8	8,2%	91,6%	8,4%
<b>0,125</b>	25,6	4,3%	95,8%	4,2%
<b>0,0625</b>	13,9	2,3%	98,2%	1,8%
<b>&lt; 0,0625</b>	10,9	1,8%	100,0%	0,0%
<b>Totale</b>	596,7	100,0%		
<b>Perdita [g]</b>	0,1			

Allo stesso modo è stata effettuata la granulometria della roccia prima della frantumazione, che viene riportata nella tabella seguente:

<b>Peso iniziale [g]</b>		<b>957,7</b>		
<b>Setaccio</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto</b>	<b>Trattenuto Cumulato</b>	<b>Passante</b>
<b>[mm]</b>	<b>[g]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>	<b>[%]</b>
<b>20</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>16</b>	0	0,0%	0,0%	100,0%
<b>8</b>	351,9	36,8%	36,8%	63,2%
<b>4</b>	432,7	45,2%	81,9%	18,1%
<b>2</b>	83,1	8,7%	90,6%	9,4%
<b>1</b>	39,8	4,2%	94,8%	5,2%
<b>0,5</b>	23,8	2,5%	97,3%	2,7%
<b>0,25</b>	18,4	1,9%	99,2%	0,8%
<b>0,125</b>	3,3	0,3%	99,5%	0,5%
<b>0,0625</b>	1,9	0,2%	99,7%	0,3%
<b>&lt; 0,0625</b>	2,6	0,3%	100,0%	0,0%
<b>Totale</b>	957,5	100,0%		
<b>Perdita [g]</b>	0,2			

A questo punto riporto in un unico grafico la curva granulometrica cumulativa del passante di ogni test effettuato e dell'alimentazione, in funzione delle dimensioni delle maglie del setaccio (in scala logaritmica).



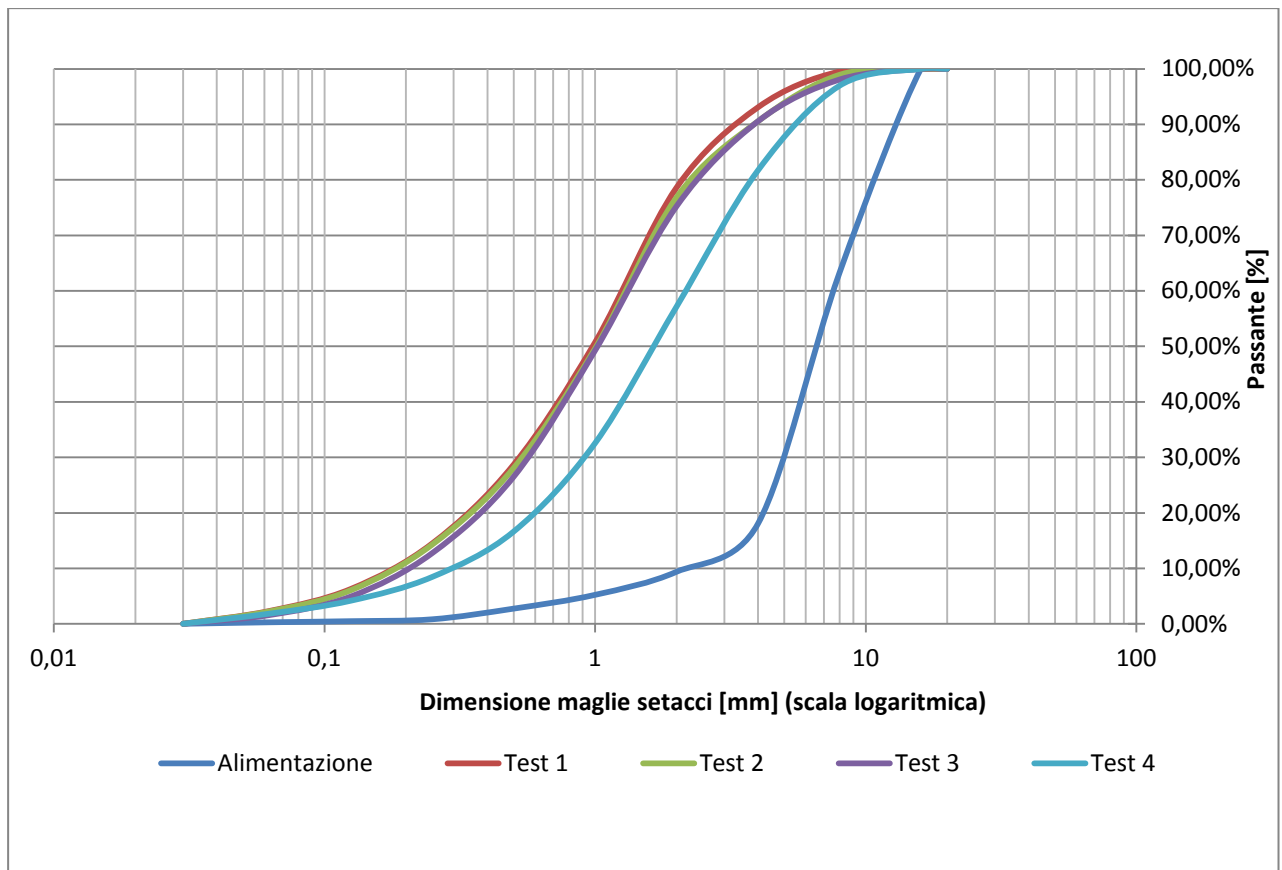


Fig. 4.11 – Curve granulometriche ottenute nei test di frantumazione.

Per una comprensione di massima del grafico si può utilizzare la seguente chiave di lettura: tanto più le curve sono spostate verso sinistra e tanto più fini sono le particelle di roccia del campione. Quindi, gli aspetti che emergono fin da subito sono i seguenti:

- le particelle di roccia che compongono l'alimentazione, non frantumata, sono più grossolane e la curva relativa è spostata in modo evidente verso destra;
- le curve granulometriche dei vari test di macinazione al variare del gap sono spostate verso sinistra. Come ci si poteva attendere, da sinistra verso destra si presenta prima la curva relativa alla configurazione “gap1 = 8; gap2 = 3”, poi la curva “gap1 = 10; gap2 = 5”, poi ancora la curva “gap1 = 12; gap2 = 7” e infine la curva “gap1 = 14; gap2 = 9”. In sintesi le curve granulometriche sono ordinate da destra a sinistra col crescere del gap tra martelli e piastre: questo corrisponde appunto ad un peggioramento delle capacità di macinazione con l'aumentare del gap, verificato dall'aumento delle dimensioni delle particelle.
- il peggioramento delle capacità di macinazione non è lineare: se nelle prime tre configurazioni si ha solamente un leggero peggioramento, nel quarto caso questo risulta più marcato.

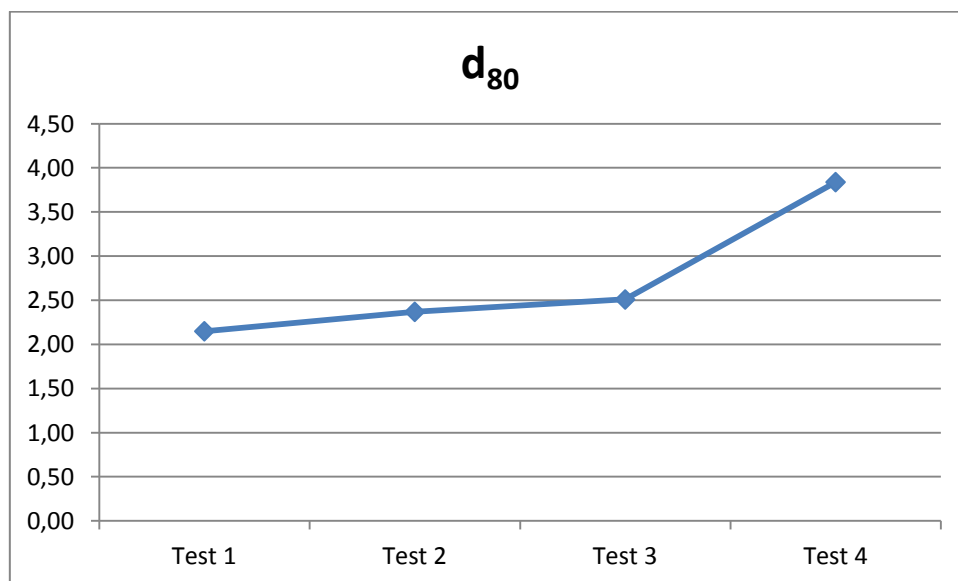
Queste osservazioni qualitative sono confermate dai dati ottenuti attraverso il calcolo dei  $d_{80}$  e  $d_{50}$  e dei rapporti di riduzione, come riportato nella prossima sezione.

#### 4.9 Calcolo di $d_{80}$ e rapporto di riduzione

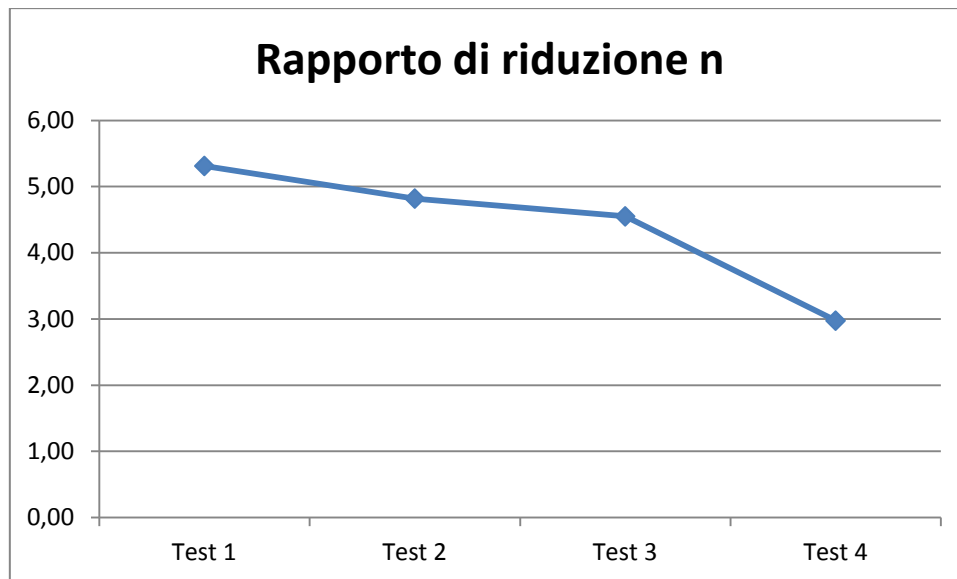
Noti i concetti di  $d_{80}$  e di rapporto di riduzione, secondo quanto descritto in precedenza, possiamo procedere con i loro calcoli. I valori ottenuti sono i seguenti:

	<b>D<sub>80</sub></b>	
<b>Alimentazione</b>	11,42	
<b>Prodotto</b>	<b>d<sub>80</sub></b>	<b>n</b>
<b>Test 1</b>	2,15	5,31
<b>Test 2</b>	2,37	4,82
<b>Test 3</b>	2,51	4,55
<b>Test 4</b>	3,84	2,97

Per una migliore comprensione i dati vengono riportati nei grafici seguenti:



*Fig. 4.12 – Andamento del  $d_{80}$  nei test di frantumazione.*



*Fig. 4.12 – Andamento del rapporto di riduzione nei test di frantumazione.*

L'analisi appena effettuata fornisce dei dati quantitativi che mettono in risalto in modo più evidente il peggioramento delle capacità di frantumazione del frantoio all'aumentare del gap tra martelli e piastre. In particolare si verifica un aumento del  $d_{80}$  e una diminuzione del rapporto di riduzione. Come evidenziato in precedenza, gli andamenti non sono lineari: nei primi 3 test si ha un leggero abbassamento di prestazioni, mentre nel quarto l'abbassamento è notevole. Si ha quindi un valore di soglia del gap oltre il quale iniziano a peggiorare significativamente la capacità di macinazione del mulino.

#### **4.10 Test di usura**

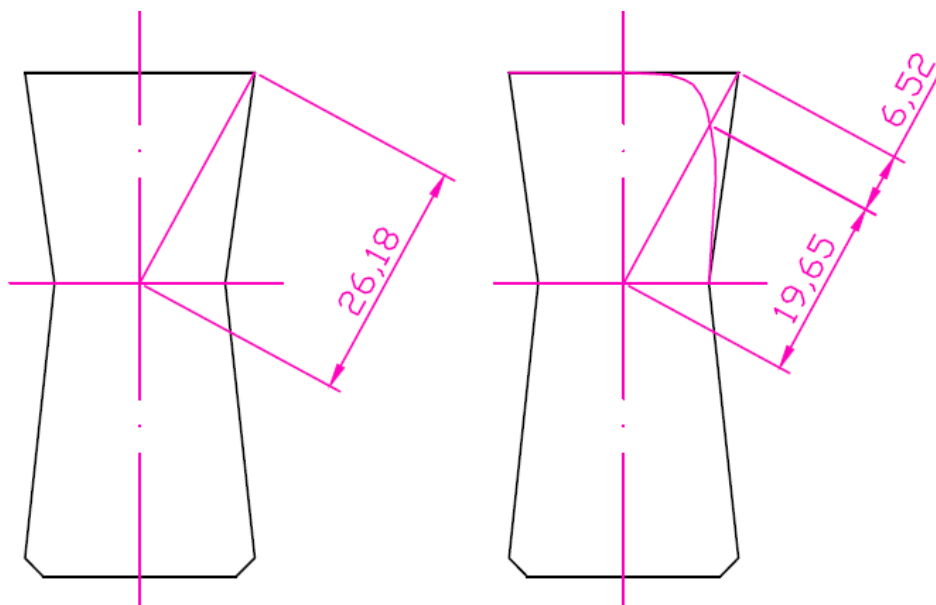
Successivamente ai test di frantumazione sono stati effettuati i test di usura sui martelli del frantoio. In particolare si sono verificate le caratteristiche di resistenza ad usura di due differenti set di martelli:

- Il primo set è composto da martelli allo stato di getto di fusione;
- Il secondo set è composto da martelli che hanno subito un trattamento termico di solubilizzazione.

Questi test hanno un duplice obiettivo:

- ottenere un confronto delle prestazioni dei due differenti set di martelli, verificando i miglioramenti introdotti dal trattamento termico sulla resistenza ad usura;
- ottenere dati numerici riguardanti il tasso di usura dei martelli, in funzione della quantità di roccia frantumata, per la realizzazione del modello simulativo.

La grandezza rilevata è consumo dello spigolo che subisce l'impatto con le rocce. Come già accennato, la sua valutazione è un aspetto fondamentale in quanto il consumo dei martelli in seguito all'usura può essere correlato all'aumento della distanza tra martelli e piastre visto nella simulazione realizzata in precedenza. Infatti, l'effetto dell'usura è proprio quello di causare un allontanamento dei martelli dalle piastre, con le conseguenze descritte in precedenza. Nell'immagine seguente è riportato un caso esemplificativo di quanto appena descritto: a sinistra è riportato il profilo di un martello nuovo, mentre a destra il profilo di un martello usurato. È evidenziata la distanza di interesse della presente tesi, ossia la riduzione di lunghezza del segmento che collega il centro del martello all'apice dello spigolo. Il consumo è quantificato appunto in questo modo e diventa così correlabile all'aumento della distanza tra martelli e piastre viste nei test precedenti.



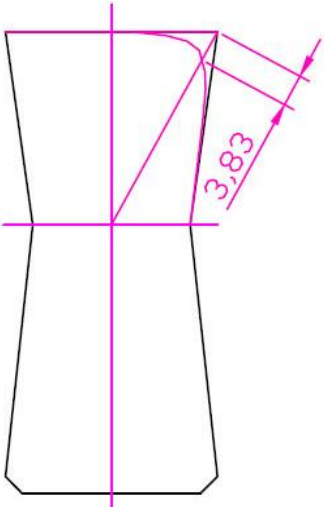
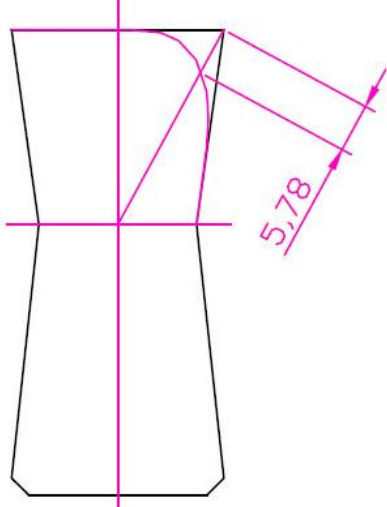
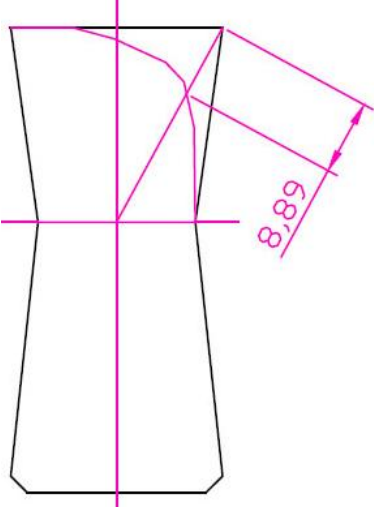
*Fig. 4.13 – Esempio di usura dello spigolo di un martello*

In questo caso si ha una distanza centro-spigolo iniziale pari a 26,18 mm. In seguito ad usura si ha un arrotondamento dello spigolo e la distanza si riduce a 19,65 mm. Il consumo è pari quindi a 6,52 mm: quest'ultima è la grandezza di interesse nel caso presente.

I test di usura sono stati condotti nel seguente modo: sono stati montati sul rotore i quattro martelli non trattati e si è proceduto con la frantumazione di una certa quantità di roccia, circa 300 kg e si è quindi fermata la prova. Appurato il fatto che i martelli di uno stesso set si usurano allo stesso modo, per ogni set è stato scelto un martello di riferimento. Dal martello di riferimento si è ricavata una foto raffigurante il profilo usurato, al termine di ogni fase della frantumazione. Da ogni foto si è ricavato attraverso un programma di disegno tecnico 2D il

profilo del martello e si è potuto procedere con la misurazione del consumo dello spigolo. Queste operazioni sono state effettuate tre volte, su un totale di circa 900 Kg di roccia. La stessa procedura è stata effettuata per i martelli trattati. Vengono ora riportati profili dei martelli usurati, con le relative misurazioni. All'aumentare della quantità di roccia frantumata aumenta il consumo dei martelli.

### Martelli non trattati

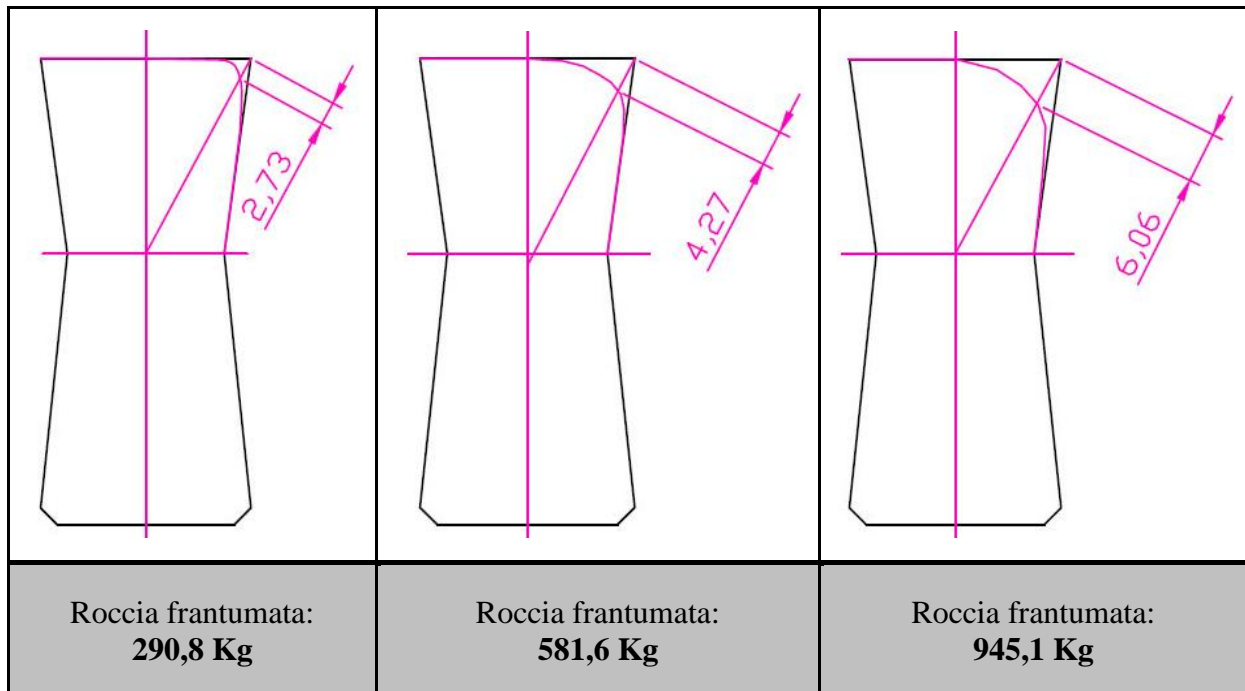
		
Roccia frantumata: <b>248,5 Kg</b>	Roccia frantumata: <b>548,7 Kg</b>	Roccia frantumata: <b>844,1 Kg</b>

Riporto ora i risultati ottenuti in una tabella riepilogativa.

	Peso roccia frantumata [kg]		Consumo dello spigolo [mm]
	Test	Cumulata	
<b>Inizio</b>	0	0	0,00
<b>Test 1</b>	248,5	248,5	3,83
<b>Test 2</b>	300,2	548,7	5,78
<b>Test 3</b>	295,4	844,1	8,89

La stessa procedura viene eseguita per i martelli trattati.

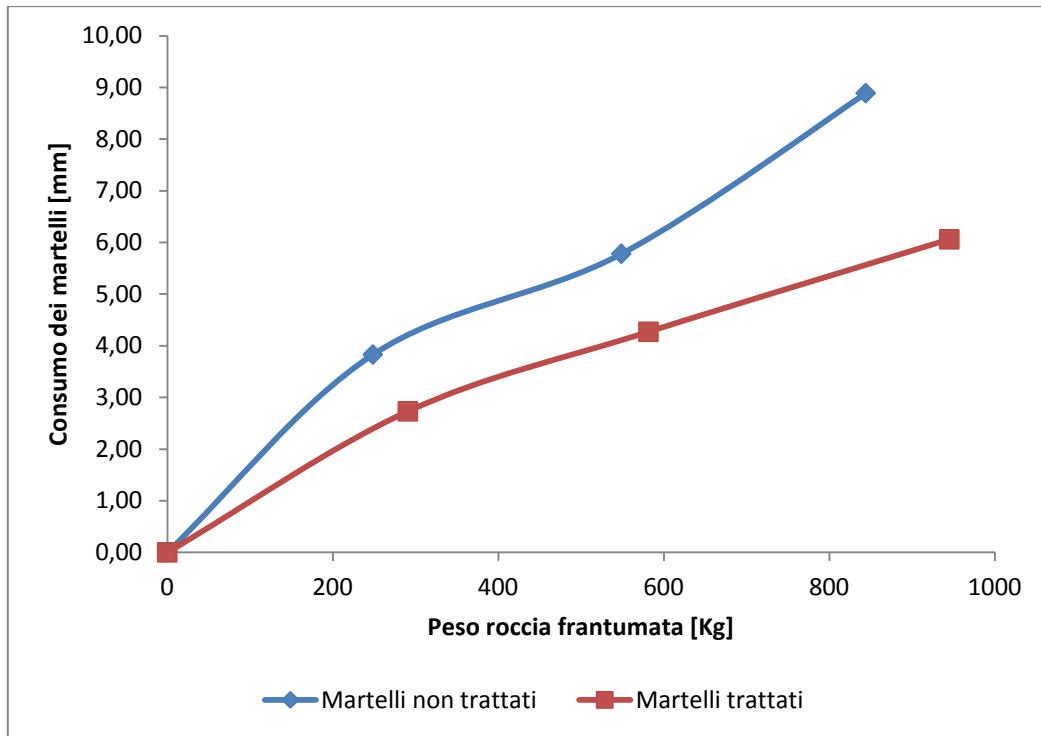
## Martelli trattati



Riporto i risultati in nella seguente tabella.

	Peso roccia frantumata [kg]		Consumo dello spigolo [mm]
	Test	Cumulata	
<b>Inizio</b>	0	0	0,00
<b>Test 1</b>	290,8	290,8	2,73
<b>Test 2</b>	290,8	581,6	4,27
<b>Test 3</b>	363,5	945,1	6,06

Rappresento graficamente i dati ottenuti in un grafico che ha in ascissa il peso cumulato della roccia frantumata e in ordinata il consumo che si verifica sullo spigolo.



*Fig. 4.14 – Andamento del consumo dei martelli in funzione della quantità di roccia frantumata.*

Dal grafico si può facilmente notare come i martelli trattati offrano una resistenza ad usura migliore, in quanto il consumo che si verifica è minore rispetto al caso dei martelli non trattati.

## 5. Modello simulativo

Uno dei principali requisiti dei processi di frantumazione e macinazione è la distribuzione dimensionale del prodotto ottenuto, sia nei casi in cui la roccia viene sottoposta a successive operazioni di separazione delle dimensioni utili per lavorazioni successive, sia in nel caso in cui il prodotto frantumato venga utilizzato direttamente senza nessun'altra lavorazione. Poiché questi processi consumano grandi quantità di energia, generano livelli significativi di polvere e rumore, e causano una notevole usura dei componenti, il miglioramento dell'efficienza di questi processi riveste una grande importanza e in questo caso la modellazione e la simulazione possono risultare strumenti utili a questo scopo.

### 5.1 Introduzione

Il modello realizzato per la presente tesi è basato su un modello matematico realizzato da S. Nikolov [42]. Il modello di Nikolov simula il processo di frantumazione di un frantoio ad impatto HSI, nel quale la distribuzione dimensionale del prodotto è funzione della granulometria della roccia in ingresso e dalla sua portata, e dalla velocità di rotazione del rotore. Tuttavia, questo modello presenta un limite importante, ossia non va a considerare il processo di usura dei martelli durante la frantumazione. Il modello sviluppato nella presente tesi va quindi ad implementare questo aspetto. L'usura nel modello viene introdotta in due fasi:

- Inizialmente si adatta il modello di Nikolov al mulino utilizzato per i test, introducendo come variabile la distanza tra martelli e piastre, in funzione della quale sarà calcolata la granulometria del prodotto.
- Successivamente la distanza tra martelli e piastre sarà correlata all'usura dei martelli: in questo modo sarà introdotta l'usura nel modello.

Una volta adattato il modello all'usura, si procederà con uno studio sulla vita utile dei componenti: l'obiettivo finale del modello simulativo è appunto prevedere il tempo di funzionamento del mulino prima che l'usura dei martelli ne pregiudichi le funzionalità. Rispetto al modello di Nikolov, in questo modello viene semplificato per quanto riguarda le variazioni di portata e di velocità di rotazione del rotore, che vengono mantenute costanti.

Il modello è stato implementato in codice Matlab, che integra numerose funzioni necessarie per i calcoli matriciali del modello simulativo.



## 5.2 Sviluppo del modello

Per la realizzazione di questo modello si è partiti dal modello di Whiten e White [43], mantenendone lo schema generale, ma variandone le funzioni di classificazione e frantumazione che descrivono il processo dal punto di vista statistico.

Rispetto ai frantoi a cono o mascelle, nei quali il processo di frantumazione è lento e avviene grazie a sforzi di compressione, nei frantoi a impatto questo avviene in un tempo molto ridotto e grazie a una propagazione dinamica delle cricche che comporta un rapido cedimento delle particelle. Maggiori sono le dimensioni delle particelle e più facilmente ne avviene la rottura, per il fatto che esse contengono microcricche di dimensioni maggiori rispetto a quelle più piccole.

### 5.2.1 Bilancio di massa

Una rappresentazione indicativa del processo di frantumazione può essere descritta dal seguente schema:

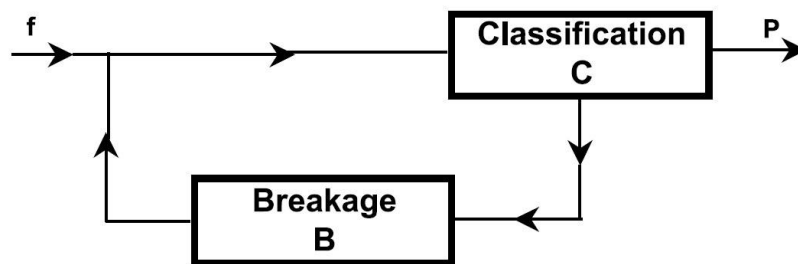


Fig. 5.1 – Schema del processo di frantumazione in un mulino a martelli.

Nello schema,  $f$  rappresenta il feed, ossia la roccia in ingresso da frantumare e  $p$  il prodotto;  $f$  e  $p$  sono due vettori che contengono la distribuzione dimensionale del materiale che compone rispettivamente il feed e il prodotto. La distribuzione dimensionale è espressa in termini di frazione percentuale in peso. Le dimensioni delle particelle sono suddivise per classi di dimensioni: queste sono definite dalle dimensioni delle maglie dei setacci utilizzati per ricavare le curve granulometriche. L'operatore  $C$  (funzione di classificazione) è una matrice diagonale che esprime la probabilità di rottura delle particelle di roccia in funzione della loro dimensione, mentre l'operatore  $B$  (funzione di rottura) è una matrice triangolare inferiore che esprime la distribuzione dimensionale media del prodotto ottenuto dalla frantumazione di una particella, in funzione della sua dimensione. Per una particella di una data dimensione, avremo quindi una certa probabilità di rottura, data dalla funzione di classificazione  $C$ , e nel caso in cui si abbia la rottura, una certa distribuzione del prodotto frantumato, data dalla

funzione di rottura B. Come evidenziato dallo schema, le particelle frantumate rientrano nel feed: il modello tiene conto infatti di ulteriori processi di frantumazione che possono avvenire in seguito all'impatto, che possono essere dovute, ad esempio, al contatto tra particelle, al secondo impatto con le piastre o allo schiacciamento del materiale che si verifica tra martelli e piastre. In accordo con Whithen [44], la distribuzione dimensionale del prodotto può essere calcolata nel seguente modo:

$$p = (I - C) \cdot (I - B \cdot C)^{-1} \cdot f$$

dove I è la matrice identità e  $(\cdot)^{-1}$  l'inversa di una matrice quadrata. Questa equazione, nel calcolo della granulometria del prodotto, utilizza la matrice inversa per considerare la reimmissione della roccia frantumata nel primo impatto nel flusso di materiale ancora da frantumare dove subirà un'ulteriore frantumazione.

### 5.2.2 Energia d'impatto per unità di massa

Si consideri l'impatto tra una singola particella e un martello montato sul rotore: un istante prima dell'impatto si ha che la massa e la velocità lineare del rotore sono molto maggiori rispetto a quelle della particella. Ne consegue che l'energia cinetica associata alla particella è trascurabile rispetto a quella del rotore. Secondo Attou [45], considerando la conservazione del momento lineare del sistema particella-martello prima e dopo l'impatto si ottiene la seguente espressione per l'energia d'impatto per unità di massa:

$$E = \frac{1}{2} \left( R + \frac{1}{2} H_b \right)^2 \cdot \omega^2$$

dove R (m) è il raggio del rotore,  $H_b$  (m) l'altezza del martello e  $\omega$  ( $s^{-1}$ ) la velocità angolare del rotore. Nel caso in esame la velocità di rotazione viene mantenuta costante e non si hanno quindi variazioni di energia, che sarà quindi anch'essa costante. Essa sarà quindi calcolata a scopo puramente dimostrativo, ma in realtà il suo valore non avrà alcuna influenza sul modello. Con il variare del gap tra martelli e piastre non si ha una modificazione dell'energia trasferita dal martello alle particelle di roccia, che determina la frattura nel primo impatto, ma una variazione delle forze di compressione tra martello-roccia-piastre che comporta una variazione del processo di frantumazione che avvengono successivamente al primo impatto. Con un raggio del rotore R pari a 0,255 m, l'altezza dei martelli pari a 0,023 m e una velocità angolare del rotore pari a 1957 rpm si ottiene un'energia per unità di massa E pari a 1491,4  $m^2/s^2$ .

### 5.2.3 Funzione di classificazione

Come detto in precedenza, la funzione di classificazione è rappresentata da una matrice diagonale, nella quale sono riportate le probabilità medie di rottura delle particelle, a seconda della classe di appartenenza della loro dimensione. La probabilità di rottura decresce con il diminuire della dimensione delle particelle, fino a raggiungere una dimensione minima,  $d_{\min}$ , al di sotto della quale la probabilità di rottura è nulla. Ci si aspetta che variazioni del gap comportino una variazione del suo valore. In particolare, all'aumentare del gap si ha una minore azione di compressione sul materiale e quindi ci si aspetta che le particelle abbiano una minore probabilità di rottura che comporta un aumento della dimensione minima alla quale si ha la rottura delle particelle.

Per ricavare  $d_{\min}$  e ottenere la funzione di classificazione si è proceduto nel seguente modo: presa una certa quantità di roccia è stata effettuata una vagliatura in modo da separarla per classi di dimensioni. Le classi di dimensioni sono determinate dalle maglie dei setacci e sono le seguenti:

- > 20 mm;
- 20 – 16 mm;
- 16 – 8 mm;
- 8 – 4 mm;
- 4 – 2 mm;
- 2 – 1 mm;
- 1 – 0.5 mm;
- 0,5 – 0,25 mm;
- 0,25 – 0,125 mm;
- 0,125 – 0,0625 mm.

A questo punto si è proceduto con la frantumazione di ogni materiale così separato, con il frantoio configurato con  $gap1 = 3$  e  $gap2 = 8$  (condizioni iniziali). Per ogni classe di dimensioni, una volta avvenuta la frantumazione, si setaccia il prodotto con un solo setaccio con maglie di dimensioni pari alla dimensione inferiore della classe di appartenenza. Pesando il materiale passante e ottenendo la frazione in peso si calcola così la probabilità di rottura delle particelle.

Dal test effettuato si è ottenuto il seguente risultato:

<b>Classi di dimensioni</b>	<b>Probabilità di rottura ottenuta sperimentalmente</b>
> 20 mm	0,995
20 – 16 mm;	0,993
16 – 8 mm;	0,970
8 – 4 mm;	0,937
4 – 2 mm;	0,680
2 – 1 mm;	0,198
1 – 0.5 mm;	0,019
0.5 – 0.25 mm;	0,007
0.25 – 0.125 mm;	0,000
0.125 – 0.0625 mm.	0,000
< 0,0625 mm	0,000

A questo punto si devono interpolare i dati ottenuti con una funzione che sarà poi utilizzata nel modello simulativo per ottenere in via analitica la funzione di classificazione. Per il calcolo degli elementi sulla diagonale della matrice C, Nikolov ha proposto la seguente equazione:

$$C_i(d_i) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{d_i - d_{min}}{d_{min}} \right)^k \right]$$

dove  $d_i$  sono le dimensioni delle particelle. La probabilità di rottura per particelle di dimensioni inferiori a  $d_{min}$  è  $C_i(d_i) = 0$  per definizione. Per effettuare il calcolo, per ogni classe viene presa come  $d_i$  la dimensione del limite inferiore della classe di appartenenza. Il migliore fitting dei dati si ottiene con un valore di  $k$  pari a 0,7 e di  $d_{min}$  pari a 1,225 che, osservando i dati, può essere considerato ragionevole. Si ottengono quindi i seguenti valori della funzione di classificazione, che vengono riportati a fianco di quelli sperimentali per confronto:

Classi di dimensioni	Probabilità di rottura ottenuta sperimentalmente	Probabilità di rottura calcolata
> 20 mm	0,995	1,000
20 – 16 mm;	0,993	0,998
16 – 8 mm;	0,970	0,987
8 – 4 mm;	0,937	0,915
4 – 2 mm;	0,680	0,701
2 – 1 mm;	0,198	0,237
1 – 0.5 mm;	0,019	0,000
0.5 – 0.25 mm;	0,007	0,000
0.25 – 0.125 mm;	0,000	0,000
0.125 – 0.0625 mm.	0,000	0,000
< 0,0625 mm	0,000	0,000

Riportando questi dati graficamente si evidenzia un buona aderenza tra i dati sperimentali e quelli calcolati.

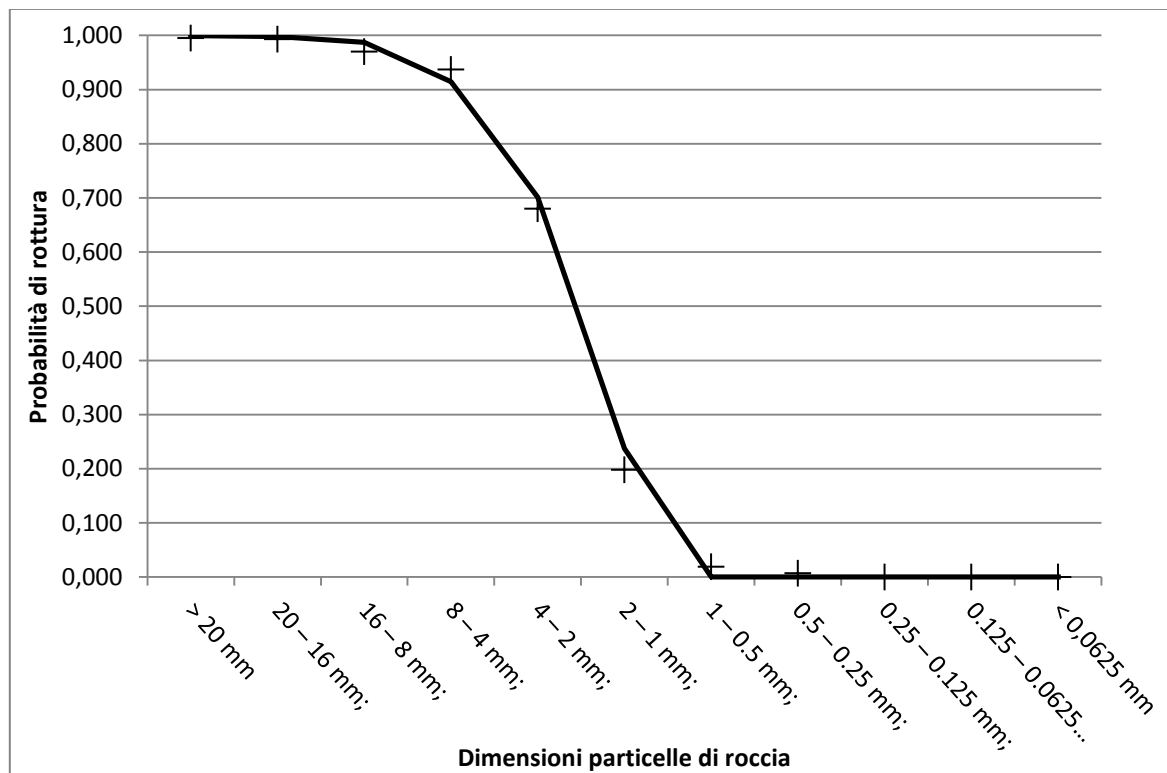


Fig. 5.2 – Probabilità di rottura delle particelle di roccia in funzione della dimensione. La linea tratteggiata rappresenta i dati calcolati, i punti indicati rappresentano i dati sperimentali.

A causa della dispendiosità del test effettuato in termini di tempo e risorse, si è proceduto con questo esperimento solo nelle condizioni iniziali. Per i test effettuati aumentando il gap tra martelli e piastre i diversi i parametri sono state ricavati attraverso metodi analitici, che vedremo in seguito.

## 5.2.4 Funzione di rottura

Come già accennato, la funzione di rottura è rappresentata dalla matrice triangolare inferiore B: si parte dal presupposto che dalla rottura di una particella di una certa dimensione si generano detriti di dimensioni distribuite nelle varie classi di dimensioni inferiori. La matrice B contiene, per ogni classe di dimensioni del materiale da frantumare i valori delle frazioni di detriti generati, per ogni classe di dimensione di materiale frantumato.

Per chiarire il concetto prendiamo la seguente tabella esemplificativa:

		Dimensione particella da frantumare				
		> 20 mm	20 – 16 mm;	16 – 8 mm;	8 – 4 mm;	4 – 2 mm;
Dimensione particella frantumata	> 20 mm	0,193	0,000	0,000	0,000	0,000
	20 – 16 mm;	0,116	0,063	0,000	0,000	0,000
	16 – 8 mm;	0,289	0,357	0,193	0,000	0,000
	8 – 4 mm;	0,182	0,251	0,325	0,193	0,000
	4 – 2 mm;	0,103	0,151	0,214	0,325	0,193

Questa tabella è un estratto della matrice B. Prendiamo ad esempio una particella da frantumare di dimensioni comprese tra 20 e 16 mm: dalla rottura si genera una frazione del 6,3 % (frazione pari a 0,063) di detriti compresa tra 20 e 16 mm (cioè rimangono nella stessa classe di appartenenza), una frazione del 35,7 % (0,357) compresa tra 16 e 8 mm, una frazione del 25,1 % (0,251) tra 8 e 4 mm e così via. La matrice è triangolare inferiore perché dalla frantumazione non si possono ricavare detriti di dimensioni superiori alla classe di appartenenza della particella da frantumare. Prima di procedere con il calcolo della matrice B bisogna passare per uno step intermedio, ossia la funzione di distribuzione dopo rottura. In accordo con Karra [46], la funzione di distribuzione dopo rottura  $b_{ij}$  rappresenta la frazione dei detriti creati dalla rottura di particelle di dimensioni  $d_j$  che passano attraverso un setaccio di dimensioni  $d_i$ . Secondo Kelly e Spottiswood [47] in un frantoio a martelli si possono verificare due meccanismi di rottura a livello microscopico: frantumazione e sfaldamento. Per questo motivo si è deciso di ottenere la funzione  $b_{ij}$  come somma di due distribuzioni probabilistiche, una riguardante le particelle più fini che subiscono lo sfaldamento e un'altra riguardante le particelle più grossolane che subiscono la frantumazione. Un parametro importante è quindi la quantità di particelle fini, indicata con  $\phi$ .

Secondo Nikolov, il valore di  $\phi$  varia con la portata e l'energia del rotore: essendo in questo esperimento costanti, a questo parametro viene assegnato il valore pari alla frazione delle particelle di dimensioni inferiori a 2 mm presenti nel feed. Questo valore, pari al 9,4 % (0,094) con buona approssimazione viene arrotondato al 10 % (0,10) e si assume costante nei vari test. Il calcolo di  $b_{ij}$  viene quindi effettuato secondo l'equazione:

$$b_{ij}(d_i, d_j) = 1,582 \cdot \left\{ \phi \cdot \left[ 1 - \exp\left(-\left(\frac{d_i}{d_j}\right)^m\right) \right] + (1 - \phi) \cdot \left[ 1 - \exp\left(-\left(\frac{d_i}{d_j}\right)^l\right) \right] \right\}$$

dove  $\phi$  è la frazione di fini,  $m$  ed  $l$  due costanti relative al materiale, rispettivamente al fine e al grossolano. Infine, il valore 1,582 è un fattore di normalizzazione. I valori scelti per  $m$  ed  $l$  sono rispettivamente 1,20 e 0,95, in quanto garantiscono la miglior corrispondenza tra i dati sperimentali e quelli analitici. Le due distribuzioni utilizzate, ricavate da Broadbent e Calcott [48] sono delle distribuzioni di Weibull normalizzate, a partire da una dimensione delle particelle pari a 0, che trovano giustificazione da considerazioni fisiche relative alla frattura fragile.

A questo punto si può procedere con il calcolo della matrice  $B$ , corrispondente alla funzione di rottura. Questa è calcolata secondo il metodo ricavato da King [49]. Si parte dal presupposto che la distribuzione dimensionale del feed e del prodotto sono ottenute con una serie di setacci, in questo caso 10, più il piatto sottostante, equivalente a un setaccio con dimensioni delle maglie pari a 0. Le maglie hanno quindi dimensioni  $D_i$  con  $i$  che va da 1 a 10;  $D_{11}$  (relativo al piatto) è pari a 0 per definizione. Si consideri ora il concetto di dimensione rappresentativa delle particelle appartenenti ad una certa classe di dimensioni. Prese le dimensioni delle maglie di due setacci successivi, che chiamiamo  $D_i$  e  $D_{i+1}$ , il calcolo della dimensione rappresentativa delle particelle di dimensioni comprese tra  $D_i$  e  $D_{i+1}$  viene effettuato secondo l'equazione:

$$d_i = \sqrt{D_i \cdot D_{i+1}}$$

Si può ora procedere con il calcolo degli elementi non nulli della matrice  $B$ , nel seguente modo:

$$B_{ij} = b_{(i-1)j}(D_{i-1}, d_j) - b_{ij}(D_i, D_j)$$

Per gli elementi sulla diagonale si procede invece nel seguente modo:

$$B_{jj} = 1 - b_{jj}(D_j, d_j)$$

A questo punto si hanno tutti gli elementi per procedere con la simulazione.

### 5.3 Simulazione e Risultati

Il modello matematico è sviluppato in codice Matlab. È stato validato nel frantoio ad impatto HSI funzionante, con la seguente configurazione:

- velocità del rotore = 1957 rpm;
- portata = 80 kg/h;
- altezza dei martelli sporgenti dal rotore = 23 mm;
- raggio del rotore = 255 mm.

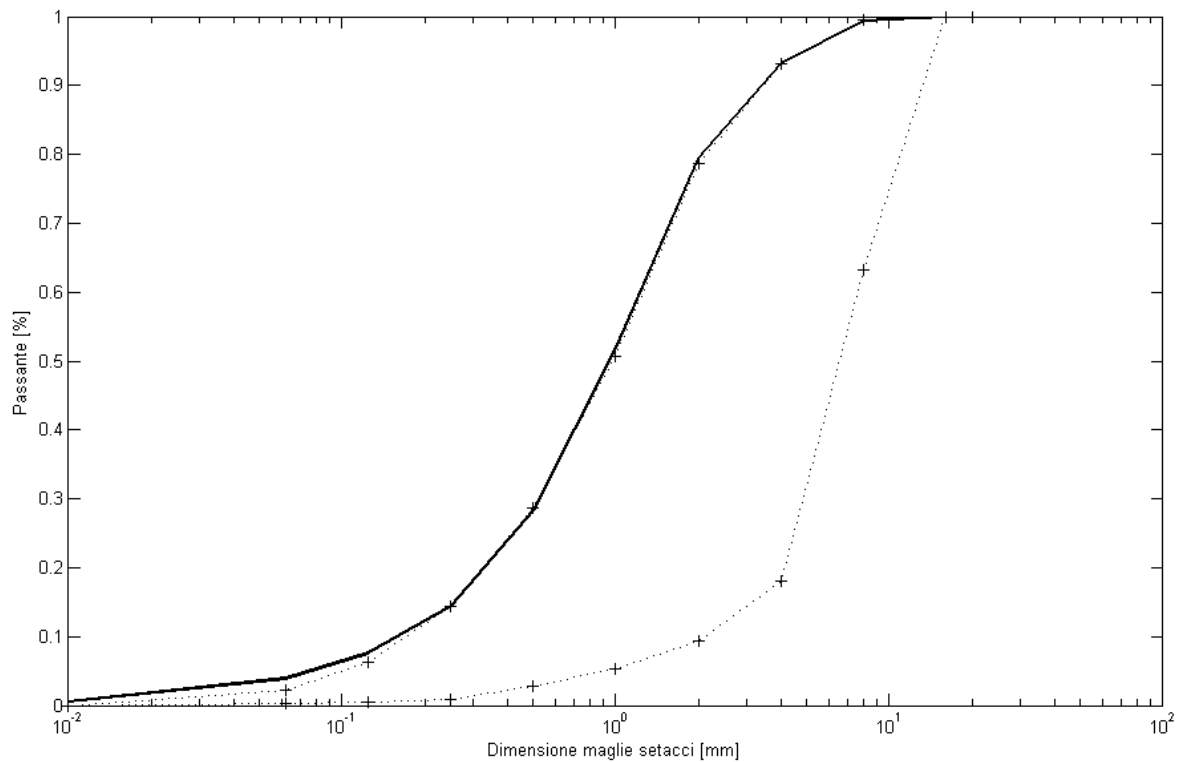
Condizioni iniziali:

- gap1 = 8 mm;
- gap2 = 3 mm.

Costanti del modello:

- $d_{\min} = 1,225$ ;
- $k = 0,7$ ;
- $m = 1,20$
- $l = 0,95$ .

Con i parametri così impostati si è ottenuto il seguente grafico semilogaritmico con in ascissa le dimensioni delle particelle e in ordinata il passante cumulato.



*Fig. 5.3 – Grafico contenente le curve granulometriche del feed (a destra) e del prodotto (a sinistra), relativo al test 1 (gap1 = 8 mm, gap2 = 3 mm); la linea continua è relativa ai dati simulati, la linea tratteggiata ai dati sperimentali.*



La curva granulometrica a destra riguarda il feed, quella a destra rappresentata in linea continua è la curva granulometrica del prodotto ottenuto attraverso la prova di frantumazione, e infine la curva granulometrica tratteggiata che passa per i punti indicati è la curva granulometrica del prodotto simulata attraverso il modello realizzato. Come si può notare si ha una notevole corrispondenza tra le due curve, in particolar modo nella parte riguardante le dimensioni delle particelle maggiori.

#### 5.4 Introduzione della variabile $\Delta g$ nel modello simulativo

Si vuole ora introdurre la variabile  $\Delta g$  nel modello simulativo, in modo da simulare le varie curve granulometriche al crescere del suo valore. Come già detto,  $d_{min}$  è pari a 1,225 mm. Nikolov per il calcolo di questo parametro ha suggerito la seguente equazione, tenendo conto dell'energia e della portata:

$$d_{min} = d_{max} \cdot \exp \left\{ - \left[ c_0 + c_1 \cdot \ln \left( \frac{Q_0}{Q} \right) \right] \cdot \left( \frac{E}{E_0} \right)^n \right\}$$

In questo caso portata ed energia possono essere considerati costanti e la formula può essere quindi così semplificata:

$$d_{min} = d_{max} \cdot \exp(-c_0)$$

dove  $d_{max}$  è la massima dimensione delle particelle del feed, quantificata in 10 mm, e  $c_0$  una costante che dipende sia dal tipo di roccia che dalle condizioni operative. Assunto che il  $d_{min}$  utilizzato nel primo caso è pari a 1,225 mm, si può ricavare il valore di  $c_0$  che è pari a 2,10. D'ora in avanti si terrà in considerazione il parametro  $c_0$  e non  $d_{min}$ , che viene tuttavia calcolato a partire dal valore di  $c_0$  secondo la formula appena descritta. La formula così semplificata non è tuttavia adatta al nostro scopo, infatti  $c_0$  non è costante, ma varia nei vari test con l'aumentare del gap. Lo stesso avviene per il parametro  $k$ : anche per questo parametro si deve prevedere una sua variabilità rispetto al gap. In sintesi, si deve introdurre nelle formule per il calcolo di  $c_0$  e  $k$  la variabile relativa al gap. Si è osservato che per ottenere una buona adesione dei dati sperimentali con quelli simulati nei vari test, si devono utilizzare le seguenti coppie di valori di  $c_0$  e  $k$ :

Test	Gap1 [mm]	Gap2 [mm]	$\Delta g$ : Aumento dei gap rispetto al Test 1 [mm]	$c_0$	k
1	8	3	0	2,10	0,70
2	10	5	2	2,05	0,67
3	12	7	4	2,00	0,65
4	14	9	6	1,60	0,63

Ricordo che gap1 e gap2 vengono aumentati entrambi della stessa quantità per simulare l'usura dei martelli, che comporta lo stesso allontanamento sia dalla prima che dalla seconda piastra. In sintesi, se abbiamo un'usura di 2 mm dei martelli, si avrà un aumento del gap di 2 mm con entrambe le piastre.

Riporto ora nei rispettivi grafici l'andamento delle due costanti, in funzione dell'aumento del gap rispetto alle condizioni di partenza (Test 1), indicato con  $\Delta g$ . Per  $c_0$  si ottiene il seguente grafico:

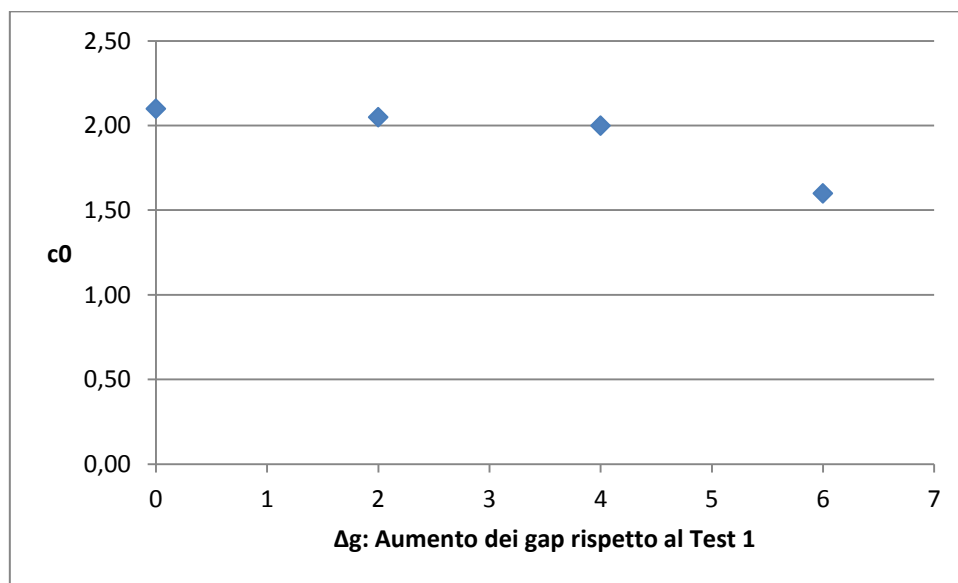


Fig. 5.4 – Variazione del parametro  $c_0$  in funzione di  $\Delta g$ .

All'aumentare dei gap si ha una diminuzione di  $c_0$ , che equivale a un aumento della dimensione minima delle particelle che giungono a rottura, corrispondente a un peggioramento della capacità di frantumazione. Osservando i dati, si può notare un andamento prima lineare, e poi una brusca diminuzione del suo valore. Per la simulazione del suo valore si è proceduto secondo queste assunzioni:

- Il primo tratto è lineare in quanto a governare il processo di frantumazione è il gap tra i martelli e le piastre. All'aumentare del gap peggiorano in modo lineare le capacità di frantumazione del frantoio.

- Al termine del primo tratto si ha una perdita di linearità della curva, dovuta al fatto che, aumentando ulteriormente i gap, viene a diminuire l'entità della frantumazione che si ha grazie allo schiacciamento tra martelli e piastre. È un tratto di transizione nel quale la frantumazione che avviene grazie allo schiacciamento tra martelli e piastre perde via via di importanza all'aumentare del gap, e la frantumazione si verifica principalmente per impatto tra roccia e martelli.
- Si arriva ad un certo valore del gap in cui la frantumazione dipende esclusivamente dall'impatto con i martelli e quindi all'aumentare del gap non si ha più un peggioramento delle capacità di frantumazione, che si ripercuote in un valore di  $c_0$  costante. In questo caso si è seguita una linea teorica e procede per estrapolazione: test effettuati con gap così ampi non sono significativi. Si assume che con un aumento del gap pari a 10 mm, pari cioè alle dimensioni massime delle particelle componenti il feed, il processo di frantumazione non risenta più del suo aumento e dipenda solo dall'impatto tra roccia e martelli. Per semplicità si assegna a  $c_0$  il valore di 1,00 per gap superiori a 10 mm.

Applicando queste considerazioni si ottiene il seguente andamento di  $c_0$  in funzione dell'aumento del gap:

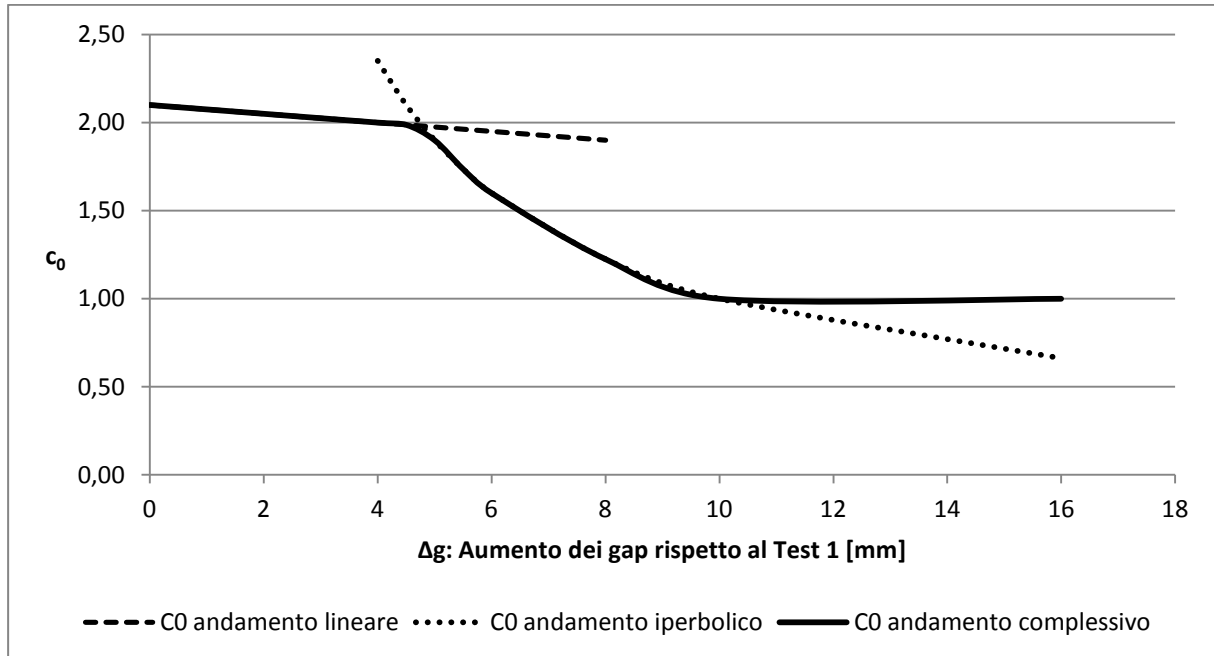


Fig. 5.5 – Simulazione dell'andamento di  $c_0$  in funzione di  $\Delta g$ .

Per ricavare questo andamento si utilizzano i ragionamenti sopra descritti: dapprima si ha un andamento lineare e l'equazione è la seguente:

$$c_0 = 2,10 - 0,025 \cdot \Delta g$$

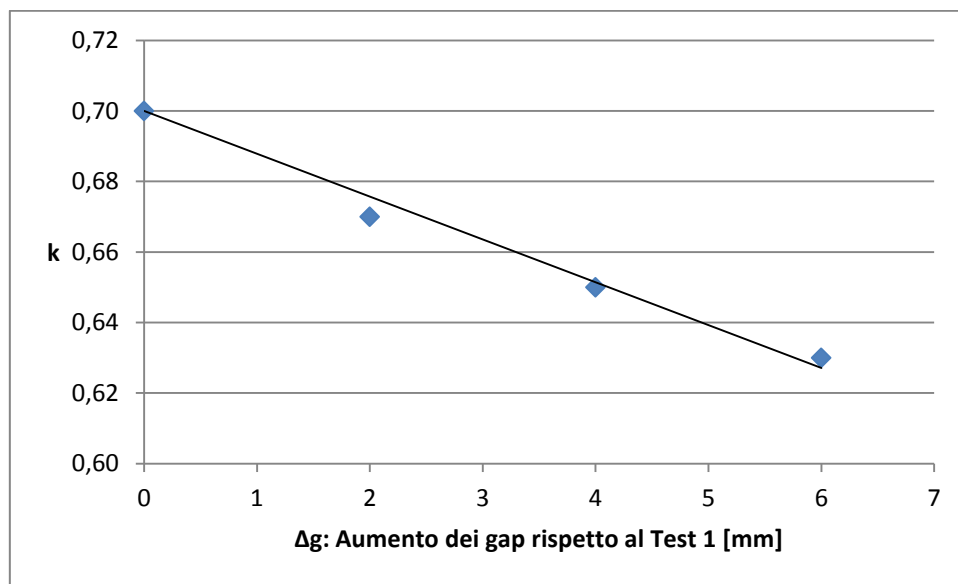
dove  $\Delta g$  è l'aumento del gap rispetto alle condizioni di partenza del test 1.

Successivamente si ha il passaggio ad un andamento iperbolico di equazione

$$c_0 = \frac{9}{\Delta g} + 0,1$$

dove  $\Delta g$  mantiene lo stesso significato visto in precedenza. La deviazione dalla linearità si ha a partire da un  $\Delta g$  di circa 5 mm. Infine, come spiegato in precedenza, per valori di  $\Delta g$  maggiori di 10 mm si ha un valore costante di  $c_0$  pari a 1, assunto come valore teorico.

Si procede ora con la rappresentazione grafica dell'andamento di  $k$ .



*Fig. 5.6 – Andamento di  $k$  all'aumentare di  $\Delta g$ .*

Balza immediatamente all'occhio il comportamento approssimativamente lineare di  $k$  in funzione dell'aumento del gap. Per la simulazione di questo parametro si è scelto quindi di utilizzare la seguente equazione:

$$k = 0,70 - 0,012 \cdot \Delta g$$

dove  $\Delta g$  è l'aumento del gap rispetto alle condizioni di partenza del test 1.

A questo punto sono stati definiti tutti i parametri e si può procedere con la simulazione. Il modello matematico in Matlab funziona nel seguente modo:

- Il punto di partenza è l'acquisizione della granulometria del feed;
- Successivamente richiede il  $\Delta g$ , cioè l'aumento del gap rispetto alle condizioni di partenza del test 1;
- Calcola i parametri  $c_0$  e  $k$  secondo i criteri descritti;
- A partire da questi parametri calcola le matrici  $C$  e  $B$ ;

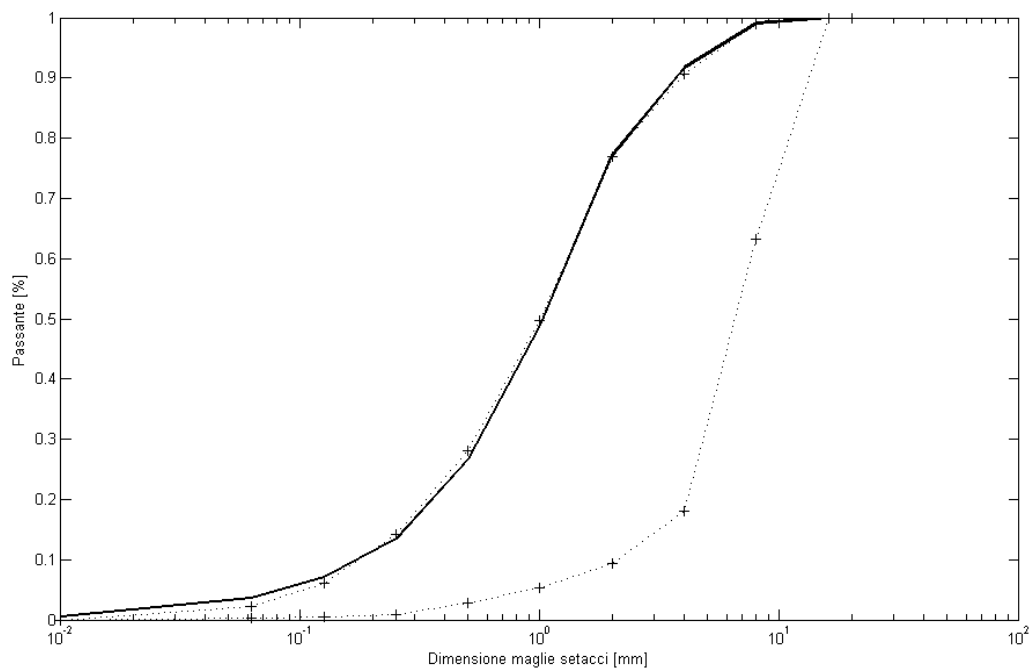
- Al termine viene calcolata la granulometria del prodotto che viene riportata in un grafico semilogaritmico con in ascissa le dimensioni delle particelle e in ordinata il passante cumulato.

I risultati ottenuti con il Test 1 sono già stati riportati in precedenza. Riporto ora i grafici ottenuti riguardanti le simulazioni dei test 2, 3 e 4.

Ogni grafico sarà così composto:

- La curva granulometrica tratteggiata spostata a destra è relativa al feed;
- La curva granulometrica tratteggiata spostata a sinistra è relativa ai dati sperimentali del prodotto del test in corso;
- La curva granulometrica nera continua è relativa ai dati simulati del test in corso.

*Test 2:  $\Delta g = 2 \text{ mm} \rightarrow \text{gap1} = 10 \text{ mm}, \text{gap2} = 5 \text{ mm};$*



**Fig. 5.7 – Curva granulometrica relativa al Test 2.**

Test 3:  $\Delta g = 3 \text{ mm} \rightarrow \text{gap1} = 12 \text{ mm}, \text{gap2} = 7 \text{ mm};$

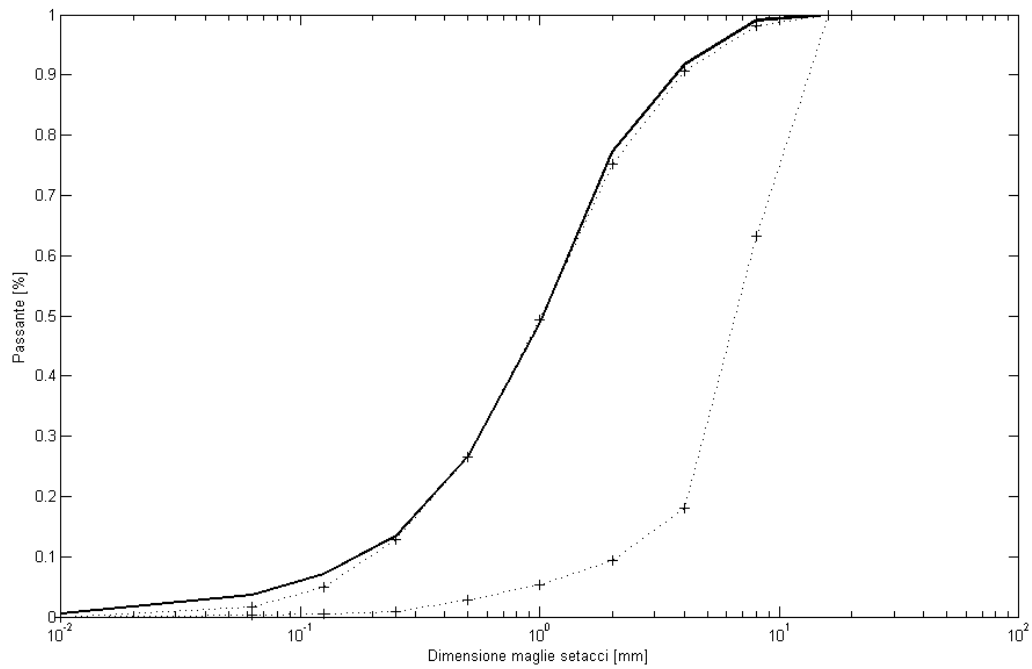


Fig. 5.8 – Curva granulometrica relativa al Test 3.

Test 4:  $\Delta g = 4 \text{ mm} \rightarrow \text{gap1} = 14 \text{ mm}, \text{gap2} = 9 \text{ mm};$

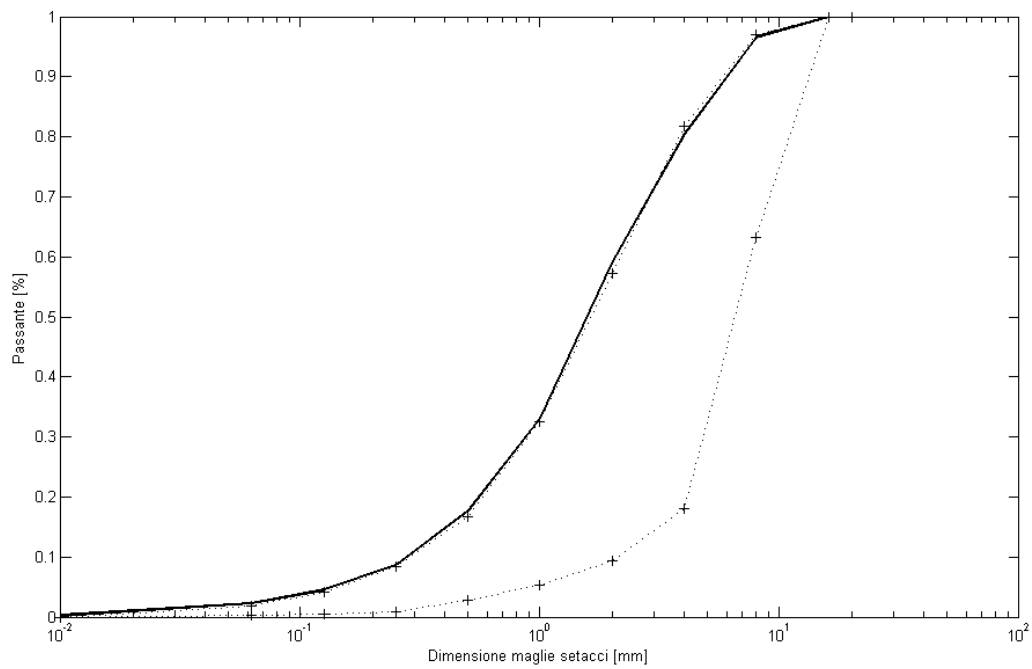


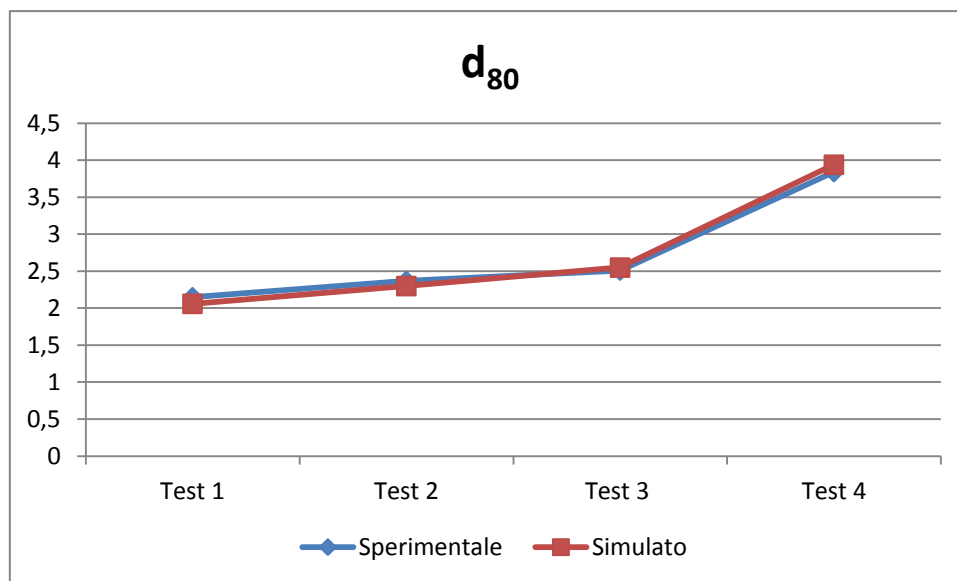
Fig. 5.9 – Curva granulometrica relativa al Test 4.

Dai grafici si può osservare una buona corrispondenza tra i dati simulati e i dati sperimentali, che dimostra la validità del modello matematico realizzato.

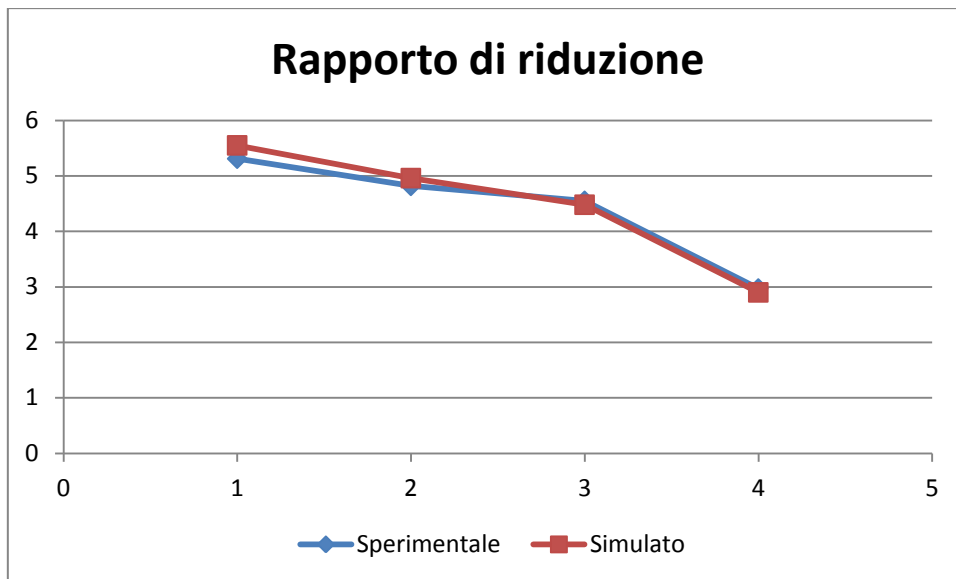
Riporto ora i valori di  $d_{80}$  e dei rapporti di riduzione ottenuti attraverso il modello simulativo e li riporto graficamente, confrontandoli con i dati reali, in modo da evidenziare l'efficacia della simulazione effettuata.

Test	$D_{80}$ [mm]		Rapporto di Riduzione	
	Sperimentale	Simulato	Sperimentale	Simulato
<b>Test 1</b> (Gap 1 = 3 mm, Gap 2 = 8 mm)	2,15	2.06	5,31	5.55
<b>Test 2</b> (Gap 1 = 5 mm, Gap 2 = 10 mm)	2,37	2.30	4,82	4.96
<b>Test 3</b> (Gap 1 = 7 mm, Gap 2 = 12 mm)	2,51	2.55	4,55	4.48
<b>Test 4</b> (Gap 1 = 9 mm, Gap 2 = 14 mm)	3,84	3.94	2,97	2.90

Riporto ora graficamente i risultati simulati confrontandoli con quelli ottenuti sperimentalmente.



*Fig. 5.10 – Andamento di  $d_{80}$  nei 4 test effettuati.*



*Fig. 5.11 – Andamento del rapporto di riduzione nei 4 test effettuati.*

È facile notare come, in buona approssimazione, il modello matematico simuli in modo efficace il comportamento del frantoio: si ha infatti una buona corrispondenza tra i dati sperimentali e quelli simulati. Nella prossima sezione si procederà con l'adattamento del modello simulativo appena realizzato ad un modello di usura, applicato sempre allo stesso mulino operante nelle medesime condizioni.

### **5.5 Introduzione dell'usura nel modello simulativo**

Il modello simulativo realizzato in precedenza permette di ottenere una previsione della granulometria del prodotto al variare della distanza tra piastre e martelli. Si vuole ora utilizzare lo stesso modello, leggermente modificato, per ottenere una previsione della granulometria del prodotto al variare dell'usura che si ha durante il funzionamento del mulino. Durante il funzionamento del mulino l'usura causa un arrotondamento dello spigolo dei martelli maggiormente soggetto a sollecitazione e questo fenomeno porta ad un aumento della distanza tra i martelli e le piastre che, come già detto in precedenza, porta ad un peggioramento delle prestazioni del mulino. Il consumo dei martelli, in funzione della quantità di roccia frantumata è rappresentato nei grafici del capitolo 4.10. Si può facilmente notare che nel caso dei martelli non trattati si abbia un'usura molto più evidente che comporta un consumo molto più marcato rispetto ai martelli trattati. Il tasso di usura sarà quindi utile nel modello per prevedere quanta roccia sarà possibile macinare prima di che l'usura causi un abbassamento delle prestazioni tale per cui il prodotto non è più accettabile. Per valutare l'accettabilità del prodotto si è pensato di utilizzare il rapporto di riduzione  $n$ : quando questo



scende al di sotto di un valore limite, il prodotto non è più conforme ai criteri richiesti e si devono quindi attuare delle misure correttive prima di procedere nuovamente con la frantumazione. Questo aspetto sarà affrontato nella simulazione del programma di manutenzione, descritto nel capitolo successivo.

Si vuole quindi procedere con l'adattamento del modello precedente correlando l'aumento del gap con il tasso di usura: innanzitutto bisogna introdurre nel modello una nuova variabile: la quantità di roccia macinata. Conoscendone il valore possiamo ricavare il consumo dei martelli, attraverso i grafici che riportano il consumo dei martelli in funzione della quantità di roccia macinata. A questo punto si devono adattare i parametri relativi alla funzione di classificazione: se per  $k$  si può mantenere la relazione lineare vista in precedenza, per  $c_0$  si deve ragionare in modo leggermente diverso rispetto al caso precedente: nell'adattamento del modello all'usura, bisogna considerare che il peggioramento delle capacità di frantumazione del mulino non sono più dovute al progressivo allontanamento delle piastre, ma sono dovute all'usura dei martelli. Se il mulino viene mantenuto in azione per un tempo lunghissimo, idealmente l'usura porta ad un consumo totale dei martelli. Queste sono condizioni che nei casi reali non avvengono mai, perché i martelli vengono sostituiti ben prima di raggiungere un'usura così elevata. Nel nostro caso questo aspetto è utile per delimitare il valore del parametro  $c_0$  nel modello, nel caso estremo di usura totale dei martelli. Seguendo queste considerazioni, si è proceduto nel seguente modo per la determinazione del suo valore in funzione del consumo dei martelli:

- Inizialmente, come nel modello precedente, si ha un andamento lineare, poiché il processo di frantumazione è governato dal gap tra i martelli e le piastre. All'aumentare del gap peggiorano in modo lineare le capacità di frantumazione del frantoio.
- Successivamente, al termine del primo tratto lineare si ha una perdita di linearità della curva, per il fatto che, aumentando ulteriormente i gap, diminuisce l'entità della frantumazione che si ha grazie allo schiacciamento tra martelli e piastre e la frantumazione per impatto contro i martelli assume sempre maggiore importanza sulla frantumazione per schiacciamento.
- Tuttavia, allo stesso tempo, con il consumo dei martelli e una successiva diminuzione di altezza si ha una riduzione dell'energia d'impatto. Si osservi a questo scopo la formula del calcolo dell'energia, che riporto nuovamente:

$$E = \frac{1}{2} \left( R + \frac{1}{2} H_b \right)^2 \cdot \omega^2$$

Diminuendo il valore di  $H_b$ , diminuisce il valore dell'energia e con esso la capacità di frantumazione del mulino [42]. Tuttavia, non è di interesse per questo modello la diminuzione dell'energia d'impatto per usura, in quanto questa diventa significativa solo per valori di usura che non vengono raggiunti in quanto la sostituzione del martello viene effettuata molto prima del loro raggiungimento. La diminuzione dell'energia d'impatto viene comunque in parte inglobata nel parametro  $c_0$ : arrivati al punto in cui il processo di frantumazione dipende esclusivamente dall'impatto tra la roccia e i martelli, con l'aumento dell'usura si ha una perdita della capacità di frantumazione, fino a quando si ha un'usura completa del martello. Il valore di  $c_0$  diminuisce quindi progressivamente, con andamento iperbolico, fino a quando non si raggiunge un  $\Delta g$  pari a 26 mm (corrispondente ad un consumo totale dei martelli) in corrispondenza del quale ha valore 0, che corrisponde ad una frantumazione non possibile da parte del mulino a causa appunto del completo consumo dei martelli.

Da questi ragionamenti si ottiene l'andamento di  $c_0$  in funzione del tasso di usura, rappresentato nel grafico seguente.

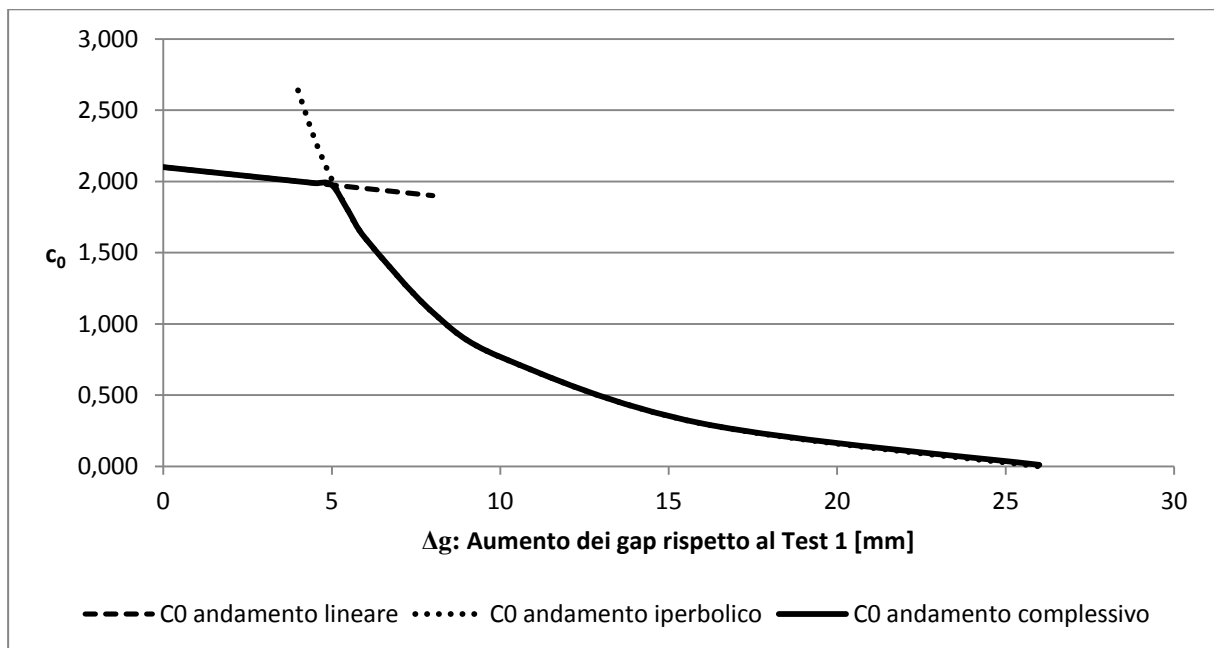


Fig. 5.12 – Simulazione dell'andamento di  $c_0$  in funzione di  $\Delta g$ , nel caso in cui si abbia usura dei martelli.

Inizialmente si ha un andamento lineare e l'equazione è la seguente:

$$c_0 = 2,10 - 0,025 \cdot \Delta g$$

dove  $\Delta g$  è l'aumento del gap rispetto alle condizioni di partenza del test 1.

Successivamente si ha il passaggio ad un andamento iperbolico di equazione

$$c_0 = \frac{12.5}{\Delta g} - 0,48$$

Oltre il valore di  $\Delta g$  pari a 26 mm  $c_0$  è costante e pari a 0; va sottolineato comunque che un valore di  $\Delta g$  superiore a 26 mm non ha significato, in quanto corrisponde ad un'altezza dei martelli inferiore a 0.

Nel modello di usura si deve introdurre una nuova variabile, ossia l'usura delle piastre. Questa agisce su di esse diminuendone lo spessore. Nella presente tesi non sono stati tuttavia condotti particolari studi relativi alla loro usura, in quanto questo aspetto richiederebbe uno studio completo del tasso di usura di esse all'aumentare della quantità di roccia frantumata, come fatto in precedenza per i martelli. Per ottenere un valore indicativo si è misurato il loro consumo, pari a circa 14,8 mm per la prima piastra e a circa 16,8 mm per la seconda piastra, su un totale di circa 1800 Kg di roccia frantumata. Considerando un'usura media di 15,8 mm, si ottiene un tasso di usura medio pari a 0,0088 mm per ogni Kg di roccia frantumata. L'usura delle piastre si somma a quella dei martelli, poiché l'effetto è analogo a quello dell'usura di quest'ultimi, ossia un aumento della distanza reciproca tra piastre e martelli.



*Fig. 5.13 – Confronto tra piastre nuove (a sinistra) e piastre usurate (a destra).*

Viene riportato nuovamente il grafico relativo all'usura dei martelli e attraverso una regressione lineare si ottiene una relazione che approssima i due andamenti. Viene ricavata quindi la funzione del consumo dello spigolo all'aumentare della quantità di roccia frantumata.

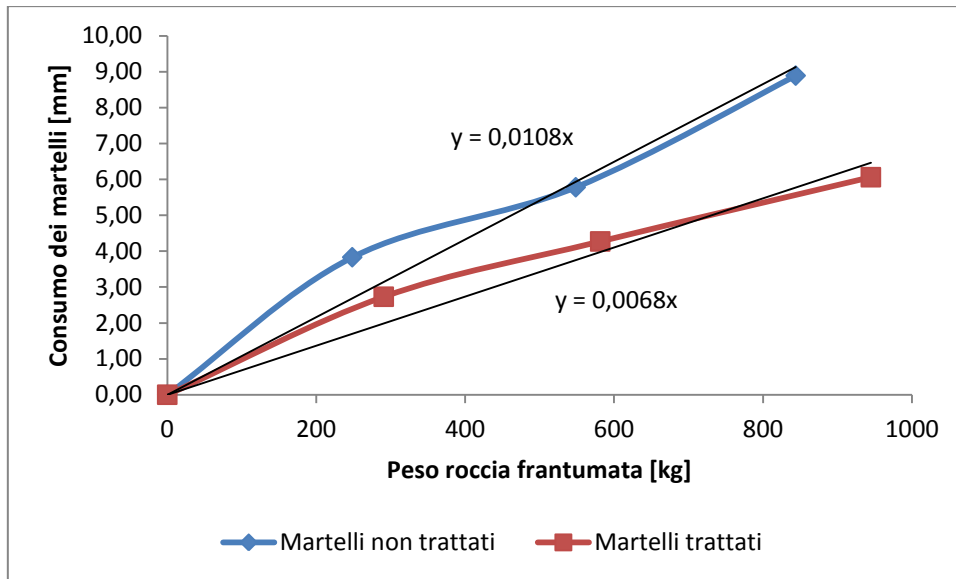


Fig. 5.14 – Calcolo del tasso di usura per i martelli non trattati e non trattati mediante interpolazione lineare dei dati.

Si ottengono quindi le seguenti equazioni per la simulazione dell'usura dei martelli. Per i martelli non trattati  $\Delta g$  è espressa nel seguente modo:

$$\Delta g_{nt} = 0,0108 \cdot P$$

dove  $P$  è la quantità di roccia frantumata, espressa in kg. Per i martelli trattati invece l'equazione è la seguente:

$$\Delta g_t = 0,0068 \cdot P$$

dove  $P$  ha lo stesso significato visto in precedenza.

Per le piastre si assume il seguente andamento di  $\Delta g$ , secondo quanto calcolato in precedenza:

$$\Delta g_p = 0,0088 \cdot P$$

Poiché l'aumento della distanza tra martelli e piastre è dato dalla somma dell'usura di martelli e piastre, si ottiene che il  $\Delta g$  per usura è calcolato nel seguente modo, distinguendo tra martelli trattati e non trattati:

- Martelli non trattati

$$\Delta g = \Delta g_{nt} + \Delta g_p = (0,0108 + 0,0088) \cdot P = 0,0196 \cdot P$$

- Martelli trattati

$$\Delta g = \Delta g_t + \Delta g_p = (0,0068 + 0,0088) \cdot P = 0,0156 \cdot P$$

A questo punto si può procedere con la simulazione della granulometria in funzione della quantità di roccia frantumata ad una portata di alimentazione pari ad 80 kg/h. Conoscendo la quantità di roccia frantumata e la portata si può correlare inoltre la granulometria del prodotto al tempo di funzionamento del mulino, grandezza più facile da gestire in un ambiente di

lavoro. A questo punto si fissa un valore del rapporto di riduzione minimo al di sotto del quale il prodotto non è più conforme: per il nostro test si è scelto un valore limite pari a 4. Procedendo ora per iterazione, a partire da 0 kg di roccia frantumata e con un passo di 10 kg, si simula di volta in volta l'usura dei martelli e la granulometria del prodotto e si calcola poi il rapporto di riduzione per ogni iterazione. Quando il rapporto di riduzione scende al di sotto del limite prestabilito, l'operazione si ferma e si ottiene la quantità di roccia frantumata che porta l'usura oltre il limite prestabilito e il relativo tempo di funzionamento del mulino. Si ottiene quindi una previsione della quantità di roccia che è possibile frantumare e del tempo di funzionamento del mulino prima che questo debba essere fermato per le dovute azioni manutentive. Operando nel seguente modo si ottengono i seguenti risultati, distinti tra le due tipologie di martelli utilizzati, trattati e non trattati.

### ***Martelli non trattati***

Parametri del Test alle condizioni iniziali:

Gap1 = 8 mm;

Gap2 = 3mm;

Portata = 80 kg/h;

$\Delta g_p = 0,0088 \cdot P$ ;

$\Delta g_{nt} = 0,00108 \cdot P$ ;

$\Delta g = 0,0196 \cdot P$ ;

Eseguendo la simulazione con i parametri così impostati, con un rapporto di riduzione limite pari a 4, si ottengono i seguenti risultati:

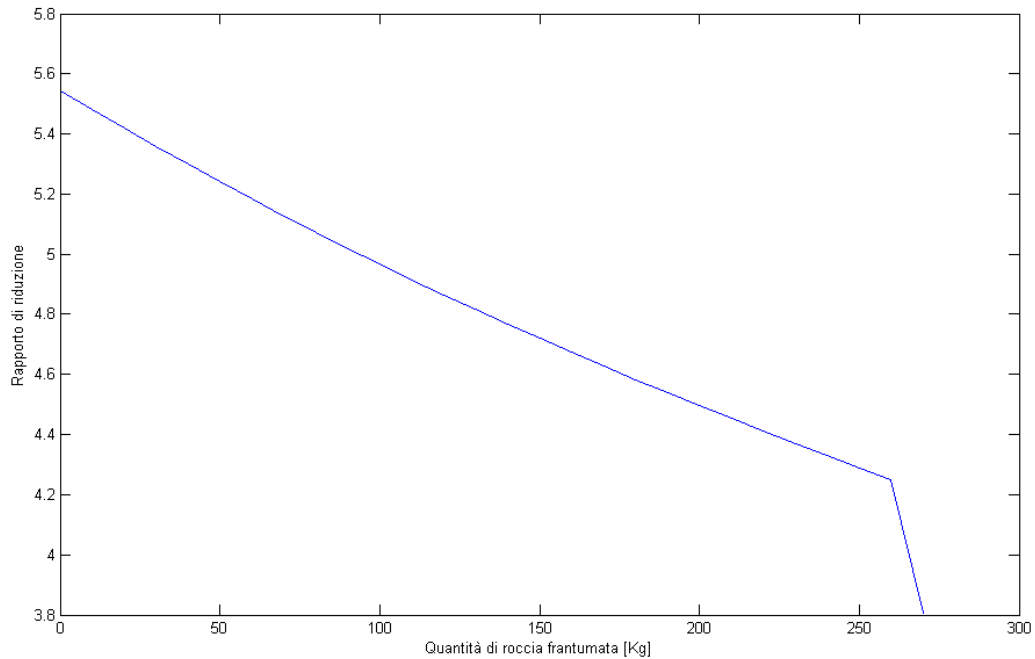
Roccia frantumata = 270 kg;

Tempo funzionamento = 3,4 ore;

Usura martelli = 2,92 mm;

Usura piastre = 2,38 mm.

Il grafico seguente rappresenta l'andamento del rapporto di riduzione all'aumentare della quantità di roccia frantumata.



*Fig. 5.15 – Andamento del rapporto di riduzione all'aumentare della quantità di roccia frantumata (martelli non trattati)*

Si può notare come si raggiunga il valore limite di  $n$ , pari a 4, dopo la frantumazione di circa 270 kg di roccia.

### ***Martelli trattati***

Parametri del Test alle condizioni iniziali:

Gap1 = 8 mm;

Gap2 = 3mm;

Portata = 80 kg/h;

$\Delta g_p = 0,0068 \cdot P$ ;

$\Delta g_{nt} = 0,0088 \cdot P$ ;

$\Delta g = 0,0156 \cdot P$ ;

Con i parametri così impostati si raggiunge il rapporto di riduzione limite con la seguente condizione:

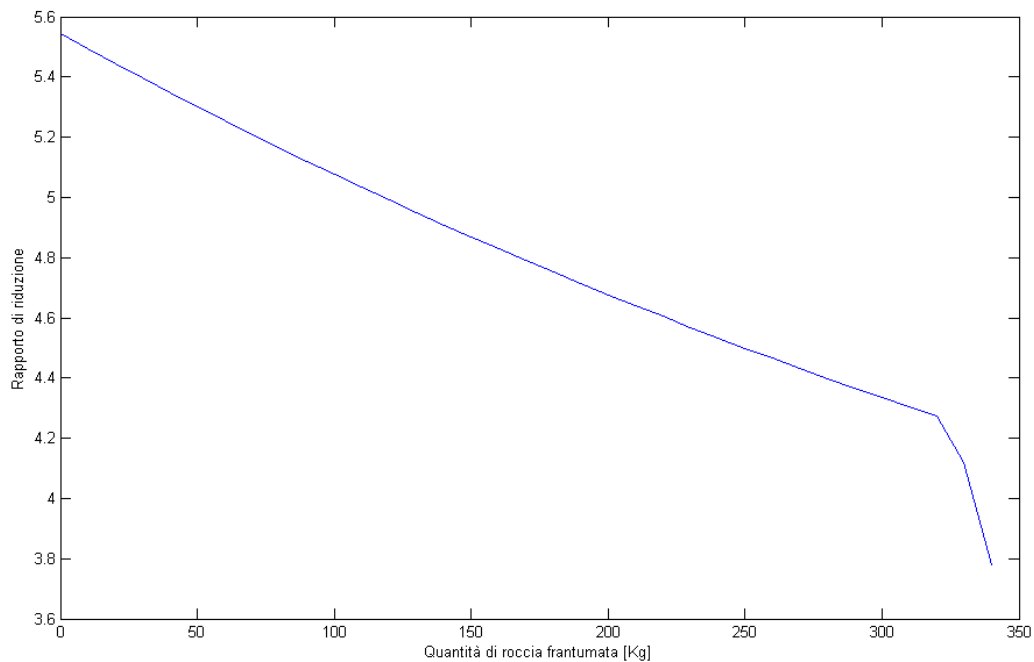
Roccia frantumata = 340 kg;

Tempo funzionamento = 4,3 ore;

Usura martelli = 2,31 mm;

Usura piastre = 2,99 mm.

Riporto come in precedenza il grafico di  $n$  in funzione della quantità di roccia frantumata. In questo caso il valore limite di  $n$  si raggiunge dopo la frantumazione di circa 340 kg di roccia.



*Fig. 5.16 – Andamento del rapporto di riduzione all’aumentare della quantità di roccia frantumata (martelli trattati)*

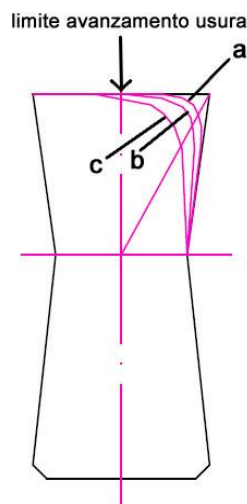
Riassumendo, con i martelli non trattati il processo di frantumazione deve essere arrestato dopo una frantumazione di 270 kg di roccia, per un tempo di frantumazione pari a 3,4 ore. Per i martelli trattati, invece, si ha una quantità maggiore di roccia frantumata, pari a 340 kg, per un tempo di 4,3 ore prima di dover fermare il mulino per la manutenzione. Le migliori prestazioni dei martelli trattati, in termini di tempo di utilizzo prima del fermo-macchina, sono, come previsto, la diretta conseguenza della maggior resistenza ad usura rispetto ai martelli non trattati, in particolare per quanto riguarda la riduzione dell’altezza dei martelli che si ha durante il funzionamento del mulino. Nei due grafici si può notare inoltre il cambiamento di pendenza della curva del rapporto di riduzione in funzione della quantità di roccia frantumata. Questa è dovuta al fatto che, dopo una certa entità del consumo dei martelli, nel processo di frantumazione il fenomeno di schiacciamento della roccia tra martelli e piastre perde di efficacia a causa dell’aumento della loro distanza: una volta verificatosi questo, il mulino raggiunge rapidamente il limite del rapporto di riduzione, oltre il quale si deve fermare il mulino per sottoporlo a manutenzione.

## **5.6 Simulazione di un programma di manutenzione del mulino**

Si vuole ora sfruttare il modello adattato all’usura per stilare un programma di funzionamento e manutenzione del mulino, oltre a prevedere la vita utile dei martelli, prima che questi debbano essere sostituiti. Quando il mulino non soddisfa i requisiti richiesti a causa

dell'usura dei martelli, il processo di frantumazione deve essere arrestato per permettere lo svolgimento delle dovute correzioni, necessarie per riportare il mulino alle condizioni di lavoro idonee per l'ottenimento di una granulometria conforme alle specifiche. L'azione manutentiva che viene eseguita consiste nell'avvicinamento delle piastre ai martelli in modo da compensare l'aumento della loro distanza che si ha in seguito all'usura. L'azione manutentiva è comunque limitata da due aspetti:

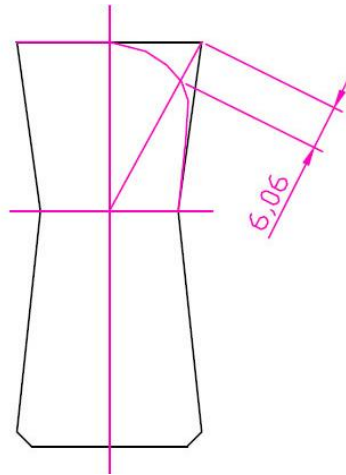
- **l'usura massima ammissibile per i martelli**, oltre la quale non ha più senso proseguire con la frantumazione, in quanto intervengono altri fattori, come ad esempio la diminuzione dell'energia d'impatto che diventa significativa oltre un certo tasso di usura. Un altro aspetto importante è il seguente: i martelli usurati possono essere riutilizzati una seconda volta, montandoli girati rispetto alla posizione precedente, in modo da sfruttare lo spigolo non usurato. Questa operazione può però essere effettuata ad una condizione: l'avanzamento dell'usura dello spigolo non deve giungere alla metà dello spessore del martello.



*Figura 5.17 – Immagine esempio del limite dell'avanzamento dell'usura.*

Nel caso a si può proseguire con la frantumazione in quanto il limite di avanzamento dell'usura non è superato, nel caso b invece è stato raggiunto il limite e il martello deve essere girato per essere riutilizzato nella frantumazione, infine, nel caso c il martello è troppo usurato, in quanto è stato superato il limite e non può più essere riutilizzato. Questa situazione è da evitare in quanto si preclude la possibilità di aumentare la vita utile del martello. Osservando i profili dei martelli usurati nel capitolo relativo ai test di usura, si può notare che il limite che compromette la riutilizzabilità del martello si ottiene in corrispondenza di un consumo dello spigolo pari a circa 6 mm. Per chiarire il concetto viene riportata l'immagine relativa.

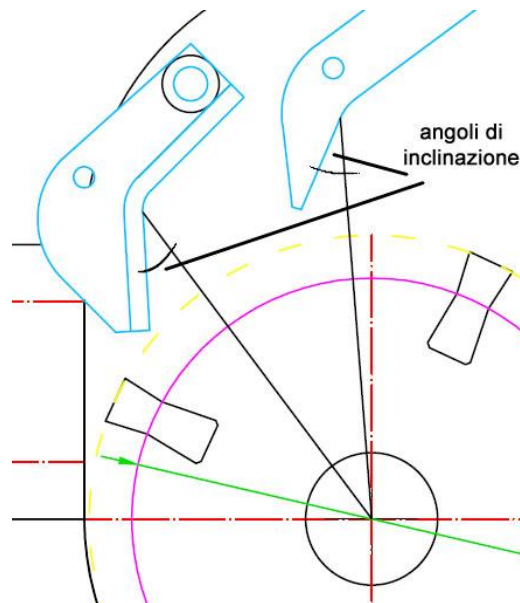




*Fig. 5.18 – Usura dello spigolo che porta al raggiungimento del limite di usura.*

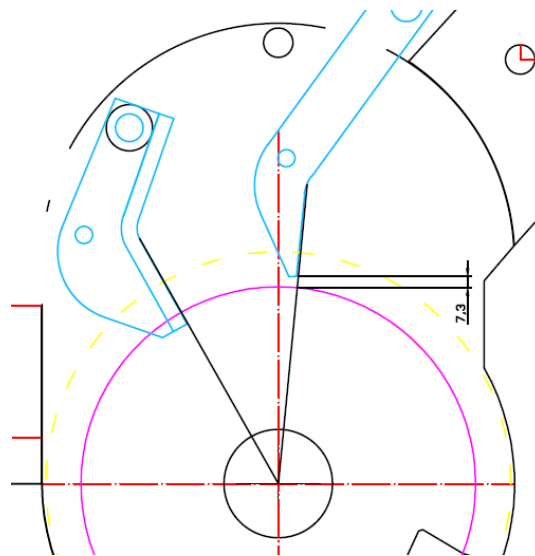
In corrispondenza di un consumo dello spigolo pari a 6 mm circa, si evidenzia il raggiungimento del limite di usura. Quando il limite di usura viene raggiunto su entrambi gli spigoli del martello, questo non è più utilizzabile in quanto non garantisce più un processo di frantumazione efficiente e si deve procedere con la sostituzione.

- **il massimo avanzamento possibile delle piastre**, per il quale si devono considerare i gli aspetti che vengono ora approfonditi. Le piastre sono fissate ai rispettivi supporti che possono ruotare attorno a un perno e sono fissati al telaio attraverso delle viti che consentono di regolarne l'inclinazione e di conseguenza la distanza delle piastre dai martelli. L'avvicinamento delle piastre ai martelli non può però essere attuato incondizionatamente: osservando l'immagine seguente, si può notare come le piastre siano inclinate di un certo angolo rispetto all'asse verticale dei martelli.



*Figura 5.19 – Inclinazione delle piastre rispetto all'asse dei martelli.*

L'operazione di avvicinamento ai martelli comporta una rotazione delle piastre e si arriva ad un punto in cui queste si trovano allineate con l'asse verticale dei martelli. A questo punto un ulteriore avvicinamento non è più possibile per il fatto che un'ulteriore rotazione porterebbe le piastre ad avere una inclinazione sfavorevole per il processo di impatto. L'inclinazione massima che si può avere è quindi quella che porta le piastre ad essere allineate con l'asse verticale dei martelli. Oltre questa inclinazione, le rocce, nel momento dell'impatto con le piastre, vengono proiettate verso l'alto o comunque in una direzione che non consente poi un processo di frantumazione efficiente. L'immagine seguente rappresenta lo schema del mulino con il massimo avvicinamento consentito per le piastre.



*Figura 5.20 – Massima avanzamento consentito per le piastre, allineate con l'asse verticale dei martelli.*

Si evidenzia come sia la prima piastra che la seconda consentano un avanzamento consistente, in particolare la seconda piastra può essere avvicinata fino a toccare (e teoricamente anche superare, pur non essendo fisicamente possibile) il rotore senza che si verifichi l'allineamento con l'asse del martello e in questo caso non sussiste alcun vincolo sul massimo avvicinamento consentito. La seconda piastra consente un avanzamento minore, ma tuttavia sufficiente a compensare il consumo dei martelli in quanto può avvicinarsi al rotore fino a 7 mm circa. Si può affermare quindi che l'azione manutentiva ottenibile attraverso la regolazione dell'inclinazione delle piastre non è limitata dal massimo avanzamento delle piastre.

Si utilizza ora il modello precedente, adattato all'usura, per prevedere ogni quanto tempo si devono eseguire le azioni manutentive appena descritte.

### ***Martelli non trattati***

Ritornando alla simulazione effettuata in precedenza, si è visto che con i martelli non trattati, la prova di frantumazione deve essere sospesa dopo una frantumazione di 270 Kg di roccia e dopo un tempo di 3,4 ore. L'usura dei martelli è pari a 2,92 mm, mentre l'usura delle piastre è di 2,38 mm. A questo punto si deve eseguire l'azione manutentiva che consiste appunto nell'avvicinamento delle piastre: questa deve compensare sia l'usura dei martelli che quella delle piastre. L'avvicinamento in totale deve essere di 5,30 mm, pari cioè alla somma delle due usure verificatesi. A questo punto si può procedere nuovamente con la frantumazione; secondo la simulazione effettuata, come in precedenza si avrà la frantumazione di altri 270 kg per un tempo di 3,4 ore, prima di dover fermare il mulino per un'altra manutenzione. A questo punto però i martelli sono usurati sullo spigolo complessivamente di 5,84 mm, e non ha senso ripartire con la frantumazione, in quanto si raggiunge ben presto il limite di usura del martello. Si devono quindi smontare i 4 martelli e rimontarli girati in modo da utilizzare lo spigolo non usurato nel proseguimento della frantumazione; le piastre saranno riposizionate alla distanza corretta. A questo punto si avranno altri due cicli di frantumazione, come quelli appena visti, e dopodiché i martelli saranno completamente usurati e andranno sostituiti.

### **Riepilogo**

1° Sessione: Roccia frantumata = 270 Kg; Tempo = 3,4 ore.

Manutenzione: riposizionamento piastre Tempo = 0,25 ore.

2° Sessione: Roccia frantumata = 270 Kg; Tempo = 3,4 ore.

Manutenzione: smontaggio e rimontaggio martelli, riposizionamento piastre Tempo = 0,5 ore.

3° Sessione: Roccia frantumata = 270 Kg; Tempo = 3,4 ore.

Manutenzione: riposizionamento piastre Tempo = 0,25 ore.

4° Sessione: Roccia frantumata = 270 Kg; Tempo = 3,4 ore.

**Totale:** Roccia frantumata = 1080 Kg; Tempo = 14,6 ore.

### ***Martelli trattati***

Per i martelli trattati la prima manutenzione deve essere eseguita dopo la frantumazione di 340 Kg di roccia, per un tempo di funzionamento pari a 4,3 ore; si riscontra un'usura dei martelli di 2,31 mm e delle piastre di 2,99 mm. A questo punto si procede con l'avanzamento delle piastre di 5,3 mm e si prosegue nuovamente con la frantumazione, per

altre 4,3 ore, nel quale si frantumano altri 340 Kg di roccia, dopodiché il frantoio deve essere fermato per un'ulteriore azione manutentiva. A questo punto l'usura dei martelli è pari a 4,62 mm. In questo caso, per evitare di superare il limite di usura per lo spigolo del martello, si effettua un'altra sessione di frantumazione per un tempo inferiore, pari a 2,5 ore, nelle quali si ha un'usura pari a 1,38 mm, che porta l'usura complessiva dello spigolo dei martelli a 6 mm, ossia il limite imposto. In un tempo di 2,5 ore vengono frantumati 200 Kg di roccia. A questo punto i martelli devono essere smontati e rimontati girati per sfruttare l'altro spigolo. Si ripetono le operazioni appena descritte, fino ad un'usura completa dei martelli.

### **Riepilogo**

1° Sessione: Roccia frantumata = 340 Kg; Tempo = 4,3 ore.

Manutenzione: riposizionamento piastre Tempo = 0,25 ore.

2° Sessione: Roccia frantumata = 340 Kg; Tempo = 4,3 ore.

Manutenzione: riposizionamento piastre Tempo = 0,25 ore.

3° Sessione: Roccia frantumata = 200 Kg; Tempo = 2,5 ore.

Manutenzione: smontaggio e rimontaggio martelli, riposizionamento piastre Tempo = 0,5 ore.

4° Sessione: Roccia frantumata = 340 Kg; Tempo = 4,3 ore.

Manutenzione: riposizionamento piastre Tempo = 0,25 ore.

5° Sessione: Roccia frantumata = 340 Kg; Tempo = 4,3 ore.

Manutenzione: riposizionamento piastre Tempo = 0,25 ore.

6° Sessione: Roccia frantumata = 200 Kg; Tempo = 2,5 ore.

**Totale**: Roccia frantumata = 1760 Kg; Tempo = 23,7 ore.

Risulta evidente come i martelli trattati siano nettamente migliori rispetto ai non trattati, in quanto presentano una vita utile di 23,7 ore contro le sole 14,6 ore dei non trattati; il trattamento termico comporta quindi un aumento del 62,3% della vita utile dei martelli.

## **6. Approfondimenti sull'acciaio MnX50 utilizzato**

### **6.1 Studio micrografico**

L'analisi della presente tesi non può prescindere da uno studio micrografico dei materiali utilizzati nei test. Si vuole quindi osservare la microstruttura dell'acciaio costituente i martelli allo stato di getto di fusione e allo stato trattato. In particolare si vuole mettere in evidenza la diversa quantità e distribuzione dei carburi e azoturi presenti, al fine di verificare se con il trattamento termico si è ottenuta la microstruttura idonea per ottenere le caratteristiche di resistenza ad usura e impatto tipiche di questo acciaio.

#### **6.1.1 Preparazione dei campioni**

Da un martello non trattato e da uno trattato viene ricavato un campione di materiale con un'operazione di taglio mediante una mola abrasiva, utilizzando un liquido refrigerante al fine di evitare un eccessivo innalzamento delle temperature, che potrebbero causare un'alterazione della microstruttura dell'acciaio. Un altro obiettivo è quello di evitare l'incrudimento del materiale poiché un aumento della durezza causa una maggior difficoltà nell'operazione di taglio. Successivamente si inglobano i campioni ottenuti in una matrice costituita da una resina termoindurente, per favorire la successiva lucidatura, che viene eseguita mediante una lucidatrice automatica prima e successivamente attraverso quella manuale per il perfezionamento del risultato. Sono state utilizzate diverse carte abrasive con numeri di grana crescenti, mentre gli ultimi passaggi sono stati eseguiti su dei panni sui quali sono state spruzzate delle polveri diamantate prima di 6  $\mu\text{m}$  di diametro e poi di 1  $\mu\text{m}$  per eliminare le possibili imperfezioni presenti. In tutte queste operazioni è stato effettuato un lavaggio con sapone liquido e alcool al fine di eliminare lo sporco sulla superficie. Successivamente è stato effettuato l'attacco attraverso un reagente denominato Cogne Unico, la cui composizione è la seguente:

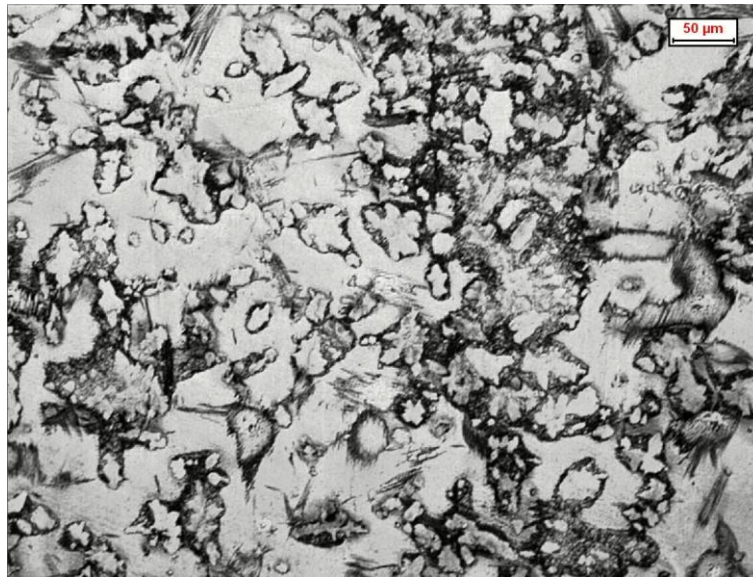
- 1,2 cc di acido acetico;
- 0,4 g di acido picrico;
- 2cc di acido cloridrico;
- 20 cc di alcol etilico.

Il tempo ottimale per un attacco efficace è di 10 secondi circa, risultato di numerosi test eseguiti per ottenere le tempistiche adeguate. Con l'attacco si mettono in evidenza i bordi grano, in modo da favorire l'analisi dei precipitati e degli insoluti eventualmente presenti. I provini ottenuti vengono quindi osservati al microscopio ottico.

## 6.1.2 Risultati

Riporto quindi le micrografie per i martelli non trattati e quelli trattati. Di ogni immagine saranno descritti gli aspetti più evidenti al fine di comprendere come il trattamento termico agisce sulla microstruttura e sulla presenza, distribuzione e tipologia dei precipitati.

### *Martelli non trattati*



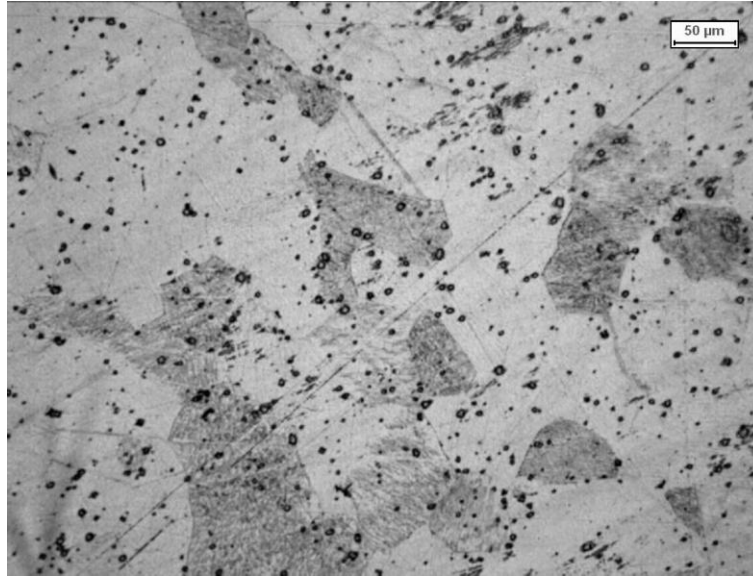
*Fig. 6.1 – Analisi micrografica al microscopio ottico 200X*



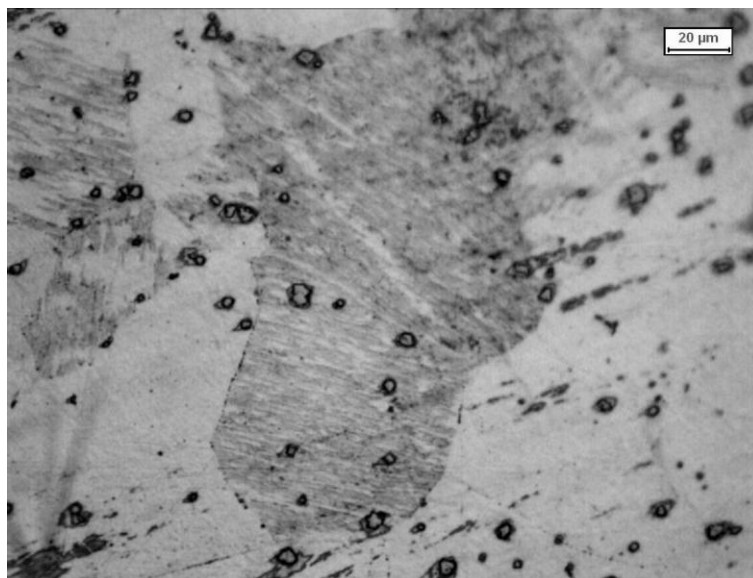
*Fig. 6.2 – Analisi micrografica al microscopio ottico 500X*

Come evidenziato dalle due micrografie riportate, la microstruttura dell'acciaio allo stato di getto di fusione non è soddisfacente. Si ha una massiccia presenza di carburi distribuiti a bordo grano, nei punti tripli e all'interno della matrice austenitica.

### *Martelli trattati*



*Fig. 6.3 – Analisi micrografica al microscopio ottico 200X*



*Fig. 6.4 - Analisi micrografica al microscopio ottico 500X*

Il bordo grano si presenta privo di carburi. Sono presenti carburi al centro del grano e carburi dispersi nella matrice, ma questi non derivano dalla riprecipitazione ma sono esclusivamente insoluti diffusi. Si evidenzia quindi come il trattamento termico effettuato consenta di ottenere una microstruttura priva di carburi a bordo grano, che causano appunto fenomeni di

infragilimento e un peggioramento delle caratteristiche di resistenza ad usura dell'acciaio Hadfield con il quale sono stati realizzati i martelli utilizzati. I carburi che influenzano la tenacità dell'acciaio al Manganese sono principalmente:

- Carburi discontinui con morfologia perlitica;
- Carburi aciculari che si estendono all'interno della matrice austenitica;
- Carburi continui a formare un reticolo lungo il brodo grano.

L'ultima tipologia di carburi è la più dannosa per le proprietà meccaniche, soprattutto per quanto riguarda la tenacità perché provoca un pesante infragilimento del materiale.

## **6.2 Resilienza**

Riporto ora i dati ottenuti da test di resilienza ottenuti da uno studio parallelo a quello della presente tesi, effettuato sullo stesso acciaio MnX50 [50]. La fragilità dell'acciaio non trattato viene migliorata attraverso il trattamento termico; il valore di tenacità risultante è molto più elevato ed è conseguenza della dissoluzione dei carburi presenti, in particolare quelli a bordo grano, nella matrice austenitica. I test di cui riporto i risultati sono stati effettuati su provini a forma di parallelepipedo di dimensioni pari a 10 x 10 x 55 mm. La prova è stata effettuata mediante un pendolo di Charpy da 300 J su provini non intagliati. In particolare i risultati di interesse sono quelli relativi all'acciaio con presenza di carburi a bordo grano e all'acciaio solubilizzato. Per l'acciaio non trattato si ottiene un'energia d'impatto pari 17,9 J, mentre per l'acciaio trattato un'energia pari a 191 J. La differenza mostrata è molto consistente e pone ancor più in risalto l'importanza del trattamento termico sulle caratteristiche di questo acciaio.

## **6.3 Prove di Microdurezza Vickers**

Come già ampiamente descritto, gli acciai Hadfield presentano notevoli capacità di incrudimento, che è un fenomeno positivo in quanto aumenta la durezza superficiale, con un conseguente aumento di resistenza all'usura, mentre all'interno l'acciaio mantiene caratteristiche di duttilità e tenacità che gli consentono di resistere ad urti e impatti. Questo aspetto è particolarmente importante nel processo di frantumazione in quanto i martelli sono soggetti sia all'abrasività delle rocce che all'impatto di queste contro di essi. Gli acciai Hadfield sono particolarmente performanti se utilizzati per la realizzazione di martelli per la frantumazione di rocce non troppo fini. Solo con una certa dimensione minima si riescono ad ottenere le condizioni tali per cui si ha incrudimento. In presenza di rocce di piccole



dimensioni non si hanno impatti di entità sufficiente a causare deformazioni superficiali in grado di dare incrudimento e non ne vengono così sfruttati i benefici indotti. Per verificare se effettivamente durante il processo di frantumazione della tesi in oggetto si è verificato questo fenomeno, sono state eseguite delle prove di microdurezza sui martelli.

### 6.3.1 Preparazione dei campioni ed esecuzione del test

L'obiettivo è ottenere un profilo di durezza a partire dalla superficie fino ad una profondità di 6 mm; viene quindi prelevato un campione di materiale che include la superficie del martello e un cm circa di metallo all'interno del martello. I campioni vengono preparati allo stesso modo come per le metallografie, senza però effettuare l'attacco. Il microdurometro Vickers è a sua volta un microscopio ottico metallografico dotato di penetratore a punta piramidale in diamante. Possono essere applicati carichi diversi al penetratore, da 15 grammi a 1 chilogrammo. In questo caso è stato utilizzato un peso di 200 g per un tempo di 15 secondi. L'ottica dello strumento consente di visualizzare l'impronta e di misurarne le diagonali. Da questa misura si risale alla durezza del materiale, attraverso la seguente formula:

$$HV = 0,1891 \cdot \frac{F}{d^2}$$

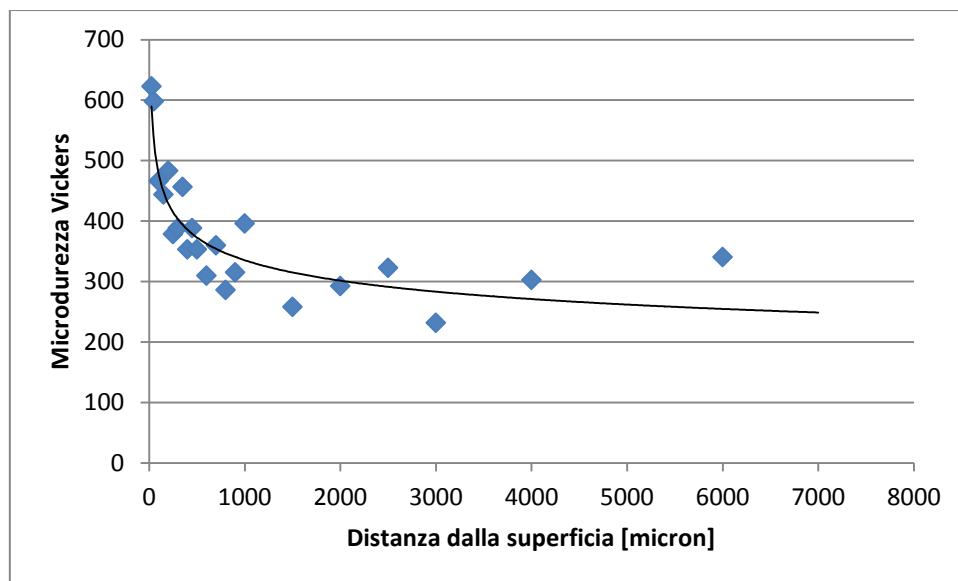
dove F corrisponde alla forza applicata (in N) e d alla lunghezza delle diagonali dell'impronta (in mm); 0,1891 è un fattore di conversione.

### 6.3.2 Risultati

I test permettono di ottenere un profilo di microdurezza in funzione della distanza dalla superficie del martello che ha subito l'impatto. Ci si aspettano valori di durezza superiori in superficie, via via sempre minori andando verso l'interno del materiale, fino a giungere al valore di durezza dell'acciaio non incrudito, che per gli acciai Hadfield si attesta sui 300 HV. Riporto quindi i risultati ottenuti, distinguendoli tra martelli non trattati e martelli trattati.

*Martelli non trattati*

# punto	Distanza dalla superficie [µm]	Microdurezza Vickers	# punto	Distanza dalla superficie [µm]	Microdurezza Vickers
1	25	623	12	600	310
2	50	598	13	700	360
3	100	466	14	800	286
4	150	444	15	900	315
5	200	483	16	1000	396
6	250	379	17	1500	258
7	300	388	18	2000	293
8	350	457	19	2500	323
9	400	353	20	3000	232
10	450	388	21	4000	303
11	500	353	22	6000	341

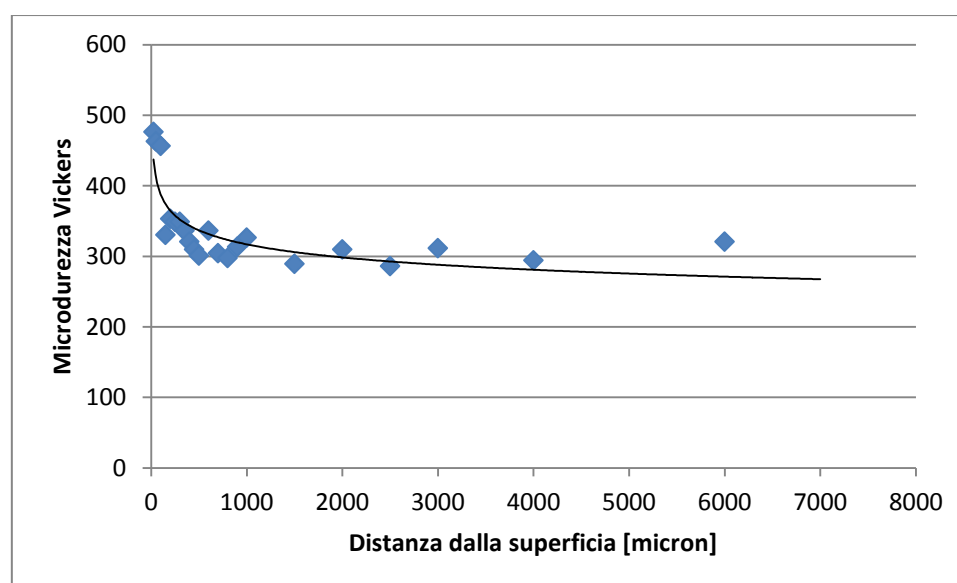


*Fig. 6.5 – Profilo di durezza per il martello non trattato.*

Come previsto, la superficie presenta valori di microdurezza molto più elevati rispetto all'interno: questo sta ad indicare un notevole incrudimento che ha luogo durante il processo di frantumazione. Si parte da valori di microdurezza di poco superiori ai 600 HV (in superficie) per scendere progressivamente fino ai 300 HV del metallo non incrudito.

### *Martelli trattati*

# punto	Distanza dalla superficie [µm]	Microdurezza Vickers	# punto	Distanza dalla superficie [µm]	Microdurezza Vickers
1	25	476	12	600	336
2	50	463	13	700	304
3	100	457	14	800	298
4	150	330	15	900	313
5	200	353	16	1000	327
6	250	349	17	1500	289
7	300	349	18	2000	310
8	350	336	19	2500	286
9	400	321	20	3000	312
10	450	310	21	4000	294
11	500	301	22	6000	321



*Fig. 6.5 – Profilo di durezza per il martello trattato.*

Anche in questo caso si verifica l'incrudimento, tuttavia la sua entità sembra essere minore in quanto non si raggiungono i valori di 600 HV come in precedenza, ma ci si ferma a valori prossimi ai 500 HV. Tuttavia questo non è un fattore negativo. Infatti, come detto in precedenza, nelle condizioni di lavoro in cui si hanno impatti ripetuti, una durezza troppo elevata rende la superficie troppo fragile e ne pregiudica la resistenza ad usura. Invece, una

durezza non troppo elevata garantisce una resistenza ad usura maggiore, per la maggiore duttilità che ne consegue. La durezza elevata che si ha nei martelli non trattati può essere ricondotta al fatto che la massiccia presenza di carburi e azoturi non solubilizzati offre numerosi ostacoli al moto delle dislocazioni, che comporta quindi un più elevato tasso di incrudimento. Il trattamento di solubilizzazione, invece, riduce la presenza di precipitati, in particolare a bordo grano, controllandone la riprecipitazione, e in questo modo si hanno minori ostacoli al moto delle dislocazioni e un minor incrudimento. Un altro fattore importante che riduce la resistenza ad usura dei martelli non trattati è la dimensione dei carburi. Questi, nei martelli allo stato grezzo sono di dimensioni molto più elevate rispetto a quelli presenti nei martelli trattati. I carburi di grandi dimensioni offrono un notevole ostacolo al moto delle dislocazioni e si ha un impilamento di esse attorno al carburo, con un notevole aumento di durezza del metallo. Questo però comporta una certa fragilità nella zona circostante al carburo. Proseguendo con la frantumazione, con i numerosi impatti sulla superficie che si verificano, si arriva ad un punto in cui il carburo si stacca completamente dalla superficie, portando con sé la parte di materiale molto incrudito e lasciando dietro di sé materiale non incrudito, che subirà poi lo stesso processo appena descritto. Questo processo di distacco dei carburi causa una notevole perdita di materiale per usura.

## 7. Conclusioni

La presente tesi ha avuto come obiettivo lo studio dell'usura dei componenti di un mulino a martelli da laboratorio, realizzati mediante un acciaio Hadfield denominato MnX50, brevettato dalla ditta F.A.R. S.p.A. di Udine. In particolare, si è voluto dimostrare come il trattamento termico di solubilizzazione influisca positivamente sulla resistenza ad usura dei martelli, con l'ottenimento di una microstruttura idonea, priva dei precipitati a bordo grano che causano infragilimento, e che favorisce un incrudimento adeguato, aspetto fondamentale per lo scopo per cui questi acciai sono realizzati. La maggior resistenza ad usura che ne consegue si ripercuote sul funzionamento del mulino: il processo di frantumazione risente pesantemente dell'usura dei componenti, causando un degrado di prestazioni che si riflette sulla qualità del prodotto finito, inteso come distribuzione dimensionale della roccia frantumata. La perdita di efficienza del processo di frantumazione non consente l'ottenimento di una granulometria adeguata, con il frantumato che risulta di dimensioni troppo elevate rispetto alle specifiche richieste.

Parallelamente a questo studio è stato realizzato un modello matematico, con l'obiettivo di ottenere una simulazione del funzionamento del mulino, partendo dalla base di un modello preesistente al quale è stata aggiunta una nuova variabile, ossia l'usura dei martelli che avviene durante il processo di frantumazione. In particolare, il modello è stato sfruttato per ottenere una previsione della vita utile dei martelli e ha permesso di dimostrare in termini pratici come il trattamento termico effettuato consenta di ottenere un marcato aumento della loro vita utile, che si ripercuote in un aumento del tempo di frantumazione prima che il mulino debba essere fermato per la manutenzione. Questo comporta una maggiore produttività, in quanto vengono ridotti i fermo-macchina, e un risparmio economico, in quanto si devono affrontare minori spese per la manutenzione e la sostituzione dei componenti usurati.

Il modello realizzato è applicato ad un mulino che per le sue dimensioni, portata e capacità ridotte, è classificato come uno strumento da laboratorio, ma i risultati ottenuti possono essere indicativi per un confronto su macchine a uso industriale, alle quali il modello realizzato può essere adattato, applicando le stesse procedure utilizzate per la sua realizzazione. Il modello è tuttavia basato sul funzionamento del mulino da un punto di vista pratico, senza considerare le caratteristiche fisiche-meccaniche dei materiali costituenti i martelli e le proprietà delle rocce frantumate. Appurata l'importanza dell'introduzione dell'usura nella simulazione, va comunque sottolineato il limite del modello, che al momento risulta validato per una sola

tipologia di acciaio Hadfield e per un solo tipo di roccia. Il modello potrebbe essere ulteriormente esteso mediante lo studio della correlazione tra l'usura dei martelli e le proprietà fisico-meccaniche del materiale costituente, in particolare la tenacità ad impatto e la durezza, e le proprietà della roccia, intese come durezza e resistenza ad impatto e compressione. Il modello così realizzato, unito ad un database di dati sui materiali e sulle rocce, potrebbe essere adattato anche a mulini in scala industriale, diventando così un valido supporto alle procedure di lavoro condotte nell'industria della frantumazione.

## Riferimenti Bibliografici

- [1] F. Maratray, High Carbon Manganese Austenitic Steels, 1995
- [2] B. J. Nikolin, L. I. Lysak, Yu. N. Nakogon, Fizika Metallov, Metalloved., 1971, 32, pp. 871-874
- [3] V. G. Rivlin, Inter Metals Review, 1984, Vol. 29 (4) pp. 299-327
- [4] O. A. Atasoy, Z. Metallkde, 1984, Bd. 75, H6, pp. 463-471
- [5] J. Tasker, Intermountain Minerals Symposium, Vail, Colorado, 1982, 3-6 Aug., pp. 3-19, Ed. Climax Molybdenum Co.
- [6] N. Tsujimoto, A.F.S. Int. Cast Metals J, 1979, June, pp. 62-77
- [7] P. Fremunt, K. Stransky, 32e Congres Inst. Fonderie Varsovie, 1965, 9 Sept. mem. N° 21
- [8] F. Maratray, High Carbon Manganese Austenitic Steels, 1995, pp. 58-60
- [9] H. Berns, Influenza delle dimensioni del grano e delle segregazioni di carburi sulle caratteristiche dell'acciaio austenitico al manganese, Gesserei 64, 1977, N. 12, pp. 323-327
- [10] Dispensa "Abrasion e attrito, acciai resistenti all'abrasione."
- [11] T. Kato, M. Fujikura, S. Yahagi, K. Ispida, Iron and Steels, 1981, 67, pp.587-595
- [12] H. Berns, Gesserei 64, 9, 1977, June, N° 12, pp. 323-328
- [13] M. Fujikura, Materiaux et Techniques, 1986, July-Aug.
- [14] F. Maratray, High Carbon Manganese Austenitic Steels, 1995, pp. 71-73
- [15] H. S. Avery, Austenitic Manganese Steel, Metals Handbook, 1958, pp. 834-842
- [16] A. Schulte, A. I. Korneichuk, A. A. Sherstyuk, V. S. Spersky, Metallurg. H. Gomory Prom., 1971, Vol. 12 (2) pp. 48-50
- [17] N. A. Svidunovich, A. I. Garost, Liteinoe Prvizvod, 1985 (5), pp. 12-13

- [18] Y. Kataoka, M. Higuchi, K. Murai, IMONO ( J Japan Foundrymen's Soc.) 1989, Vol. 61 (3) Issn 0021-4396, 183
- [19] Z. Krolkowski, W. Ferus, Zeztyty Naukove Politechniki Gdanskiej, 1974 (208) Mechanika XIX, pp. 15-27
- [20] B. B. Vinokur, O. G. Kasatkin, S. E. Kondratyuk, Izv. Akad. Nauk. SSSR Metal, 1990 (2) pp. 81-85
- [21] G.W.Stachowiak, A.W.Batchelor, Engineering Tribology, ELSEVIER APPLIED SCIENCE PUBLISHERS, Londra e New York, pp. 557-562
- [22] G.W.Stachowiak, A.W.Batchelor, Engineering Tribology, ELSEVIER APPLIED SCIENCE PUBLISHERS, Londra e New York, pp. 597-600.
- [23] F. Maratray, High Carbon Manganese Austenitic Steels, 1995, p. 92
- [24] G.W.Stachowiak, A.W.Batchelor, Engineering Tribology, ELSEVIER APPLIED SCIENCE PUBLISHERS, Londra e New York, pp. 603-605.
- [25] G.W.Stachowiak, A.W.Batchelor, Engineering Tribology, ELSEVIER APPLIED SCIENCE PUBLISHERS, Londra e New York, pp. 605-607.
- [26] G.W.Stachowiak, A.W.Batchelor, Engineering Tribology, ELSEVIER APPLIED SCIENCE PUBLISHERS, Londra e New York, pp. 657-672.
- [27] G.W.Stachowiak, A.W.Batchelor, Engineering Tribology, ELSEVIER APPLIED SCIENCE PUBLISHERS, Londra e New York, pp. 684-685.
- [28] Scarinci, Dispense delle lezioni di Ingegneria dei Materiali, Padova, 2001
- [29] Oliver & Boyd, Manganese Steel, Edinburgh, Robert Cunningham and sons (1956).
- [30] Marco Nali, Lavorabilità degli acciai speciali al Manganese, Tesi di Laurea, Udine (2010)
- [31] T. Kato, M. Fujikura, K. Ishido, A. Kimura, Y. Takeuchi, N. Kawasaki, S. Yahagi, Trans. I. S. I. J., 1981, Vol. 21, pp. 852-862



- [32] I. Schimdt, (Proc. Conf.) Int. Conf. Martensitic Transformation, Japan Inst. Of Metal, 1986, pp. 497-502
- [33] F. Maratray, High Carbon Manganese Austenitic Steels, 1995, p. 69-70.
- [34] T. Sasaki, K. Watanabe, K. Nohara, Y. Ono, N. Kindo, S. Sato, Trans. I. S. I. J., 1982, Vol. 22, pp. 1010-1020
- [35] A. Bonoli, F. Ciancabilla, S. Fabbri. La comminuzione dei minerali. Quarry and Construction, 1986.
- [36] A. Bonoli, Macinazione dei minerali ed energia: presupposti teorici ed osservazioni sperimentali, 1986.
- [37] Handbook crushing METSO
- [38] H. Jeschke, W. Poppy, W. Schubert, Aufbereitungs-technik, 47 (2006) 4-21
- [39] Obering H. Motek, Aufbereitungs-technik, 2 (1973) 72-79
- [40] M. Bringiotti, Frantoi e Vagli, Ed. Pei (2002)
- [41] S. Nikolov, Minerals Engineering, 15 (2002) 715-721
- [42] S. Nikolov, A performance model for impact crushers, Minerals Engineering 15 (2002) pp. 715–721
- [43] Whiten, W.J., White, M.E., 1979. Modeling and simulation of high tonnage crushing plants, Proceedings of the 12th International Mineral Processing Congress, Sao Paulo, Brasil, 2. pp. 148–158.
- [44] Whiten, W.J., 1972. A model for simulating crushing plants, Journal of South African Institute of Mining and Metallurgy 72 (10), 257.
- [45] Attou, A., Clepkens, O., Gustin, R., 1999, Modelisation de la fragmentation de matiere solide dans un concasseur a chocs axe horizontal. In: C.T.P. Report TP.909.99. pp. 19–28.
- [46] Karra, V.K., 1982. A process performance model for cone crushers, Proceedings of the 14th International Mineral Processing Congress, Ontario, Canada, III. pp. 6.1–6.14.

[47] Kelly, E.G., Spottiswood, D.J., 1990, The breakage function; What is it really? *Minerals Engineering* 3 (5), 405–414.

[48] Broadbent, S.R., Callcott, T.G., 1956. A matrix analysis of process involving particle assemblies. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London, Series A* 249, 99–123.

[49] King, R.P., 2000, Technical notes 5, Crushers, Continuing education course on simulation and modeling of mineral processing plants, University of Utah Internet course. p. 5.

[50] Cason C., 2012, Studio sulla dinamica di precipitazione di carburi in un acciaio al Manganese, pp. 122-125.