

UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA



FACOLTÀ DI INGEGNERIA

Corso di laurea triennale in  
Ingegneria dei Processi Industriali e dei Materiali

*Dipartimento di Ingegneria Meccanica - Settore Materiali*

INDAGINI CHIMICHE E STRUTTURALI SU  
COMPONENTI IN ACCIAIO

Chemical and Structural Surveys on Steel Components

*Relatore:* **Prof. Alessandro Martucci**

*Tutor aziendale:* **Per.Ind. Mauro Moro**

*Laureando:* **Aligi Frezza**

*Matricola:* **596687**

Anno Accademico 2010/2011

# Sommario

<b>INTRODUZIONE</b> .....	1
<b>1. CASO DI STUDIO 1</b> .....	2
<b>1.1 INTRODUZIONE</b> .....	2
<b>1.2 FORMATURA DEGLI ACCIAI INOSSIDABILI</b> .....	2
1.2.1 <i>Introduzione</i> .....	2
1.2.2 <i>Selezione</i> .....	5
1.2.3 <i>Acciaio AISI 430</i> .....	11
<b>1.3 CENNI AL PROCESSO DI STAMPAGGIO</b> .....	14
1.3.1 <i>Stati di deformazione e sollecitazione indotti</i> .....	14
1.3.2 <i>Fattori d'influenza nel processo di piega</i> .....	17
<b>1.4 PRESENTAZIONE DELL'INDAGINE</b> .....	19
1.4.1 <i>Premessa e scopo degli esami</i> .....	19
1.4.2 <i>Svolgimento indagine</i> .....	19
1.4.3 <i>Esame visivo</i> .....	20
1.4.4 <i>Esame ai liquidi penetranti</i> .....	20
1.4.5 <i>Prelievo delle sezioni</i> .....	21
1.4.6 <i>Esame in macroscopia ottica e misura dei parametri di curvatura</i> .....	21
1.4.7 <i>Esame micrografico</i> .....	25
1.4.8 <i>Conclusioni</i> .....	29
<b>2. CASO DI STUDIO 2</b> .....	32
<b>2.1 INTRODUZIONE</b> .....	32
<b>2.2. LAVORABILITÀ ALLE MACCHINE UTENSILI PER ASPORTAZIONE DI TRUCIOLO</b> .....	32
2.2.1 <i>Introduzione</i> .....	32
2.2.2 <i>Meccanismo di formazione del truciolo</i> .....	34
2.2.3 <i>Dipendenza dalla microstruttura</i> .....	35
2.2.4 <i>Dipendenza dalla composizione chimica</i> .....	36

2.2.5 Tornitura .....	40
2.3.6 Foratura .....	42
<b>2.3 STADI DEL RINVENIMENTO</b> .....	<b>45</b>
2.3.1 Introduzione .....	45
2.3.2 Primo stadio: 80 -160°C .....	46
2.3.3 Secondo stadio: 100 – 300°C.....	46
2.3.4 Terzo stadio: 250 – 400°C .....	47
2.3.5 Quarto stadio: 450 -700°C .....	48
2.3.6 Quinto stadio: solo per acciai legati .....	48
<b>2.4 L'ACCIAIO 4140</b> .....	<b>50</b>
2.4.1 Introduzione .....	50
2.4.2 Trattamenti termici.....	51
2.4.3 Proprietà .....	51
<b>2.5 PRESENTAZIONE DELL'INDAGINE</b> .....	<b>54</b>
2.5.1 Premessa e scopo degli esami .....	54
2.5.2 Svolgimento indagine .....	54
2.5.3 Analisi chimica quantometrica .....	55
2.5.4 Prova di durezza.....	55
2.5.6 Esame micrografico .....	57
2.5.6 Conclusioni .....	60
<b>BIBLIOGRAFIA</b> .....	<b>62</b>
<b>RINGRAZIAMENTI</b> .....	<b>64</b>

## INTRODUZIONE

Questa tesi nasce come esposizione di alcune delle attività svolte durante il periodo di tirocinio effettuato presso il laboratorio metallurgico di prove sui materiali metallici GLOBAL TEST s.n.c. di Marcon (VE) nel periodo dal 05/07/2010 al 15/09/2010.

Le attività svolte sono state principalmente di:

- Produzione di documentazione per accreditamento ACCREDIA per prove meccaniche e di corrosione (redazione di procedure tecniche, controllo delle normative ASTM e UNI applicabili, calcolo dell'incertezza di misura dei metodi di prova);
- Esecuzione di prove su materiali metallici e stesura di certificati e rapporti di prova secondo richiesta del cliente (trazione, durezza, piega, corrosioni, analisi chimica);
- Metallografia in microscopia ottica e interpretazione della microstruttura (macrografia, micrografia, repliche metallografiche);
- Stesura di relazioni tecniche inerenti componentistica meccanica e determinazione dello stato metallurgico del componente metallico in questione, al fine di rispondere alle richieste provenienti da clienti;

I materiali metallici oggetto di analisi sono stati principalmente talloni per qualifica di procedure di saldatura, acciai (al carbonio, medio legati, inossidabili austenitici, ferritici, duplex), titanio e sue leghe, alluminio e sue leghe e leghe di nichel.

In particolare in questa tesi verranno illustrate le indagini relative a relazioni tecniche commissionate da clienti esterni giudicate interessanti dal punto di vista metallurgico.

A ciascun caso di studio verrà anteposta una serie di richiami teorici che è stata necessaria acquisire preliminarmente ai fini delle indagini stesse.

# **1. CASO DI STUDIO 1**

## **1.1 INTRODUZIONE**

Il primo caso di studio affrontato riguarda la verifica dell'assenza di difetti indotti dall'esecuzione del processo di stampaggio con cui si è ottenuta la piega a dosso in tre piastre. In particolare si intende confrontare tra loro le tre piastre ottenute con diverse forme dello stampo analizzando le ripercussioni di tali modifiche dal punto di vista micrografico e dei parametri dimensionali della zona di curvatura. Il materiale dichiarato dal cliente è AISI430 (acciaio inossidabile ferritico) e il problema denunciato è l'affiorare di cricche superficiali sul dosso della piega eseguita.

Preliminarmente alla presentazione dei risultati dell'indagine verranno esposte le nozioni che è stato necessario reperire al fine dello svolgimento dell'indagine stessa e che sono servite a capire l'adeguatezza del materiale al tipo di impiego e i fattori che influenzano il processo di stampaggio.

## **1.2 FORMATURA DEGLI ACCIAI INOSSIDABILI**

### ***1.2.1 Introduzione***

Il termine formabilità si riferisce alla relativa facilità con la quale ad un metallo può essere imposta una forma tramite deformazione plastica. La valutazione della formabilità investe sia misure di resistenza (come i carichi di snervamento e di rottura) sia della quantità di deformazione plastica tollerata prima di incorrere a frattura e la dipendenza di queste grandezze dalle variabili del processo di formatura (esempio: velocità di deformazione, temperatura, ecc).

Per quanto riguarda gli acciai inossidabili, questi vengono lavorati pressoché con gli stessi utensili di quelli impiegati per altri metalli. In ogni caso, dal momento che gli acciai inossidabili generalmente possiedono una maggiore resistenza e sono più inclini al grippaggio rispetto ad acciai al carbonio e acciai basso legati e dal momento che è necessario preservare una finitura

superficiale elevata dopo la lavorazione, le tecniche di lavorazione degli acciai inossidabili sono più esigenti rispetto a quelle per altri acciai. Infatti, in linea di massima, gli acciai inossidabili possiedono rispetto agli acciai al carbonio e basso legati:

- Maggiore resistenza;
- Maggiore suscettività all'indurimento per deformazione (incrudimento);
- Maggiore tendenza a saldarsi o grippare con l'utensile;
- Minor conduttività termica.

Si ricorda che gli acciai inossidabili si dividono in cinque gruppi:

- martensitici;
- ferritici;
- austenitici;
- austeno-ferritici (duplex);
- indurenti per precipitazione (PH – Precipitation Hardening).

Martensitici: acciai contenenti mediamente il 13% di cromo e piccole quantità di altri elementi come ad esempio il nichel. Sono gli unici inossidabili che possono essere temprati e pertanto possono aumentare le loro caratteristiche meccaniche mediante trattamento termico. La saldabilità è inversamente proporzionale al tenore di carbonio presente in lega. Gli impieghi tipici riguardano i componenti che necessitano, unitamente ad una buona resistenza a corrosione, un'elevata durezza, resistenza meccanica all'abrasione e alla fatica (ad esempio coltelleria, palette per turbine, utensili). Non sono adatti a impieghi a temperature al di sotto di quella ambiente, in quanto perderebbero gran parte della loro tenacità, poiché la temperatura di transizione duttile-fragile è intorno a 0°C. L'acciaio più rappresentativo è l'EN 1.4021 (AISI 420).

Ferritici: acciai contenenti mediamente il 17% di cromo che, a differenza dei martensitici, non possono aumentare le loro caratteristiche meccaniche mediante trattamenti termici. Sono facilmente lavorabili plasticamente (sia a caldo sia a freddo) e possono essere lavorati alle macchine utensili; presentano inoltre una buona saldabilità. Sono utilizzati quando è richiesta buona resistenza alla corrosione unita a una buona finitura superficiale (complementi di arredo, pannelli per l'architettura, lavastoviglie e per alcune rifiniture in campo automobilistico). Il tipo più rappresentativo è l'EN 1.4016 (AISI 430).

Austenitici: acciai al cromo-nichel, con cromo in quantità comprese tra il 17 e il 26% e nichel tra il 7 e il 22%. Anche questi acciai non possono essere temprati ma possono incrementare le loro proprietà meccaniche mediante incrudimento per deformazione plastica a freddo (laminazione, imbutitura, ecc.). L'unico trattamento termico possibile è la ricottura di solubilizzazione, che porta ad un'omogeneizzazione del materiale e permette di ottenere una struttura composta di sola austenite senza carburi; dopo trattamento il materiale presenta buona tenacità e duttilità. Ottima è la loro lavorabilità, soprattutto se deformati a freddo o lavorati alle macchine utensili. Hanno un coefficiente di dilatazione termica superiore agli altri acciai di circa una volta e mezzo mentre presentano una conducibilità termica inferiore di circa il 40%. I tipi più rappresentativi sono l'EN 1.4301 (AISI 304) e l'EN 1.4401 (AISI 316), rispettivamente acciai al cromo-nichel e al cromo-nichel-molibdeno. Gli acciai superaustenitici sono acciai austenitici con tenori di Cr, Ni, Mn e N superiore al 50%. La struttura di questi acciai è caratterizzata dalla totale assenza di ferrite. Una composizione standard è: 22%Cr, 20% Ni, 7% Mo, 0,4% N, Cmax 0.02%.

Duplex: sono acciai bifasici con struttura metallografica caratterizzata dalla presenza di austenite e di ferrite in rapporto circa 1:1. Presentano caratteristiche fisiche intermedie tra quelle degli acciai ferritici e quelle degli acciai austenitici. Il tipo più rappresentativo è l'EN 1.4462 (2205).

Acciai indurenti per precipitazione (PH): sono caratterizzati dalla possibilità di aumentare notevolmente le caratteristiche meccaniche mediante trattamenti termici particolari detti di

invecchiamento, che consistono nella precipitazione all'interno della matrice metallica di fasi insolubili in grado di aumentare le proprietà meccaniche. Hanno resistenza alla corrosione paragonabile a quella dei classici austenitici.

### 1.2.2 Selezione

Solitamente per i più comuni tipi di acciai inossidabili vengono utilizzati degli indici di idoneità ai diversi processi di formatura. Tali classificazione vengono eseguite sulla base della potenza necessaria alla formatura e sulla base di quelle caratteristiche del materiale che ne determinano la formabilità, ovvero sforzo di snervamento, sforzo massimo, duttilità (allungamento e strizione) e l'effetto dell'incrudimento su queste. Un esempio di tali ratings è data dalla seguente tabella (*tabella 1*).

Steel	0.2% yield strength, 6.89 MPa (1 ksi)	Suitability for:							
		Blanking	Piercing	Press-brake forming	Deep drawing	Spinning	Roll forming	Coining	Embossing
<b>Austenitic steels</b>									
201	55	B	C	B	A-B	C-D	B	B-C	B-C
202	55	B	B	A	A	B-C	A	B	B



301	40	B	C	B	A-B	C-D	B	B-C	B-C
302	37	B	B	A	A	B-C	A	B	B
302B	40	B	B	B	B-C	C	...	C	B-C
303, 303(Se)	35	B	B	D <sup>(a)</sup>	D	D	D	C-D	C
304	35	B	B	A	A	B	A	B	B
304L	30	B	B	A	A	B	A	B	B
305	37	B	B	A	B	A	A	A-B	A-B
308	35	B	...	B <sup>(a)</sup>	D	D	...	D	D
309, 309S	40	B	B	A <sup>(a)</sup>	B	C	B	B	B
310, 310S	40	B	B	A <sup>(a)</sup>	B	B	A	B	B
314	50	B	B	A <sup>(a)</sup>	B-C	C	B	B	B-C
316	35	B	B	A <sup>(a)</sup>	B	B	A	B	B
316L	30	B	B	A <sup>(a)</sup>	B	B	A	B	B
317	40	B	B	A <sup>(a)</sup>	B	B-C	B	B	B
321, 347, 348	35	B	B	A	B	B-C	B	B	B

Ferritic steels									
405	40	A	A-B	A <sup>(a)</sup>	A	A	A	A	A
409	38	A	A-B	A(b)	A	A	A	A	A
430	45	A	A-B	A <sup>(a)</sup>	A-B	A	A	A	A
430F, 430F(Se)	55	B	A-B	B-C <sup>(a)</sup>	D	D	D	C-D	C
442	...	A	A-B	A <sup>(a)</sup>	B	B-C	A	B	B
446	50	A	B	A <sup>(a)</sup>	B-C	C	B	B	B

(a) Severe sharp bends should be avoided.

Tabella 1: classificazione dell'adeguatezza dei vari acciai inossidabili alle diverse lavorazioni. Le valutazioni si devono intendere interne ad ogni classe di acciai (austenitico, ferritico o martensitico).

A= eccellente; B= buona; C= discreta; D= generalmente non consigliata.

Blanking= taglio di forme; Piercing= foratura tramite punzone; Press-brake forming= stampaggio; Deep -Drawing= imbutitura

Come si evince dalla tabella, la maggior parte degli acciai inossidabili austenitici e ferritici elencati sono adeguati alle lavorazioni per deformazione plastica. Come detto in precedenza le caratteristiche che influenzano la formabilità dell'acciaio sono il suo carico di snervamento, il carico a rottura e la duttilità ma anche quanto i fenomeni di incrudimento vanno a modificare tali proprietà. A tale scopo è interessante osservare la *figura 1*, ove si compara l'effetto di una lavorazione a freddo sullo sforzo di snervamento e di rottura di un acciaio tipo 301 (austenitico), tipo 409 e 430 (ferritici) e un tipo 1008 (acciaio a basso carbonio).

Si osserva che l'acciaio tipo 301, che tra gli austenitici possiede il minor contenuto di nichel e cromo e la maggiore resistenza allo stato ricotto, presenta un tasso di incrudimento (quantificato dall'innalzamento del valore dello sforzo di snervamento e di rottura) estremamente elevato al procedere della deformazione a freddo. Tale comportamento è particolarmente importante in quelle applicazioni in cui si richieda dopo lavorazione una maggiore resistenza e rigidità al componente. Qualora fosse necessario un minore tasso di incrudimento (esempio per applicazioni che provocano notevoli deformazioni) è preferibile l'uso di materiali a più alto contenuto di nichel come i tipi 304 e 305. Infatti negli acciai austenitici, un più basso contenuto di cromo e nichel congiuntamente alla presenza di elementi stabilizzanti (es: Niobio, Tantalio, Titanio) e ad un più alto contenuto di carbonio porta ad avere una peggiore formabilità dell'acciaio stesso.

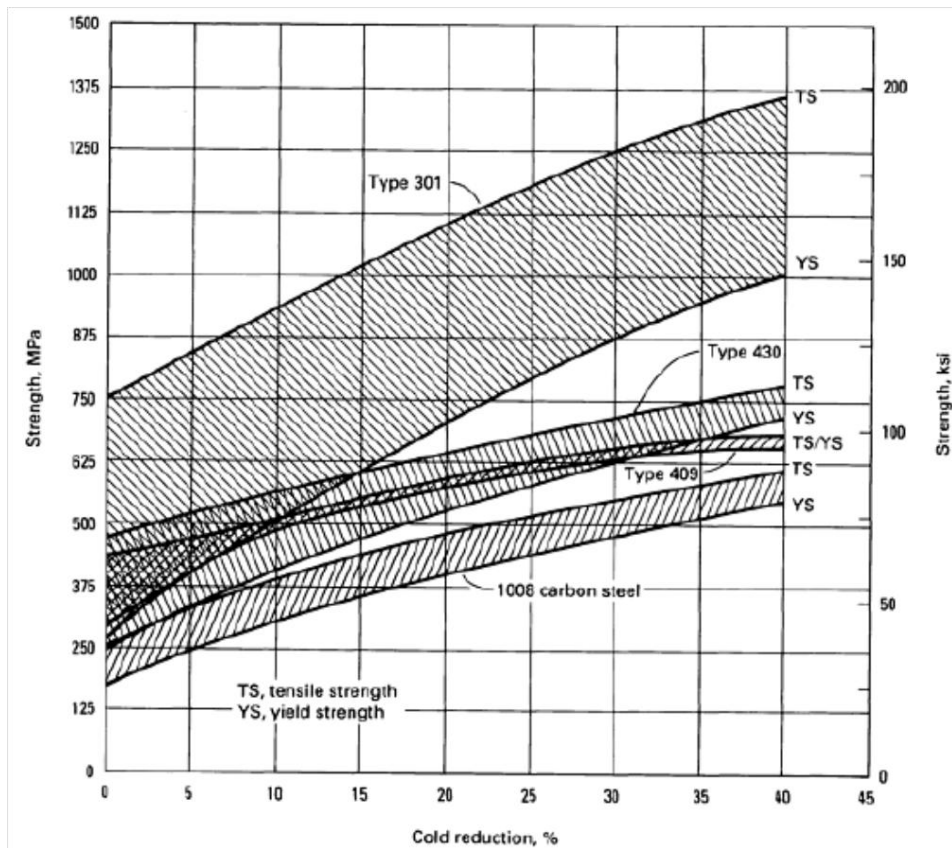


Figura 1: confronto tra i tassi di incrudimenti di quattro diversi acciai:

	<i>C max</i>	<i>Mn max</i>	<i>P max</i>	<i>S max</i>	<i>Si max</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	
<i>Tipo 301</i>	0,15	2,00	0,045	0,030	1,00	16,0-18,0	6,0-8,0	<i>Austenitico</i>
<i>Tipo 430</i>	0,12	1,00	0,040	0,030	1,00	16,0-18,0	---	<i>Ferritico</i>
<i>Tipo 409</i>	0,08	1,00	0,045	0,045	1,00	10,5-11,75	0,05 max	<i>Ferritico</i>
<i>1008</i>	0,010	0,30-0,50	0,04	0,05	---	---	---	<i>Carbonio</i>

Sempre dal grafico si può osservare come per gli acciai ferritici, il divario tra sforzo di snervamento e di rottura si stringe rapidamente con l'aumentare della deformazione a freddo: questo significa che questi acciai manifestano un progressivo infrangimento e calo della duttilità che ne limita la formabilità.

Il confronto con un acciaio al carbonio mostra come quest'ultimo manifesta un tasso di incrudimento più basso di quello degli acciai inossidabili una perdita di formabilità (ovvero uno stringimento del divario tra sforzo di snervamento e di rottura) confrontabile con quella degli acciai ferritici. Tale analogia nel comportamento tra acciai al carbonio e ferritici trova riscontro anche nelle misure della potenza impiegata nella lavorazione a freddo. Infatti, benchè per tutti gli inossidabili la potenza necessaria ad iniziare la deformazione sia doppia rispetto agli acciai al carbonio (dato il maggior sforzo di snervamento degli inossidabili), per un acciaio austenitico, il

quale incrudisce molto velocemente, la potenza ulteriore da fornire per continuare la deformazione è molto maggiore di quella che si deve fornire ad un ferritico, il quale quindi si comporta più similmente ad un acciaio al carbonio. Altre osservazione interessanti si possono cogliere dai grafici di *figura 2*, che riporta le curve carico-elongazione per alcuni inossidabili.

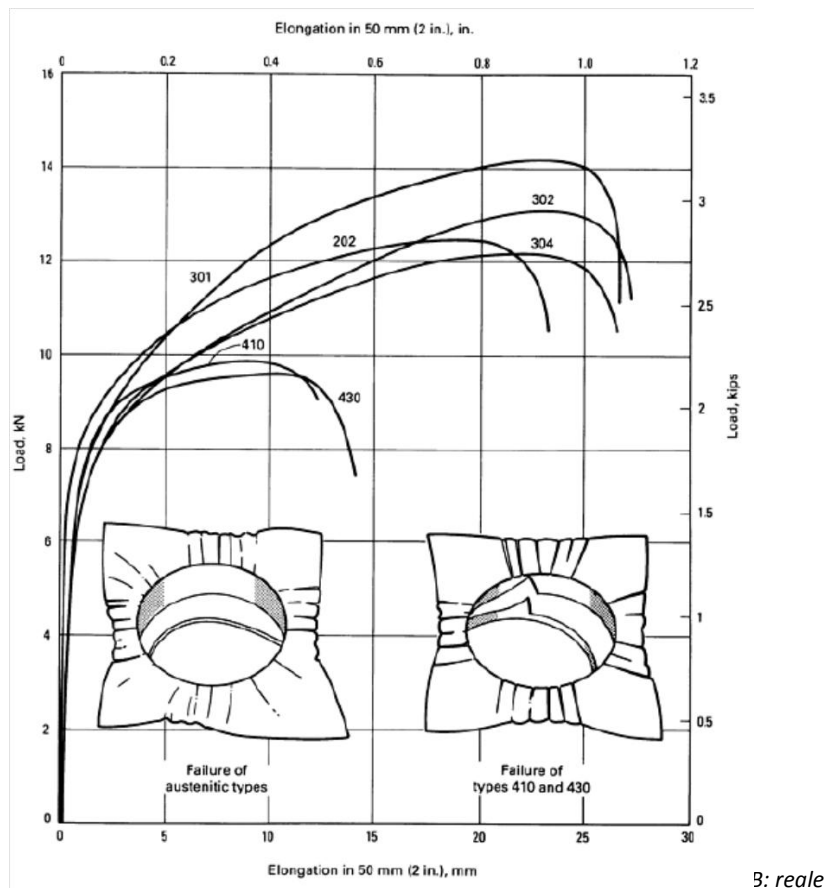
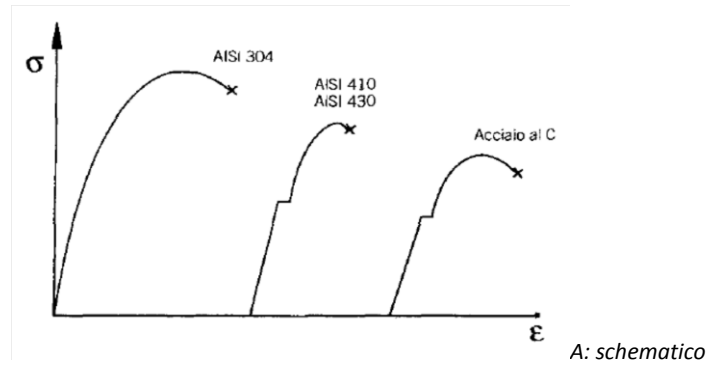


Figura 2: confronto della duttilità di sei acciai inossidabili.

	C max	Mn	P max	S max	Si max	Cr	Ni	
Tipo 202	0,15	7,5-10,0	0,060	0,030	1,00	17,0-19,0	4,0-6,0	Austenitico
Tipo 301	0,15	2,00 max	0,045	0,030	1,00	16,0-18,0	6,0-8,0	Austenitico
Tipo 302	0,12	2,00 max	0,045	0,030	1,00	17,0-19,0	8,0-10,0	Austenitico
Tipo 304	0,08	2,00 max	0,045	0,030	1,00	18,0-20,0	8,0-10,0	Austenitico
Tipo 430	0,12	1,00 max	0,040	0,030	1,00	16,0-18,0	---	Ferritico
Tipo 410	0,15	1,00 max	0,040	0,030	1,00	11,5-13,5	---	Ferritico

Dal grafico si evince che, come anticipato precedentemente, la potenza necessaria a formare il tipo 301 sarà superiore a quella necessaria a formare gli altri austenitici e i ferritici. Si può inoltre osservare che il tipo 301 manifesta la massima elongazione prima di incorrere a rottura mentre gli acciai ferritici (430 e 410) richiedono sì minor potenza per iniziare la deformazione ma vanno a rottura a livelli di elongazione ben minori a prova dell'infragilimento di cui soffrono. Tale maggiore fragilità degli acciai ferritici è riscontrabile anche nel sito di rottura nel caso di failure nel processo di imbutitura: mentre il campione in acciaio austenitico si rompe in maniera piuttosto netta nei pressi della circonferenza di fondo, il campione in ferritico mostra una frattura lungo le pareti laterali con carattere tagliente e frastagliato tipico di una frattura fragile.

Si deve inoltre ricordare che anche i requisiti di lubrificazione nella formatura di acciai inossidabili sono più critici di quanto richiesto dagli acciai al carbonio o basso legati in quanto risulta spesso necessario preservare una finitura superficiale di alta qualità e poiché gli acciai inossidabili possiedono oltre a maggiore resistenza, un minore conducibilità termica ( $\approx 60 \text{ W/mK}$  per un acciaio al carbonio,  $\approx 13 \text{ W/mK}$  per un inossidabile austenitico) e un maggiore coefficiente di attrito. Nella formatura degli acciai inossidabili il grippaggio e/o la scheggiatura avvengono più prontamente e vengono raggiunte temperature più elevate in porzioni di volume del pezzo più ampie potendo causare un generale o locale surriscaldamento che va a danneggiare le proprietà del lavorato e dell'utensile. Quindi le proprietà che deve possedere un lubrificante saranno quella di ridurre la frizione e l'usura, dissipare calore, essere facilmente rimovibile, essere stabile nel tempo senza reagire con il materiale in lavorazione (infatti ad esempio lubrificanti con molecole polari possono arrivare a scissione per alte temperature specie nella formatura di austenitici dando luogo a radicali estremamente reattivi). Per quanto riguarda la scelta del lubrificante da impiegare esistono in letteratura tabelle nelle quali per ciascuna lavorazione viene segnata l'adeguatezza di una specifica famiglia. A titolo di esempio, utile alle considerazioni che si eseguiranno nel seguito, si è trovato che per lavorazioni che comportano lo stampaggio siano indicate la paste pigmentate e i lubrificanti a bassa viscosità (da 200 a 1000

SUS, Saybol Universal Seconds) modificabili tramite controllo del grado di clorazione e la quantità di olio di base.

### 1.2.3 Acciaio AISI 430

Dal momento che il materiale impiegato è nelle piastre è AISI 430, si fornirà ora una breve descrizione del materiale stesso onde valutarne l'adeguatezza alla lavorazione di stampaggio a cui è andato incontro.

#### Analisi Chimica (ASTM A 240)

	<i>C max</i>	<i>Mn</i>	<i>P max</i>	<i>S max</i>	<i>Si max</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	
<i>Tipo 430</i>	<i>0,12</i>	<i>1,00 max</i>	<i>0,040</i>	<i>0,030</i>	<i>1,00</i>	<i>16,0 -18,0</i>	<i>---</i>	<i>Ferritico</i>

#### Proprietà Meccaniche:

<i>R<sub>p0,2</sub></i> <i>N/mm<sup>2</sup></i>	<i>R min</i> <i>N/mm<sup>2</sup></i>	<i>A%</i>	<i>HB</i>
<i>240 min</i>	<i>400-630</i>	<i>20 min</i>	<i>200 max</i>

L'acciaio AISI 430 è il più comune acciaio inossidabile ferritico (straight chrome). Grazie alla sua eccellente resistenza al calore e alla corrosione, alla sua duttilità e la minor costo rispetto agli acciaio inossidabili al cromo-nichel, i suoi impieghi sono specialmente decorativi e spaziano dagli elettrodomestici, stampi in metallo, finiture metalliche, perni e cerniere, imbutiture. Si deve fare osservare che benchè buone, allo stato ricotto, le sue proprietà di resistenza alla corrosione sono comunque inferiori a quelle degli austenitici AISI 301 302 e 304 e così come anche la sua duttilità che può essere stimata come 75% inferiore rispetto a quest'ultimi e agli acciai al carbonio.

Un fenomeno interessante che riguarda l'AISI 430 così come anche altri tipi straight chrome allo stato ricotto, è quello dello sviluppo delle Bande di Luders (stretcher strains) durante la lavorazione (*figura 3*).



Figura 3: Marcata formazione di Bande di Luders durante una prova di trazione su un acciaio AISI 430

L'AISI 430 è un acciaio ferritico in cui gli atomi interstiziali di carbonio e azoto sono in soluzione interstiziale nel reticolo CCC del Ferro  $\alpha$  e possiedono quindi un'elevata mobilità anche a temperatura ambiente. Come è noto, in una soluzione solida, la presenza di dislocazioni crea uno stato di dilatazione sotto la linea di dislocazione e uno di compressione sopra la linea di dislocazione: per motivi termodinamici legati alla riduzione dell'energia reticolare, gli atomi estranei presenti in soluzione andranno ad occupare delle specifiche posizioni attorno alla linea di dislocazione in base alla loro dimensione rispetto a quella del solvente (Ferro $\alpha$ ). In particolare gli atomi interstiziali (C e N) occuperanno le posizioni dilatate e creeranno un addensamento atomico (atmosfere di Cottrell) che provoca un ancoraggio della dislocazione stessa sfavorendone lo scorrimento e quindi la possibilità di deformazione plastica.

In tali condizioni, in seguito all'applicazione di uno sforzo (esempio in una prova di trazione o in uno stampaggio a freddo) le dislocazioni si svincolano quasi simultaneamente dalle rispettive atmosfere di Cottrell: si ha un brusco passaggio discontinuo dal regime elastico a quello plastico (vedi figura 2 a) con la formazione delle cosiddette bande di Luders, ovvero scorrimenti localizzati di materiale, che si manifestano con l'apparire di una rugosità superficiale analoga, anche se con dimensioni ovviamente più ridotte, a quella tipica degli agrumi da cui il nome di "buccia d'arancia". Il fenomeno è direttamente legato alla grossezza del grano e si manifesta in modo

sempre più visibile quanto maggiori sono le dimensioni del grano stesso. Si fa notare che tale fenomeno non può interessare sistemi CFC (come gli acciai inossidabili austenitici), per i quali il maggiore numero di piani di facile scorrimento evita sempre il brusco passaggio da campo elastico a plastico, mentre interessa gli acciai extra-dolci (a basso tenore di C): una tale vicinanza di quest'ultimi con gli inossidabili trova conferma nei dati osservati precedentemente nei grafici di *figura 1 e 2*.

Per evitare tale inconveniente è pratica eseguire sul prodotto in forma di lamiera allo stato ricotto, appena prima della spedizione al cliente che ne eseguirà la formatura, il cosiddetto skin-pass: una leggera laminazione a freddo che non riduce lo spessore del laminato ma introduce nuove dislocazioni non ancora bloccate dagli atomi interstiziali e quindi mobili: se l'acciaio verrà stampato prima che il Carbonio e soprattutto l'Azoto (più mobile) diffondino verso le nuove dislocazioni e le ancorino, ovvero nell'arco di pochi giorni, tali nuove dislocazioni libere potranno dar luogo in maniera non brusca e discontinua ad un flusso plastico, evitandole l'affiorare delle bande di Luders.

Un fenomeno tipico degli acciai ferritici che può insorgere talvolta durante la formatura è quello del fenomeno del Roping ovvero l'apparire di striature evidenti ad occhio nudo nel senso della laminazione durante lo stiramento. Esistono comunque particolari tipi ferritici al titanio o niobio, prodotti in condizioni particolari di laminazione e ricottura, in grado di evitare le striature.



## 1.3 CENNI AL PROCESSO DI STAMPAGGIO

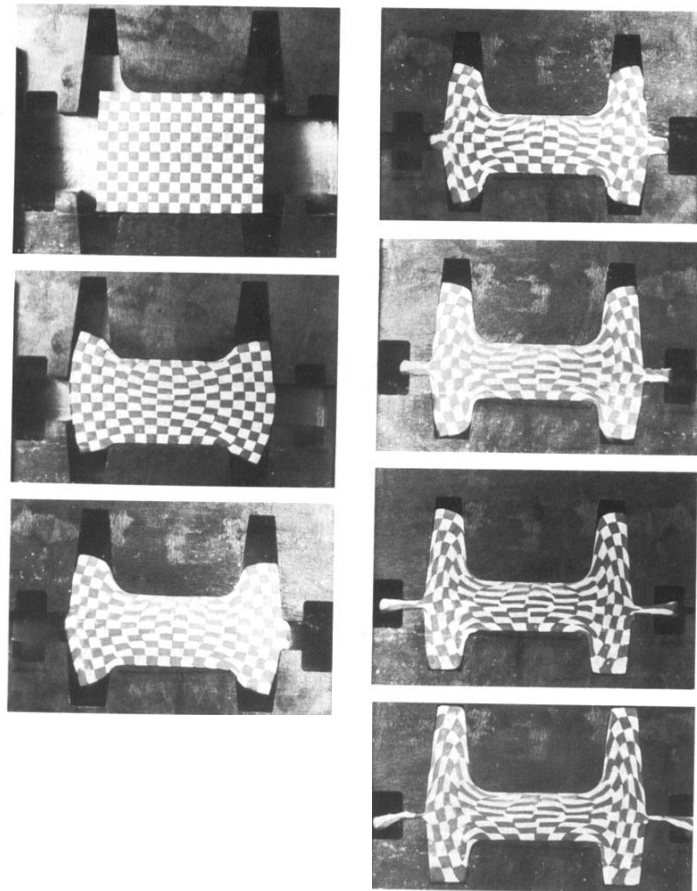
Come è noto, le lavorazioni meccaniche si distinguono in lavorazioni "a caldo" e "a freddo". Tale distinzione non si riferisce alla temperatura assoluta del metallo lavorato, ma alla temperatura di ricristallizzazione  $T_R$  (con  $T_R = \alpha T_F$  con  $\alpha$ , temperatura omologa che vale 0,5÷0,7 per soluzioni solide,  $T_F$  temperatura di fusione). Sopra la temperatura di ricristallizzazione si hanno le lavorazioni a caldo, al di sotto di  $\frac{1}{2} T_R$  quelle a freddo, mentre a temperature intermedie si hanno le lavorazioni a semicaldo. Ad esempio fino a 300°C l'acciaio si considera lavorato a freddo ( $T_F \approx 1450^\circ\text{C}$ ), mentre per il piombo già a temperatura ambiente si è in condizioni di lavorazione a caldo ( $T_F \approx 300^\circ\text{C}$ ).

Tornando allo stampaggio, secondo la norma DIN8583, esso è definito come "formatura a compressione con utensili caratterizzati da cavità – gli stampi – che si muovono in senso contrapposto" e vengono classificati in base al fatto che lo stampo circonda completamente o no il pezzo in lavorazione.

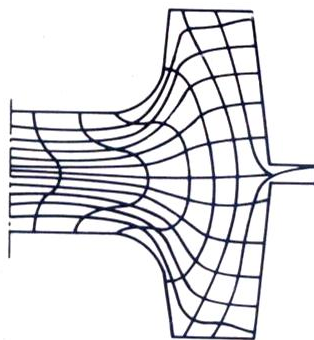
### 1.3.1 Stati di deformazione e sollecitazione indotti

Nei processi di stampaggio la predizione dello stato di deformazione risulta decisamente complesso per il fatto che la deformazione non risulta omogenea. Un metodo per risalire allo stato di deformazione del pezzo stampato è quello sperimentale della visioplasticità. Il metodo della visioplasticità si propone di misurare sperimentalmente il flusso di materiale in uno stampo ad esempio mediante l'applicazione di un reticolo su un provino oppure impiegando materiali facilmente deformabili a temperatura ambiente con proprietà meccaniche simili a quella dell'acciaio alla temperatura di stampaggio. Tale metodo permette di rappresentare visivamente il flusso di materiale all'interno dello stampo e di determinare le vie di movimento del materiale nonché la distribuzione della deformazione e risalire così allo stato deformazionale e di sollecitazione dello stampato. Si veda ad esempio la *figura 4*: si nota come la massima

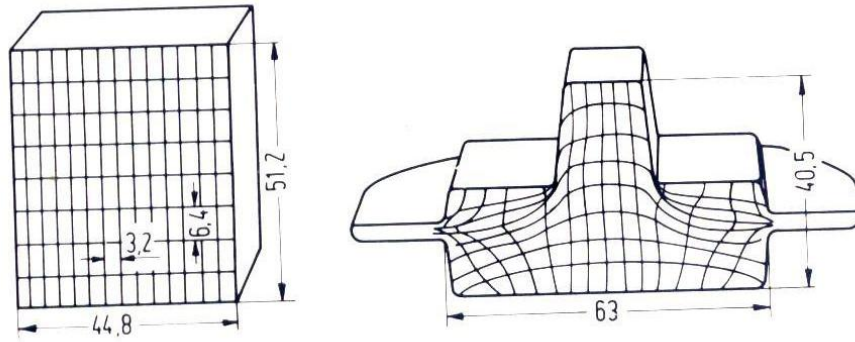
deformazione del reticolo si ha in corrispondenza degli angoli dello stampo e sul piano mediano ortogonale all'asse di compressione.



A



B



C

Figura 4: prova su di un provino in plastilina per evidenziare il flusso di materiale (A) e relativa distribuzione delle deformazioni (B); flusso di materiale in uno stampo con bava (C).

Nel caso specifico affrontato nella relazione tecnica in esame, la tecnica di stampaggio è assimilabile alla piegatura a dosso tramite pressa (offset press-brake forming, vedi *figura 5b*). In tale processo il pezzo da lavorare è posto sopra uno stampo aperto e pressato giù all'interno dello stampo (die) da un punzone azionato dal pistone di una pressa (press-brake). Come in altri processi di lavorazione, quando viene eseguita una piega il materiale si trova in uno stato compresso sul lato interno della piega mentre risulta traziionato su quello esterno: si viene a creare così un gradiente di sollecitazione e di deformazioni trasversale allo spessore del materiale per il fibre interne sono sottoposte a compressione e quelle esterne a trazione e per il quale l'entità della deformazione decresce in intensità allontanandosi dall'asse neutro (come previsto dalla formula di Navier, per il calcolo delle tensioni in un corpo traviforme sottoposto a solo momento flettente, ovvero nel caso di flessione retta, *figura 6*).

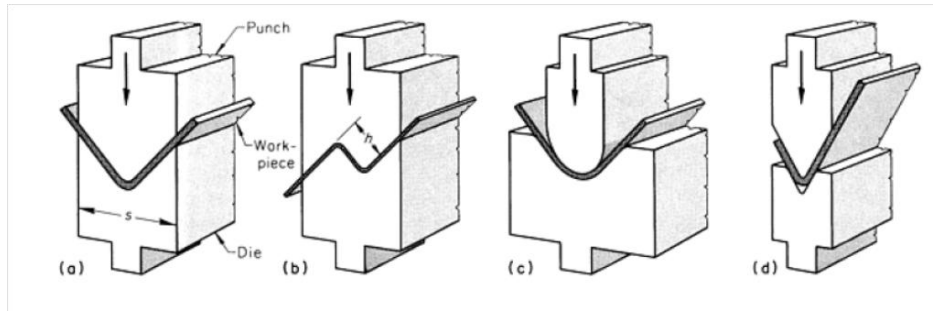


Figura 5: Stampi e punzoni per comuni per la piegatura in pressa: (a) 90° V-bending, (b) Offset bending (piega a dosso), (c) Radiused 90° bending. (d) Acute-angle bending. Il processo in esame assimilabile al caso b.

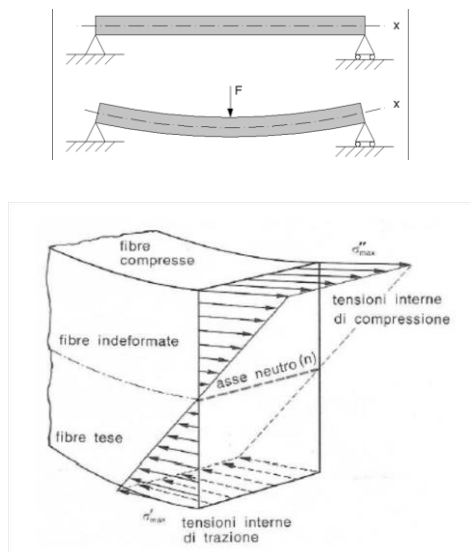


Figura 6: Rappresentazione dello stato tensionale di un corpo sottoposto a piega.

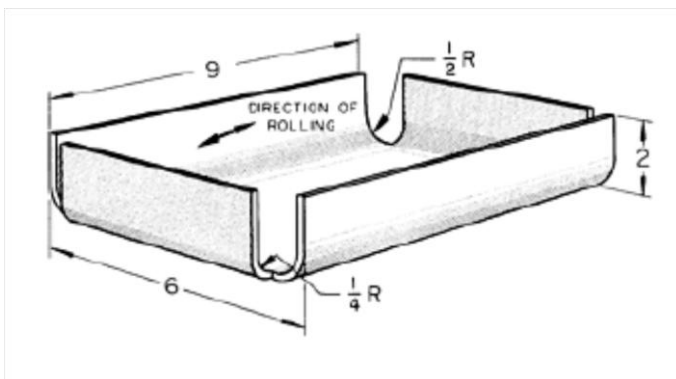
$$\sigma = \frac{My}{J}$$

### 1.3.2 Fattori d'influenza nel processo di piega

Le proprietà del materiale che più influenzano il processo di piega sono lo sforzo di snervamento, la temperatura di transizione fragile-duttile e la direzione di laminazione della lamiera di partenza. Infatti, maggiore è lo sforzo di snervamento maggiore sarà la forza da applicare necessaria e quindi la difficoltà nella piegatura che risulta in cricche nella zona di piega e nello springback (ritorno elastico del metallo che tende a tornare alla sua posizione originale). Come già accennato in precedenza, per gli acciai inossidabili, aventi una resistenza meccanica superiore, la piegatura necessita di una potenza dal 50% al 60% maggiore rispetto a quanto richiesto da un acciaio al carbonio di pari spessore. In particolare, mentre per gli inossidabili austenitici allo stato ricotto il comportamento a piega risulta piuttosto costante per tutti gli appartenenti alla classe, per i ferritici la risposta alla piega varia in base alla composizione.

In particolare, per gli acciai inossidabili ferritici a basso carbonio e con il 12-17% di Cromo (come AISI 430) si ha pronta risposta alla piega benchè un riscaldamento a 175-205°C migliori di molto la lavorazione. Infatti, la temperatura di transizione fragile-duttile per tali materiali è pari alla temperatura ambiente o poco superiore (esempio: AISI 430 temperatura di transizione circa 35°C) e con il riscaldamento, oltre ad abbassare lo sforzo, si oltrepassa tale temperatura critica. Qualore la piega avvenga a temperatura ambiente è invece necessario ridurre la velocità di piega, minimizzando così la possibilità di esercitare un carico assimilabile a una condizione d’impatto che porterebbe ad una rottura fragile del pezzo e all’impossibilità di eseguire la lavorazione. Un vantaggio degli acciai inossidabili ferritici rispetto agli austenitici risiede invece nel minore springback cui danno luogo dal momento che i primi mostrano un tasso di incrudimento molto meno marcato dei secondi come evidenziato nella *figura 1*.

La direzione di laminazione risulta per la piega un fattore molto più influente che in altre lavorazioni: la piega effettuata parallelamente alla direzione di laminazione risulta la meno favorevole e può dare luogo a cricche. Le soluzioni a tale problema sono incrementare il raggio di piega o se possibile cambiare direzione di piega. Tale problematica diventa ancora più importante quando lo spessore della lamina del materiale da lavorare aumenta (esempio 25mm) e lo sforzo di snervamento diventa relativamente elevato (maggiore di 550MPa). In tali casi, la relazione tra angolo di piega e direzione dei grani diventa molto importante e si consiglia di piegare con un raggio almeno doppio rispetto allo spessore della lamina o eseguire una laminazione preliminare leggera in direzione trasversale alla prima.



*Figura 7: Nessuna cricca è risultata sulle ali lungo le dimensioni minori della lamina piegate lungo la direzione ortogonale a quella di laminazione con un angolo di piega di  $\frac{1}{4}$  in (6,4mm). La piegatura lungo le dimensioni maggiori, parallele alle direzioni di laminazione, hanno invece evidenziato cricche. Per ovviare al problema il raggio di piega è stato aumentato a  $\frac{1}{2}$  in (13mm) e il pezzo grezzo disposto sullo stampo in modo tale che la direzione di piega lungo il lato maggiore non sia perfettamente allineata a quella di laminazione.*

## 1.4 PRESENTAZIONE DELL'INDAGINE

### 1.4.1 Premessa e scopo degli esami

Come già accennato nell'introduzione, scopo di questa indagine è di verificare la corretta esecuzione dei processi di stampaggio con cui si è ottenuta la piega a dosso di tre piastre in AISI 430, confrontandole tra loro al fine di valutare le ripercussioni dal punto di vista micrografico e dei parametri dimensionali della zona di curvatura e capire in tal modo la ragione che determina l'affiorare di cricche superficiali.

Le tre piastre svolgono la funzione di fondi in elettrodomestici e misurano 53,50 x 68,00 mm. Le caratteristiche che vengono richieste al materiale sono principalmente quelle di resistenza alla corrosione e al calore. La loro identificazione è:

Progressivo	Descrizione	Identificazione del cliente	Nr saggi test
1	Fondo	12/10 rettificato	3
2	Fondo	10/10 rettificato	3
3	Cielo	"vecchio"	3

Più precisamente:

- la piastra 3 "vecchio": di spessore 1,20 mm, ottenuta usando il vecchio stampo ovvero senza smussatura dell'angolo.
- la piastra 2 "10/10 rettificata": di spessore 1,00 mm, ottenuta usando lo stampo con l'angolo modificato (smussato);
- la piastra 1 "12/10 rettificata": di spessore 1,20 mm, ottenuta usando lo stampo modificato.

### 1.4.2 Svolgimento indagine

Al fine di determinare quanto richiesto è stato eseguito il seguente programma d'indagine:

- Esame visivo;
- Esame ai liquidi penetranti;

- Prelievo del saggio mediante sezionatura; inglobamento a caldo, lucidatura e attacco chimico;
- Esame in macroscopia ottica;
- Misura dei parametri dimensionali;
- Esame in microscopia ottica;

### 1.4.3 Esame visivo

L'esame visivo preliminare del campione consegnato non ha evidenziato difetti nella piega visibili ad occhio nudo (*figura 8*).

*Figura 8: la piega indagata è l'orizzontale presente a circa  $\frac{1}{4}$  dell'altezza*



A: Campione Nr 1:  
12/10 rettificato  
Come consegnato

B: Campione Nr 2:  
10/10 rettificato  
Come consegnato.

C: Campione Nr 3:  
vecchio  
Come consegnato.

### 1.4.4 Esame ai liquidi penetranti

Per i campioni 1 e 2 in seguito all'applicazione del penetrante rosso e dello sviluppatore bianco sia sulla faccia superiore ed inferiore, all'ispezione non si sono evidenziate cricche o difetti affioranti. Nel campione 3 "vecchio" invece, si è riscontrata una microporosità affiorante sulla faccia inferiore sulla zona di piega (*figura 9*).



Figura 9: Microporosità affiorante sulla faccia inferiore del campione 3.

#### 1.4.5 Prelievo delle sezioni

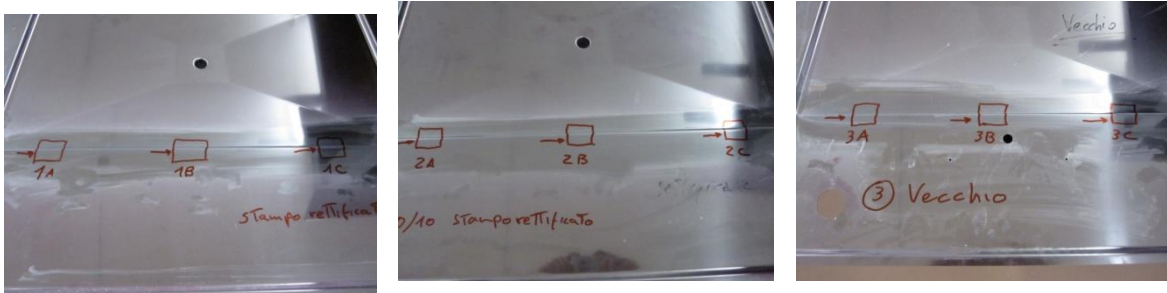


Figura 10: Prelievo di tre sezioni da ciascun campione. Da sinistra a destra rispettivamente: campione 1,2,3.

#### 1.4.6 Esame in macroscopia ottica e misura dei parametri di curvatura

L'esame macroscopico è stato eseguito tramite stereoscopio e relativo software di acquisizione ed analisi d'immagine. Le misure sono state prese come mostrato in *figura 11* e i dati riportati in *tabella 2-3-4*.



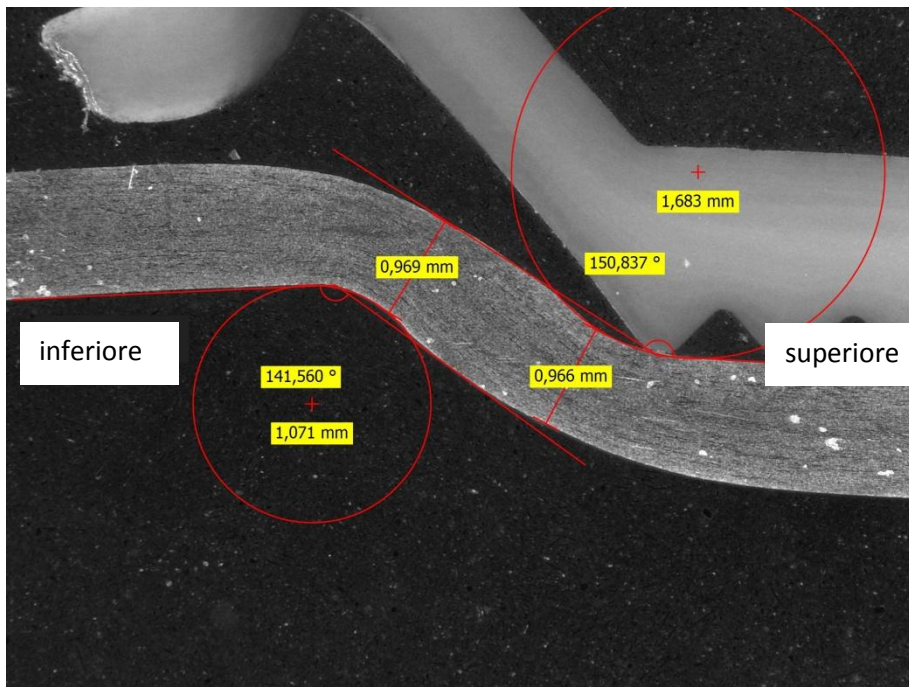


Figura 11: esempio della modalità di misura dei parametri di curvatura

*Tabella 2: Campione 1 "12/10 rettificato" (thk: 1,20mm)*

Identificativo sezione		angolo (°)	spessore min (mm)	raggio curvatura (mm)
A	superiore	145.061	0.986	2.263
	inferiore	154.207	1.003	1.601
B	superiore	154.561	1.030	1.939
	inferiore	148.957	1.000	1.472
C	superiore	147.677	0.966	1.407
	inferiore	151.345	1.008	1.407
MEDIA		150.301	0.993 strizione: -0.207	1.682

<i>Tabella 3: Campione 2 "10/10 rettificato" (thk: 1,00mm)</i>				
Identificativo sezione		angolo (°)	spessore min (mm)	raggio curvatura (mm)
A	superiore	158.470	0.926	2.165
	inferiore	149.955	0.805	2.062
B	superiore	158.274	0.894	2.550
	inferiore	150.355	0.863	2.190
C	superiore	149.184	0.835	1.450
	inferiore	154.256	0.865	1.450
MEDIA		153.416	0.865 strizione: -0.135	1.978

<i>Tabella 4: Campione 3 "vecchio" (thk: 1,20mm)</i>				
Identificativo sezione		angolo (°)	spessore min (mm)	raggio curvatura (mm)
A	superiore	149.199	0.969	1.311
	inferiore	140.637	0.954	1.241
B	superiore	150.837	0.966	1.683
	inferiore	141.560	0.969	1.071
C	superiore	144.249	0.958	1.665
	inferiore	136.149	0.966	1.380
MEDIA		143.772	0.964 strizione: -0.236	1.391

Si riportano poi le macrografie inerenti i tre campioni considerate più esemplificative.

Trattandosi di un acciaio inossidabile l'attacco è stato eseguito con Acqua Regia (miscela composta da un volume di acido nitrico e tre volumi di acido cloridrico concentrati).

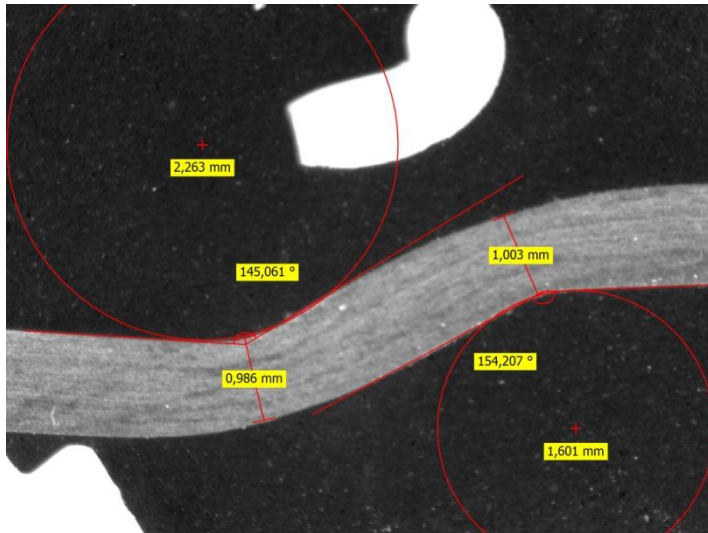


Figura 12

Campione Nr 1 "12/10  
rettificato"

Sezione 1A

Si riscontra uno  
schiacciamento nella zona  
di curvatura. Tale  
schiacciamento è  
osservabile anche nelle  
altre sezioni

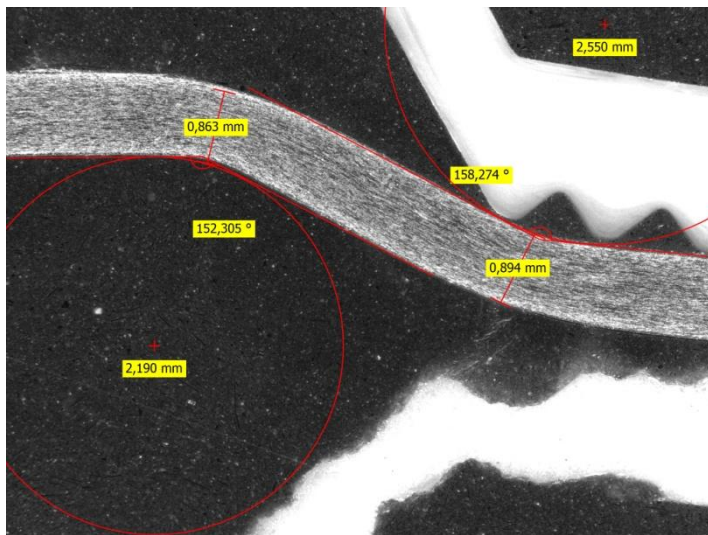


Figura 13

Campione Nr 2 "10/10  
rettificato"

Sezione: 2B

Rispetto alla piastra 1 lo  
schiacciamento risulta  
interessare una regione più  
estesa ma con meno  
profondità.

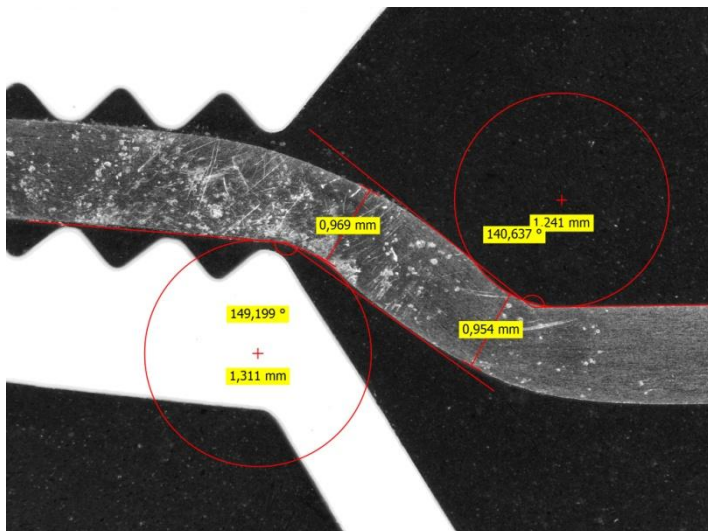


Figura 14

Campione Nr 3 "vecchio"

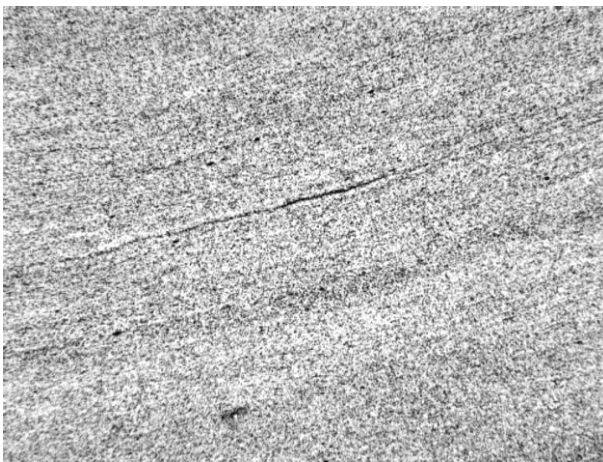
Sezione: 3A

Rispetto alle piastre 1 e 2 si  
osserva uno  
schiacciamento più  
profondo ed interessante  
una porzione d'area più  
limitata

I dati riportati nelle tabelle e l'osservazione delle foto macrografiche mettono in luce che il campione 3 ottenuto con stampo senza angolo smussato presenta le condizioni meno favorevoli (schiacciamento maggiore e raggio di curvatura minore), mentre il campione 2 le condizioni più vantaggiose.

#### **1.4.7 Esame micrografico**

L'esame è stato eseguito con microscopio metallografico ottico. Sono qui riportate le foto micrografiche considerate più significative.



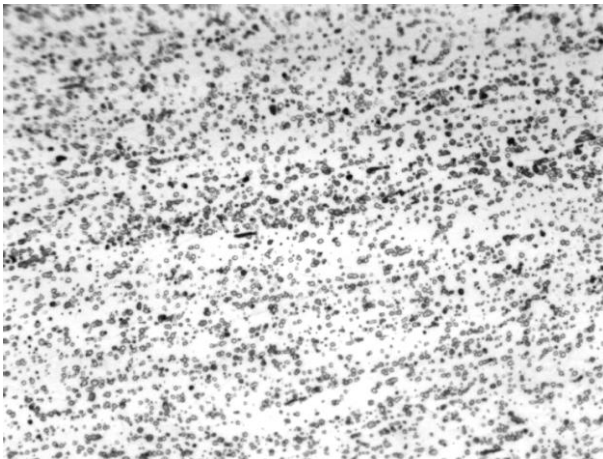
*Figura 15*

*Campione Nr 1  
Sezione 1A*

*Materiale Base*

*Attacco: Acqua Regia*

*Ingrandimento: 100x*



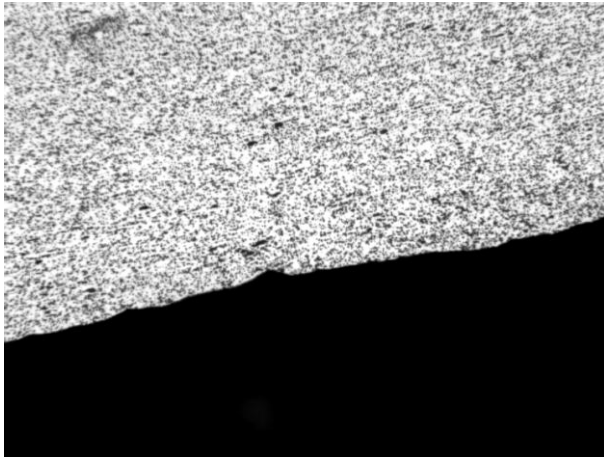
*Figura 16*

*Campione Nr 1  
Sezione 1B*

*Materiale Base:  
Matrice Ferritica e Carburi di Cromo  
dispersi.*

*Attacco: Acqua Regia*

*Ingrandimento: 400x*



*Figura 17*

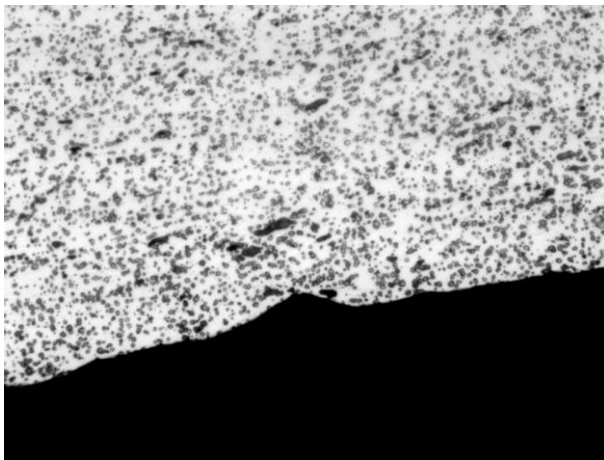
*Campione Nr 1  
Sezione 1A*

*Bordo superiore*

*Attacco: Acqua regia*

*Ingrandimento: 100x*

**Si osservano numerose irregolarità sul bordo**



*Figura 18*

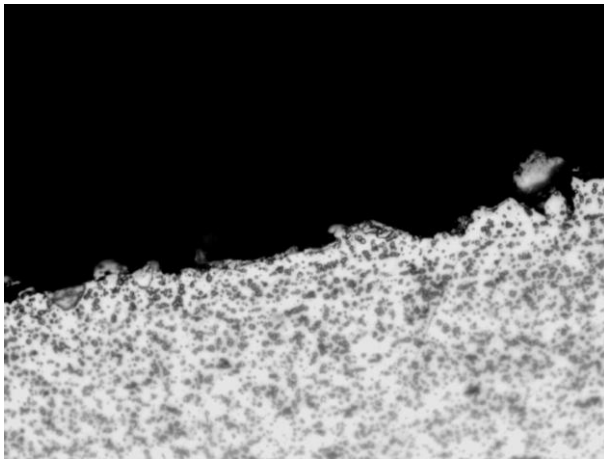
*Campione Nr 1  
Sezione 1A*

*Bordo superiore*

*Attacco: Acqua regia*

*Ingrandimento: 400x*

**Dettaglio delle irregolarità: esse danno luogo ad una intensificazione degli sforzi e incentivano l'insacco di una cricca**



*Figura 19*

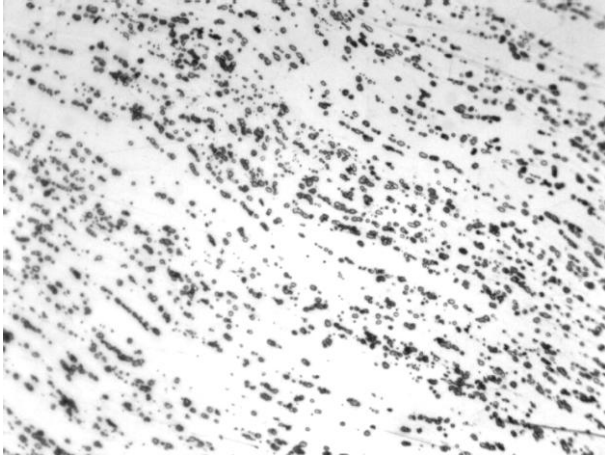
*Campione Nr 1  
Sezione 1B*

*Bordo inferiore*

*Attacco: Acqua regia*

*Ingrandimento: 400x*

**Si osservano numerose irregolarità sul bordo e diversi siti di distacco di materiale. Il distacco potrebbe essere imputabile ad una non adeguata lubrificazione**



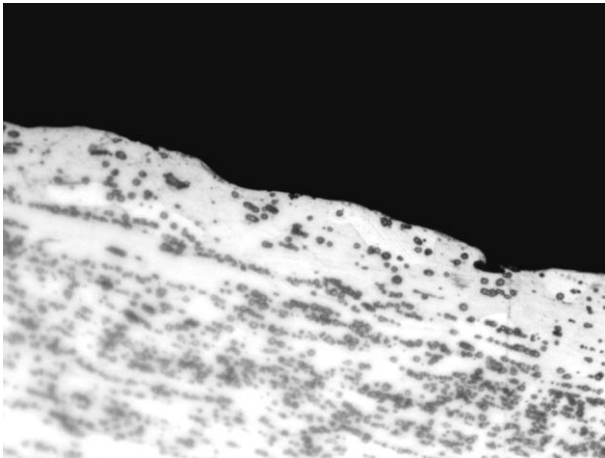
*Figura 20*

*Campione Nr 2  
Sezione 2C*

*Materiale Base  
Matrice ferritica e carburi di Cromo  
dispersi.*

*Attacco: Acqua regia*

*Ingrandimento: 400x*



*Figura 21*

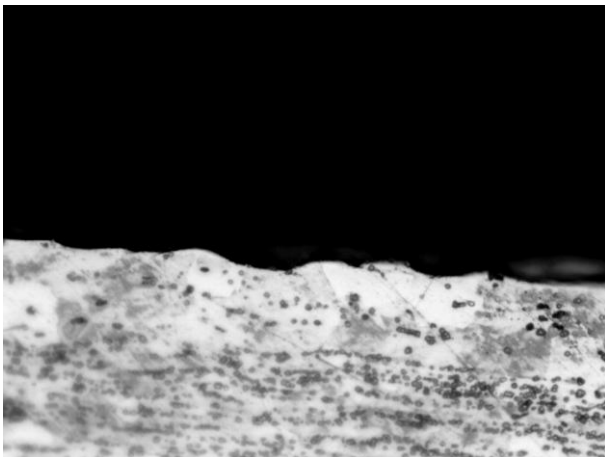
*Campione Nr 2  
Sezione 2C*

*Bordo inferiore*

*Attacco: Acqua regia*

*Ingrandimento: 400x*

**Si osservano numerose  
irregolarità sul bordo**



*Figura 22*

*Campione Nr 2  
Sezione 2A*

*Bordo superiore*

*Attacco: Acqua regia*

*Ingrandimento: 400x*

**Anche qui sono presenti  
irregolarità sul bordo**

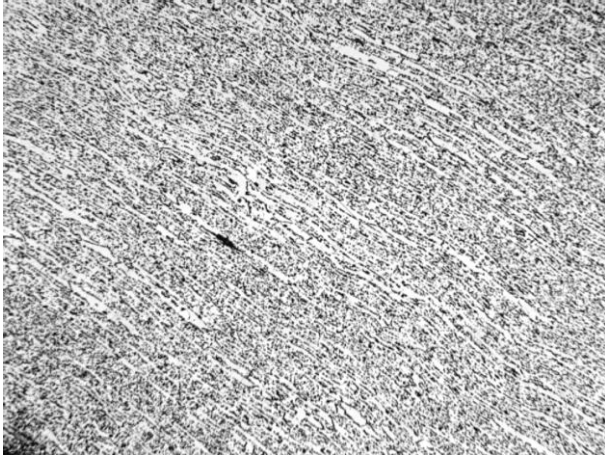


Figura 23

Campione Nr 3  
Sezione 3B

Attacco: *Acqua regia*

Ingrandimento: 100x

**Si nota la presenza di un  
microstrappo**

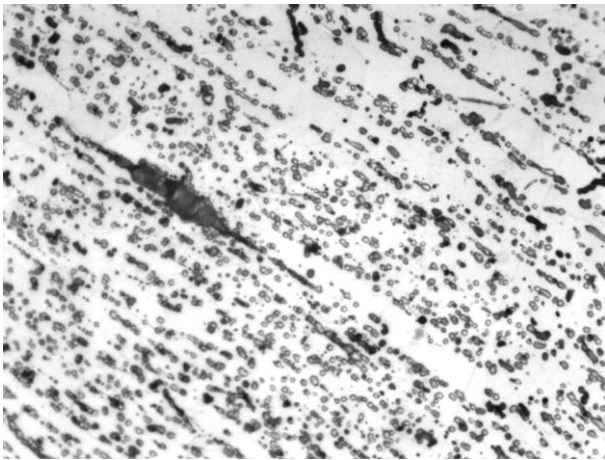


Figura 24

Campione Nr 3  
Sezione 3B

Bordo superiore

Attacco: *Acqua regia*

Ingrandimento: 400x

**Ingrandimento del microstrappo**



Figura 25

Campione Nr 3  
Sezione 3C

Bordo superiore

Attacco: *nessuno*

Ingrandimento: 200x

**Si osservano numerose  
irregolarità sul bordo di  
dimensioni notevoli già a 200x e  
molto acute.**

La microstruttura a matrice ferritica e carburi di Cromo disposti lungo la direzione di laminazione è consona al tipo di materiale e alla lavorazione subita ed è esente da difettologie.

Solamente nelle micrografie delle figure 23-24 inerenti al campione 3 “vecchio” si riscontra un microstrappo segno di una deformazione eccessiva dovuta all’angolo non smussato dello stampo.

### **1.4.8 Conclusioni**

Innanzitutto occorre affermare che il materiale usato, AISI 430 allo stato ricotto, risulta essere un ottimo compromesso per l'applicazione in esame: infatti, come si legge dalla tabella 1 con i ratings di lavorazione per i vari acciai, la lavorabilità a press-brake è valutata intermedia tra ottima e buona (classe A-B), inoltre la resistenza alla corrosione è comunque buona così come quella al calore e il costo inferiore rispetto ad acciai più resistenti e più lavorabili (ad esempio gli austenitici come AISI 304) ne motiva la scelta.

L'indagine macrografica (figure 11-14) rivela che la piega è stata eseguita ortogonalmente alla direzione di laminazione, ovvero lungo la direzione più favorevole come spiegato precedentemente (*cf.* § 1.3.2) e quindi le problematiche dichiarate che non sono ascrivibili a cause direzionali. Le misure rivelano uno schiacciamento nella zona prossimale alla curvatura comune a tutte e tre le piastre: tale deformazione oltre a causare una diminuzione della sezione resistente funge da sito di concentrazione degli sforzi ed invita inneschi a rottura. Dalle misure sintetizzate nelle tabelle 2-3-4 si osservano tuttavia delle diversità tra le tre piastre, imputabili alla smussatura apportata all'angolo dello stampo:

- la piastra 3 "vecchio", ovvero senza smussatura dell'angolo dello stampo, risulta avere l'angolo di piega e il raggio di curvatura minori tra le tre e lo schiacciamento maggiore, ovvero le condizioni più critiche. Ciò spiega perché per il campione 3 si sia osservata una microporosità affiorante (figura 9), la presenza di uno microstrappo (figura 23 e 24) e i bordi maggiormente danneggiati (figura 25);
- la piastra 2 "10/10 rettificata" presenta invece i maggiori angolo di piega e raggio di curvatura e il minor schiacciamento;
- la piastra 1 "12/10 rettificata" si colloca in posizione intermedia tra le due.

Da tali dati si può affermare che la piastra 2 è quella che mostra la situazione meno pericolosa ed è preferibile alle altre: come evidenziato anche dalle macrografie, lo schiacciamento dopo la



piega è meno profondo benché più esteso riducendo il fattore di concentrazione degli sforzi ed inficiando in modo minore la resistenza (si confrontino le macrografie nelle figure 12-13-14). Altro vantaggio della piastra 2 risiede nello spessore minore rispetto alle altre due. Infatti, in prima approssimazione, come descritto precedentemente (*cf.* § 1.3.1), localmente la tensione si può considerare proporzionale alla distanza del punto dall'asse neutro di piega: questo implica che le fibre del campione 2 vengono meno sollecitate rispetto a 1 e 3 a parità di piega.

La microstruttura, matrice ferritica e carburi di Cromo disposti lungo la direzione di laminazione della lamiera, evidenziata dall'analisi micrografica è consona al tipo di materiale e alla lavorazione subita e non presenta particolari difettologie tali da poter essere accreditate come causa del problema.

Unica eccezione si ha nelle micrografie delle figure 23-24 inerenti al campione 3 "vecchio" nelle quali si riscontra un microstrappo. Ciò va a comprovare la tesi che lo stampo non smussato utilizzato per il campione 3 determini una deformazione eccessiva, come già evidenziato nelle misurazioni.

Inoltre l'analisi micrografica ha messo in luce la presenza di numerose irregolarità sulla superficie-bordo della piega di tutte le piastre. Tali irregolarità, che essendo comuni ai tre campioni sono imputabili alla natura del processo, sono causate dal fenomeno della formazione delle bande di Luders (*cf.* § 1.2.3). Come descritto precedentemente, esso è causato dal brusco disancoramento delle dislocazioni dalle relative atmosfere di Cottrell ovvero dal brusco passaggio dal regime elastico a quello plastico quando la deformazione imposta sia uguale o leggermente inferiore a quella corrispondente alla sollecitazione di snervamento e che provoca la formazione sulla superficie di piccole creste ed avvallamenti. Nella micrografia di *figura 25* ove si vede come per il campione 3, sottoposto ad uno stampaggio più critico (dato l'angolo di piega non smussato) le irregolarità siano più numerose e gravi. Queste irregolarità fungono da innesco a cricca e si possono considerare le ragioni del cedimento della piastra nella zona di piega.

Qualora non fosse possibile eseguire uno skin-pass, la loro presenza potrebbe essere ridotta effettuando il processo di stampaggio in condizioni che rendano più deformabile il materiale ossia un incremento della temperatura di stampaggio portandola fino a 205°C e/o una riduzione della velocità applicazione del carico (*cf*r § 1.3.2). Si ricorda infatti che le zone di curvatura nel processo di stampaggio sono quelle nelle quali si ha il maggior flusso di materiale e la più fitta distribuzione di deformazione (*cf*r §1.3.1) e richiedono maggiori risorse duttili al materiale incrementate appunto dagli accorgimenti indicati.

In conclusione, dalle analisi eseguite risulta preferibile l'utilizzo dello stampo con angolo smussato e della piastra di spessore 1,00mm (campione 2) in quanto nella zona di piega a dosso si riscontrano le condizioni più favorevoli.

## 2. CASO DI STUDIO 2

### 2.1 INTRODUZIONE

Il problema affrontato in questo secondo caso di studio è stato la determinazione delle ragioni metallurgiche che hanno determinato l'impossibilità di lavorare al tornio e soprattutto a foratura un albero motore di  $\varnothing 73\text{mm}$  dichiarato in 42CrMo4 (AISI 4140, UNS G41400) temprato e rinvenuto. La difficoltà dichiarata dal cliente è di non riuscire a penetrare il materiale con l'utensile.

Alla descrizione dell'indagine verrà anteposta l'esposizione delle conoscenze acquisite per lo svolgimento della stessa, con lo scopo di desumere le caratteristiche principali del materiale, conoscere i fondamenti della lavorazione meccanica per tornitura e foratura e le corrispondenze fra proprietà microstrutturali del materiale e sua lavorabilità.

### 2.2. LAVORABILITÀ ALLE MACCHINE UTENSILI PER ASPORTAZIONE DI TRUCIOLO

#### 2.2.1 Introduzione

La lavorabilità alle macchine utensili è influenzata da molti fattori quali la composizione, la microstruttura, lo sforzo di snervamento del materiale, la velocità e le potenze di taglio, la geometria dell'utensile e il tipo di lubrificazione. Si elencano ora alcune lavorazioni per asportazione di truciolo in ordine approssimativamente decrescente in base alle richieste per avere buona lavorabilità:

- Brocciatura
- Creazione di dentature
- Trapanatura profonda
- Alesatura
- Fresatura
- Foratura

- Piallatura
- Tornitura
- Taglio
- Rettifica

Le proprietà meccaniche pretese al fine di soddisfare la resa richiesta in servizio solitamente impongono la scelta del materiale con cui eseguire il componente e le condizioni di trattamento termico dello stesso che determinano poi la sua lavorabilità. Di conseguenza le decisioni riguardo al materiale da lavorare sono spesso ridotte alla scelta fra gradi simili di acciaio (esempio AISI 4140 o AISI 8640) piuttosto che tra un ampio range.

Il termine lavorabilità alle macchine per asportazione di truciolo (machinability) indica la facilità con la quale un materiale può essere lavorato al fine di ottenere le desiderate dimensioni, forma e finitura superficiale. L'indice di lavorabilità (machinability index), ovvero la misura della lavorabilità del componente, deve essere comunque inteso come una misura relativa e non esistono metodi universali o standard per la sua misura. Storicamente la misura viene fatta valutando i seguenti fattori:

- Vita dell'utensile: misurata dalla quantità di materiale asportato da quel determinato utensile da taglio sotto fissate condizioni prima che la resa del taglio diventi inaccettabile o l'usura del tagliente abbia raggiunto un prefissato valore;
- Velocità di taglio massima: ovvero la massima velocità di taglio che l'utensile può tollerare fornendo una buona performance per un prefissato periodo di tempo;
- Consumo di potenza: misurato dalla quantità di energia necessaria a rimuovere un volume unitario di materiale sotto prefissate condizioni

Altri test sono eseguiti nei laboratori al fine di ricavare informazioni sugli effetti di cambiamenti della microstruttura, della composizione o della storia di lavorazione pregressa del pezzo.

### 2.2.2 Meccanismo di formazione del truciolo

La rimozione del metallo durante le lavorazioni per asportazione di truciolo avviene per un meccanismo di deformazione plastica di taglio e di frattura duttile lungo un piano inclinato rispetto alla direzione di taglio (*figura 1*). Più precisamente, man mano che il metallo viene deformato dal contatto forzato dell'utensile, dei microvuoti cominciano a formarsi all'interfaccia tra i vari microcostituenti (esempio: bordi di grano o particelle) ove sussistono incompatibilità di deformazione causate dalla diversa orientazione o natura dei costituenti interfacciati. L'aumentare della deformazione promuove l'accrescimento dei microvuoti fino ad un valore critico tale che il danno causato al reticolo cristallino è tale da far insorgere una instabilità microstrutturale che provoca la coalescenza dei microvuoti, la formazione di una microcricca ed infine una frattura duttile. In tale senso, la formazione di truciolo può essere definita in termini di accumulazione di danno fino a frattura. In caso di velocità di taglio ridotte, la formazione del truciolo può diventare discontinua in quanto possono accadere fenomeni di grippaggio ed aderenza che causano una regione indeformata di metallo aderente al tagliente (dead-metal zone). Tale cappuccio è definito built-up edge (tagliente di riporto) e raramente è stabile, bensì si distacca e riforma ininterrottamente provocando un continuo cambiamento nella forma e nella simmetria del tagliente e determinando così un minore controllo della finitura superficiale.

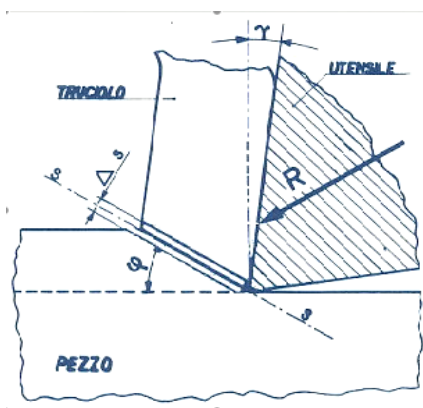


Figura 1: Formazione del truciolo

### 2.2.3 Dipendenza dalla microstruttura

In linea di massima è possibile discernere tra estremi di microstrutture che sono facili o difficili da lavorare. È da specificare però che nel confronto fra acciai di tipo diverso la microstruttura da sola non può essere considerata un fattore definitivo per la scelta dell'uno o dell'altro. È da tenere presente che sussistono relazioni grossolane tra durezza, microstruttura e lavorabilità del materiale e non sempre univoche. L'esperienza ha insegnato che ad esempio per un acciaio con contenuto medio-alto di Carbonio e basso legato (come il tipo 4140 oggetto del caso di studio) si ha la massima durata dell'utensile (ovvero la massima lavorabilità del materiale) quando esso si trova allo stato ricotto (vedi *tabella 1*). In *tabella 1* si riportano le condizioni ottimali per la lavorazione per asportazione di truciolo per acciai con differente quantità di carbonio.

Carbon, %	Optimum microstructure
0.06–0.20	As-rolled (most economical)
0.20–0.30	Less than 75 mm (3 in.) in diameter, normalized; 75 mm (3 in.) in diameter and over, as-rolled
0.30–0.40	Annealed to give coarse pearlite, minimum ferrite
0.40–0.60	Coarse lamellar pearlite to coarse spheroidite
0.60–1.00	100% spheroidite, coarse to fine

*Tabella 1: microstrutture ottimali per l'asportazione di truciolo in base al contenuto di carbonio. L'AISI 4140 con contenuto di carbonio tra 0.38 e 0.45% si colloca a cavallo fra la terza e quarta classe. Si precisa che tuttavia tali risultati si devono considerare solamente indicativi.*

I microcostituenti più frequentemente incontrati negli acciai possono essere classificati come concorrenti alla lavorabilità o contrastanti. In linea di massima si deve tenere a mente che il ruolo chiave è giocato dalla distribuzione dei carburi (di ferro o altro) nella matrice. Infatti microstrutture con durezza tra loro simili possono tuttavia avere una distribuzione dei carburi molto diversa con notevoli ripercussioni sulla lavorabilità dato l'effetto estremamente abrasivo di quest'ultimi. In particolare, dalla letteratura è noto che la vita del tagliente è legata alla dimensione e numero di carburi per unità di superficie: quanto più questi sono grossolani e/o separati tra loro tanto più viene incrementata la vita dell'utensile; al contrario quanto più i carburi sono allungati e/o finemente dispersi, tanto più la vita dell'utensile si riduce.

Infatti, la ferrite è la fase più tenera con un valore di durezza che oscilla tra i 136-185 HV10 (126 - 176 HB) e può essere facilmente tagliata e determina un minimo consumo del tagliente ma al contempo contribuisce alla formazione del tagliente di riporto (built-up edge, BUE), ovvero di un cappuccio formato da strati di materiale in lavorazione sovrapposti, depositati in prossimità del tagliente dell'utensile che si saldano al petto dell'utensile dando luogo ad una scarsa finitura superficiale.

La perlite è più dura della ferrite con valori della durezza che dipendono dalla spaziatura interlamellare, variando da 237 HV10 (220 HB) per una perlite grossolana a 345 HV10 (327 HB) per una perlite fine e determina una maggiore usura dell'utensile (tanto più marcata quanto più fine). La percentuale di perlite presente è legata alla quantità di carbonio, in particolare:

- Acciai a basso tenore di carbonio ( $\leq 0,3\%$ ): perlite  $\leq 40\%$ ;
- Acciai a medio tenore di carbonio ( $0,3 \leq C \leq 0,6\%$ ):  $40 \leq \text{perlite} \leq 75\%$ ;
- Acciai ad alto tenore di carbonio ( $\geq 0,6\%$ ): perlite  $\geq 75\%$

ovvero maggiore è il contenuto in carbonio, minore sarà in linea di massima la lavorabilità.

Per quanto riguarda la bainite, in cui la ferrite e la cementite sono disposte secondo un pattern aciculare molto fine non risolvibile al microscopio ottico, la durezza varia da 450 a 700 HV10 (425 - 656 HB). Una matrice bainitica risulta decisamente più dura da lavorare di una microstruttura ferritico-perlitica. Analogo discorso per la martensite, che raggiunge durezza HV10 di 840 (745 HB).

Microstrutture sferoidizzate si comportano in modo simile alla ferrite ma una grande quantità di particelle massive di carburi causano una significativa usura del tagliente.

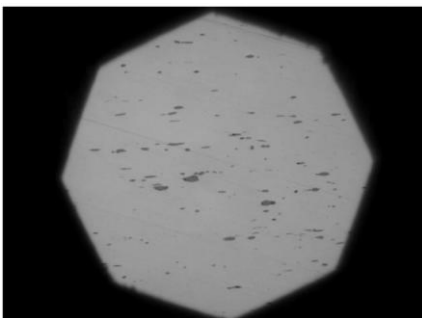
#### ***2.2.4 Dipendenza dalla composizione chimica***

Come detto poco sopra (cfr. § 2.2.3), in linea di massima si può affermare che maggiore è il contenuto di carbonio, minore sarà la lavorabilità per l'aumento della percentuale di perlite. Tale

considerazione si può considerare vera in parte: in realtà infatti si osserva che fino ad un certo valore, l'aumento del carbonio porta beneficio alla lavorabilità in quanto riduce la formazione del built-up edge.

La presenza di elementi alliganti come silicio, azoto, nichel, rame che si dissolvono nella matrice ferritica ne provocano un rafforzamento e determinano anche un calo della lavorabilità dell'acciaio. Effetto analogo è dato da elementi quali manganese, cromo, tungsteno, vanadio, molibdeno e titanio che, oltre a dissolversi nella matrice ferritica si combinano con il carbonio per dare carburi più o meno complessi che incrementano la durezza dell'acciaio. Difatti, carburi o ossidi di alluminio e silicio massivi sono molto abrasivi e dannosi alla vita del tagliente.

Al contrario costituenti teneri come solfuri di manganese o di piombo in genere migliorano la lavorabilità in quanto sono promotori d una frattura duttile del truciolo: Zolfo e Piombo vengono perciò definiti elementi "free cutting". Più in particolare, quando lo zolfo supera lo 0,20%, si combina con il manganese formando delle inclusioni di MnS (*figura 2*) che hanno scarsa resistenza e bassa energia interfacciale con la matrice ovvero favoriscono a sforzi di taglio minori la formazione dei microvuoti che sono alla base del meccanismo di formazione del truciolo sopradescritto (cfr. § 2.2.2). Tali inclusioni tuttavia comportano un abbassamento delle proprietà meccaniche. Analogamente il piombo, insolubile nel ferro, tende ad associarsi alle inclusioni non metalliche presenti nell'acciaio, agendo da lubrificante e riducendo l'attrito fra utensile e truciolo e la formazione del tagliente di riporto.



*Figura 2: solfuri tondeggianti. Ingrandimento 100x*



E' particolarmente significativo il rapporto Ca/Al, il quale consente di regolare la composizione chimica delle inclusioni d'ossido ottenendo alcuni tipi di ossidi che hanno un effetto positivo sull'usura dell'utensile. L'effetto della modifica delle inclusioni mediante trattamento con Ca è stato ampiamente studiato e se n'è rilevato il duplice effetto: eliminazione delle inclusioni di allumina pura (abrasive) e formazione di uno strato chimicamente stabile nell'interfaccia inserto-truciolo, che funge da barriera antidiffusiva (formazione del terzo corpo). L'assenza del trattamento con Calcio, a parità di condizioni, causa temperature di taglio più elevate (minor lubrificazione) alle quali lo strato dei soli solfuri di manganese non è più stabile. Con un opportuno trattamento (mediante S e Ca) si può quindi agire positivamente su tre meccanismi d'usura dell'inserto altrimenti non perseguibili con l'aggiunta del solo zolfo:

- abrasione sul fianco causata dagli ossidi duri, in quanto gli ossidi complessi hanno durezza inferiori.
- adesione dovuta all'incollaggio del materiale lavorato sul tagliente.
- diffusione chimica tra petto dell'inserto e truciolo.

Alcune considerazioni devono essere fatte riguardo agli acciai destinati ad indurimento in profondità tramite tempra, ovvero destinati ad impieghi in cui si richiedono elevate proprietà meccaniche. Tali acciai, tra cui rientra l'AISI4140 in esame, devono contenere sufficiente quantità di carbonio al fine di raggiungere la desiderata durezza dopo tempra e una sufficiente quantità di alliganti per avere la corretta percentuale di martensite sul più ampio spessore possibile della sezione. D'altro canto, come appena visto, la presenza combinata di carbonio ed alliganti rende tali acciai difficili da lavorare per asportazione di truciolo. Una comparazione tra gli indici di lavorabilità e la composizione di questi acciai rivela che tutti gli elementi alliganti che aumentano la temprabilità dell'acciaio ne diminuiscono la lavorabilità e che elementi che rafforzano la matrice ferritica quali nichel e silicio inficiano la lavorabilità più di quanto non lo facciano elementi carburigeni come cromo e molibdeno. Si deve ricordare però che in caso di scelta fra diversi acciai, le considerazioni in merito alla risposta del materiale al trattamento

termico fanno passare in secondo piano quelle relative alla lavorabilità dell'acciaio e al suo costo in quanto decisamente più prioritarie.

Negli acciai destinati ad indurimento profondo il contenuto di zolfo influisce significativamente sul comportamento alla macchina tanto che anche piccole variazioni nell'ordine dello 0,05% possono portare incrementi del 25% della vita del tagliente: con tali piccole aggiunte e l'introduzione del Piombo si può migliorare la lavorabilità senza tuttavia danneggiare troppo le proprietà meccaniche richieste al componente. Molte tipologie d'acciaio vengono modificate per raggiungere una lavorabilità soddisfacente, tra cui lo stesso AISI4140 modificato nella versione AISI41L40 (a lavorabilità migliorata) come mostrato in *tabella 2*.

The machinability rating of 1212 steel is assigned at 100.

Grade	Machinability rating(a)	Hardness, HB
1330	55(b)	179–235
1340	50(b)	183–241
1345	45(c)	183–241
4024	75(c)	156–207
4028	75(c)	167–212
4042	65(b)	179–229
4130	70(b)	187–229
4140	65(b)	187–229
41L40	85(b)	185–230
4150	55(b)	187–240
4340	50(b)	187–240
4620	65(c)	183–229

Tabella 2: Indici di Lavorabilità per diversi acciai destinati ad indurimento profondo. Si tratta di acciai basso legati a medio tenore di carbonio. Il termine di paragone è il grado AISI 1212, acciaio al carbonio comune. Si osservi la variazione tra 4140 e 41L40 (ovvero leaded, con aggiunta di piombo).

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Pb	HB
1212	0,13 max	0,70 1,00	0,07 0,12	0,16 0,23	---	---	---		175
4140	0,38- 0,43	0,75 1,00	0,035 max	0,035 max	0,40 max	0,80 1,10	0,15 0,25		187 229
41L40	0,38- 0,43	0,75 1,00	0,035 max	0,040 max	0,40 max	0,80 1,10	0,15 0,25	0,15 0,35	185 230

Dalla tabella si osserva che l'aggiunta del piombo e il lieve aumento del tenore di zolfo consentito permette un guadagno di ben 20 punti dell'indice di lavorabilità senza tuttavia andare a scapito delle proprietà meccaniche.

### 2.2.5 Tornitura

La tornitura è una lavorazione per asportazione di truciolo che mira alla creazione di superfici di rivoluzione tramite l'azione di un utensile da taglio sul corpo in lavorazione posto in rotazione (vedi figura 3).

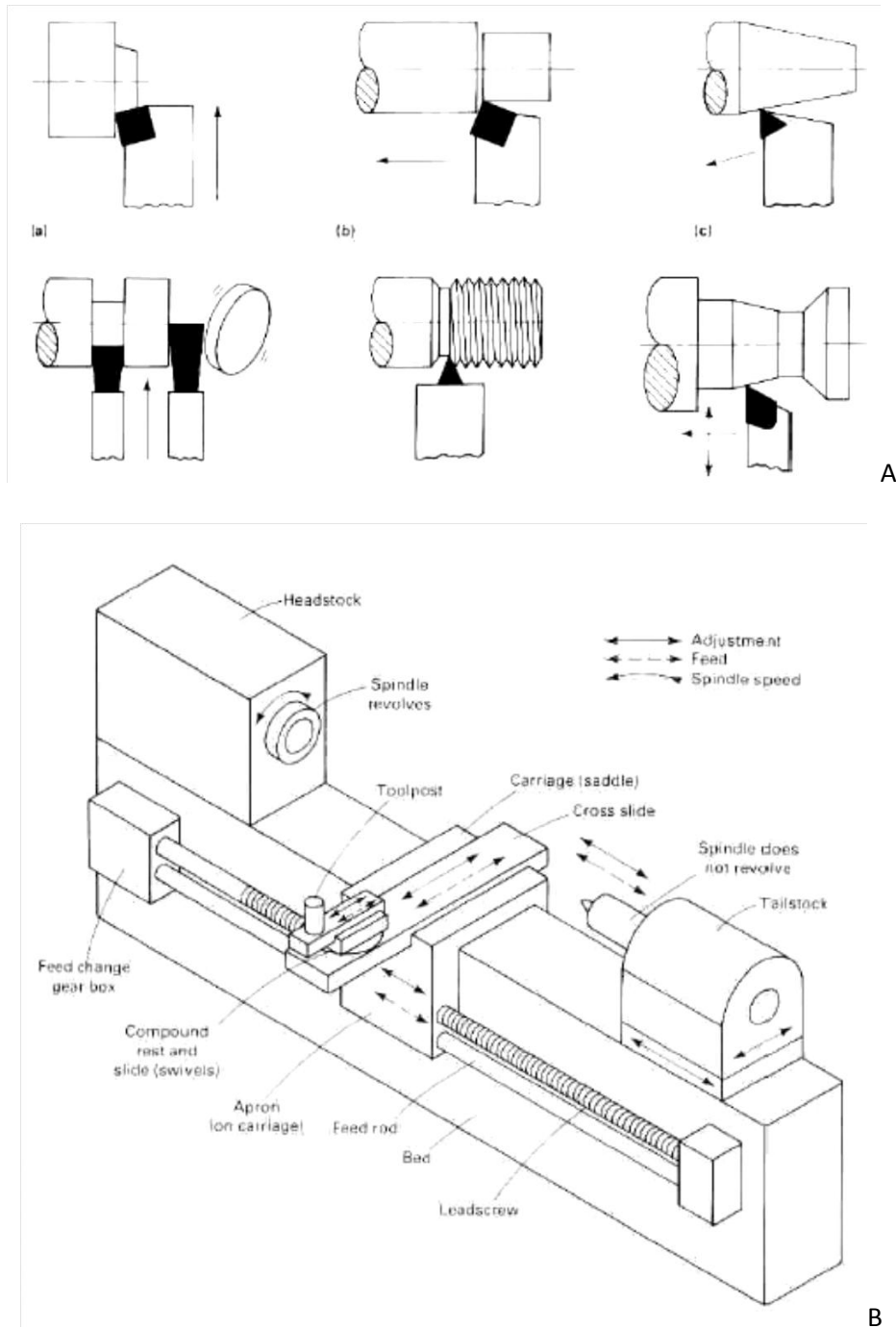


Figura 3: esempi di configurazioni del tagliente (A, pagina precedente) e delle principali componenti e movimenti in un tornio (B)

Come mostrato dall'elenco all'inizio del capitolo (*cf* § 2.2.1), la tornitura è tra le lavorazioni meno sensibili ed esigenti. Con ciò si vuole intendere che, fatta eccezione per l'aggiunta di elementi free-cutting (come zolfo e piombo), l'effetto diretto della composizione chimica sulle ottimali velocità di taglio e di avanzamento è di piccola entità rispetto alle consuete variazioni presenti nei gradi degli acciai commerciali o rispetto alle variazioni provocate a parità di composizione da diverse condizioni di trattamento termico. Tuttavia, in linee di massima, si osserva che acciai al carbonio con un tenore fino a 0,15% danno luogo ad un truciolo gommoso e tenero che aderisce all'utensile da taglio e quindi richiedono basse velocità di lavorazione. Fino a circa il valore di 0,25%, la velocità di taglio ottimale cresce con l'aumentare del tenore di carbonio grazie alla corrispondente diminuzione della duttilità del truciolo, mentre oltre tale tenore le velocità ottimali decrescono per il conseguente effetto di indurimento e rafforzamento dato dalla più massiccia presenza di carbonio. La presenza di altri elementi alliganti tende a far diminuire le velocità ottimali di taglio, ma con effetti poco rilevanti.

L'effetto della durezza ha invece un effetto decisamente più marcato sulla lavorabilità al tornio. Tale effetto è ben visibile dai grafici di *figura 4* nei quali sono mostrati gli effetti della durezza di un acciaio AISI4330 temprato e rinvenuto. Si nota una differenza notevole in termini di velocità di taglio, di avanzamento, di rimozione del truciolo ottimali e vita del tagliente passando da una durezza di circa 200 HB tipico di una struttura completamente rinvenuta (sorbitico-globulare, carburi tondeggianti) a una durezza di 450 propria di una struttura debolmente rinvenuta (bainite, carburi finemente dispersi). Ulteriori incrementi della durezza non provocano una riduzione parimenti significativa dei parametri di lavorazione suddetti.

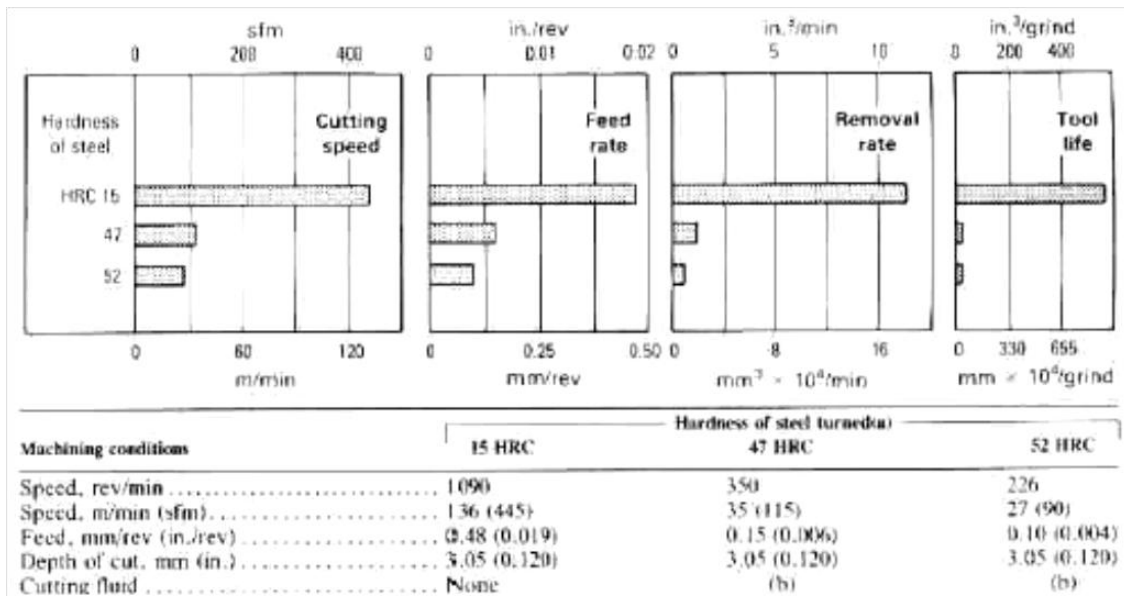
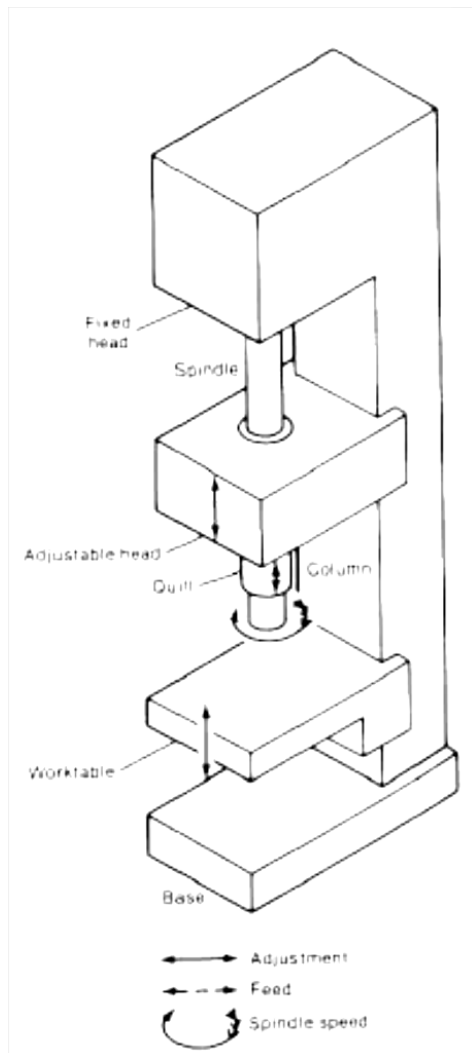


Figura 4: Influenza della durezza sulla velocità di taglio, di avanzamento, di rimozione del truciolo ottimali e sulla vita del tagliente. Acciaio Bonificato tipo 4340, simile a quello in esame nel caso di studio. A parità di composizione, il tipo di rinvenimento eseguito determina notevoli variazioni della durezza e quindi della lavorabilità

HRC	HB	HV	Temperatura di rinvenimento (dopo tempra in olio da 845°C)
15	207	207	≈720°C
47	450	48	260°C
52	514	560	205°C

### 2.3.6 Foratura

La punta da trapano è un utensile da taglio rotante con uno o più lembi taglienti e solitamente uno o più scanalature per il passaggio del truciolo e l'apporto di lubrificanti. Come mostrato dalla classifica ad inizio capitolo (cfr. 2.2.1), la foratura è più esigente rispetto alla tornitura. Tale differenza è dovuta soprattutto alla maggiore difficoltà nella rimozione del truciolo, che se continuo provoca il bloccaggio della punta nel foro, e nella maggiore criticità della lubrificazione. La figura 5 mostra una rappresentazione schematica di un trapano e i suoi principali movimenti.



*Figura 5: Schema delle principali parti e movimenti di un trapano. Si riconoscono: la base, la colonna di supporto che regge la testa di avanzamento, il mandrino, il piano di lavoro.*

Le variabili che maggiormente influenzano la vita del tagliente della punta sono la velocità di taglio e avanzamento e la durezza e microstruttura del materiale in lavorazione. Per quanto riguarda i primi due parametri si osserva che la vita del tagliente a parità di velocità di avanzamento, raggiunge un massimo per un determinato valore di velocità di taglio e poi decresce per ulteriori aumenti. Inoltre si deve ricordare che benché usando velocità di avanzamento minori riduca la temperatura nella zona di taglio e la forza da utilizzare, la sezione del truciolo passante il profilo del tagliente aumenta proporzionalmente, aumentando la difficoltà nella rimozione: la valutazione della convenienza di ridurre o no la velocità di avanzamento si riduce a constatare se la conseguente riduzione della temperatura e della forza controbilanciano l'aumento della sezione del truciolo. Tuttavia qualora le velocità di taglio

fossero elevate e quindi è elevata la temperatura di taglio, la riduzione della velocità di avanzamento diventa senza dubbio vantaggiosa in termini di durata del tagliente.

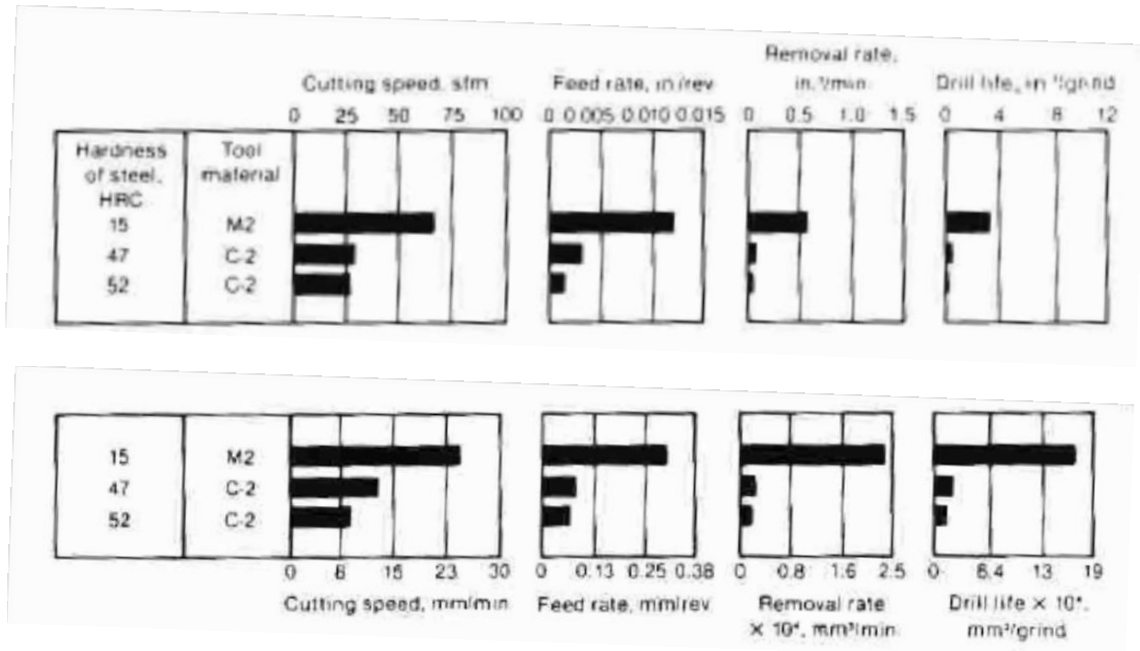


Figura 6: Effetti della durezza del materiale su vita del tagliente, sulle velocità di taglio ed avanzamento ottimali. I test comparativi sono stati eseguiti usando tre acciai simili ciascuno di differente durezza. Il diametro del foro è di 6,4mm per i grafici della prima fila, di 13mm per la seconda fila.

HRC	HB
15	207
47	450
52	514

Per quanto invece riguarda la dipendenza dalla durezza e dalla microstruttura del materiale, è utile osservare la figura 6, in cui si mostra l'effetto della durezza del materiale sulla vita del tagliente, sulle velocità di taglio ed avanzamento ottimali. Benché i risultati mostrati in figura sono affetti da qualche grado di incertezza per l'uso di un differente utensile per l'acciaio più tenero, si può tuttavia osservare una progressiva diminuzione della vita del tagliente all'aumentare della durezza: in particolare si nota una variazione significativa dal passaggio da 207HB (15HRC) a 450 HB (47HRC), tanto più marcata quanto più grande è il foro da eseguire. Come già constatato parlando della tornitura, la composizione dell'acciaio è solo di secondaria rilevanza per i suoi effetti diretti sulla lavorabilità alla foratura. Le uniche differenze notevoli si hanno solo per aggiunte degli elementi free-cutting (zolfo, piombo) o variazioni del tenore di carbonio superiori del 0,10%.

## 2.3 STADI DEL RINVENIMENTO

### 2.3.1 Introduzione

Come risaputo la struttura martensite più austenite residua che si ottiene dopo i trattamenti termici presenta una connotazione energetica di tipo metastabile che fa sì che, per effetto della tendenza termodinamica a ridurre l'energia reticolare, sussistano dei meccanismi che consentono di ridurla. I meccanismi possibili sono la segregazione nei difetti reticolari del Carbonio in eccesso (intrappolato nel reticolo della ferrite, provocandone la distorsione); la precipitazione di carburi, la trasformazione dell'austenite residua e riassetto e ricristallizzazione della matrice ferritica. Tali meccanismi comportano movimenti atomici ovvero processi diffusivi che richiedono una precisa energia di attivazione per avvenire: tale soglia non è superabile a temperatura ambiente e solo il riscaldamento ad una certa temperatura attiverà tutti i meccanismi con soglia energetica uguale od inferiore a quella corrispondente a quel livello termico. Tali considerazioni sono alla base del trattamento termico di rinvenimento il quale consente, in base al controllo della temperatura e del tempo di permanenza, di ottenere una varietà di microstrutture dotate della combinazione di proprietà meccaniche più vantaggiosa, derivanti dall'evoluzione della martensite verso configurazioni più stabili. Uguali effetti del trattamento si possono ottenere con diverse combinazioni di temperatura e tempo di permanenza tanto che è stato suggerito da Hollomon e Jaffe di quantificare l'analogia tra i due parametri ai fini delle proprietà meccaniche post trattamento definendo il parametro di rinvenimento  $P$  dato da  $P=T(20 + \log t)$  ( $T$ = temperatura in Kelvin,  $t$ = tempo in ore).

Ragionando unicamente in termini di temperatura, si possono individuare diversi stadi del rinvenimento i cui campi di esistenza non sono unicamente definiti. Nel seguito vengono esposti i range di temperatura degli stadi di rinvenimento per un acciaio al carbonio.



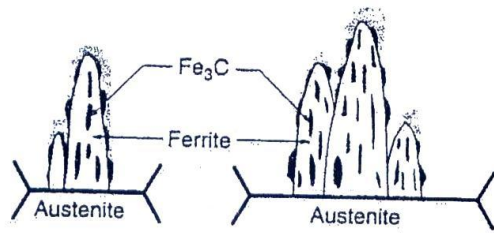
### **2.3.2 Primo stadio: 80 -160°C**

Acciai con tenore di carbonio inferiore allo 0,20%, data la non eccessiva instabilità, non manifestano trasformazioni particolari ad eccezione di un addensamento di atomi di C nei pressi delle dislocazioni (segregazione del carbonio). Per acciaio con  $C > 0,20\%$ , avviene invece la precipitazione del carburo  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$  esagonale compatto): la martensite originaria (detta  $\alpha'$ ) si impoverisce di carbonio riducendo così la sua tetragonalità e le conseguenti distorsioni reticolari, causa dell'intrinseca fragilità, dando luogo a martensite  $\alpha''$ . Si ricorda che la precipitazione preferenziale del carburo  $\epsilon$  anziché della cementite ( $\text{Fe}_3\text{C}$  più stabile) si deve fatto che l'interfaccia carburo  $\epsilon$ /martensite è più stabile di quella cementite/martensite in quanto la forma ad aghi del primo consente l'ottenimento della coerenza. La variazione di volume specifico associata è poco significativa così come anche la variazione di durezza in quanto la riduzione di durezza data dalla diminuita distorsione reticolare è compensata dalla precipitazione del carburo.

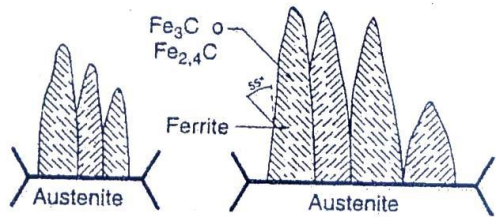
### **2.3.3 Secondo stadio: 100 - 300°C**

In questo intervallo avviene la trasformazione dell'eventuale austenite residua presente in bainite inferiore: dai bordi dell'originario grano austenitico madre si sviluppano le placchette di ferrite contenenti fini aghi di carburi  $\epsilon$  e cementite inclinati rispetto alla direzione delle placchette di ferrite (in ciò si differenzia dalla bainite superiore: gli aghi di sola cementite, più grossolani sono disposti parallelamente tra loro e alla direzione delle placche di ferrite, vedi *figura 7*). Questo stadio comporta un aumento del volume dell'acciaio proporzionale alla quantità percentuale di austenite residua.

Figura 7: Schema della formazione delle bainiti.  
 a) Bainite Superiore  
 b) Bainite Inferiore



a)



b)

### 2.3.4 Terzo stadio: 250 - 400°C

Il carburo  $\epsilon$  si scioglie nella martensite  $\alpha''$  a partire dai 250°C dando luogo ad un carburo  $\chi$  e ferrite aciculare (fase  $\alpha$ ). Il carburo si scioglie nella matrice ferritica verso i 400°C per riprecipitare come cementite finemente dispersa a morfologia tendenzialmente tondeggiante mentre la matrice ferritica subisce un fenomeno di riassetto (stadio che precede la ricristallizzazione) detto poligonizzazione che porta le numerose dislocazioni della precedente fase martensitica a ridistribuirsi in pareti verticali all'interno del grano ferritico. Tale conformazione di ferrite e cementite finemente dispersa è noto con il nome di Troostite di rinvenimento ed è risolvibile solo al microscopio elettronico. Si deve precisare tuttavia che in questo stadio la struttura risultante può essere una combinazione di quelle generate a temperatura più bassa viste prima. Solitamente in metallografia tali microstrutture complesse vengono indicate in via generale con il nome di Martensite rinvenuta.

### **2.3.5 Quarto stadio: 450 -700°C**

Al di sopra dei 450°C inizia la coalescenza delle particelle di cementite date le accresciute possibilità diffusive del C nella fase  $\alpha$  (Ferrite CCC): verso i 600°C gli sferoidi di cementite assumono una dimensione che li rende osservabili al microscopio ottico dando luogo alla microstruttura definita come Sorbite di rinvenimento. Al di sopra dei 600°C, parallelamente alla coalescenza degli sferoidi di cementite, si ha la ricristallizzazione della ferrite con formazione di cristalli equiassici a partire dal riassetto avvenuto nello stadio precedente. Appena al di sotto della temperatura euttoidica  $A_{c1}$  (circa 727°C) la cementite avrà raggiunto dimensioni grossolane in una matrice di grani ferritici equiassici. La struttura, detta perlite globulare, è la più adatta alle lavorazioni per asportazione di truciolo.

### **2.3.6 Quinto stadio: solo per acciai legati**

Qualora l'acciaio fosse legato, alle considerazioni finora fatte si deve aggiungere il fatto che gli elementi in lega, qualora disciolti dopo tempra nella soluzione solida martensitica, ostacolano la tendenza della martensite a trasformarsi ovvero saranno necessarie temperature più elevate per sortire il medesimo effetto. Inoltre a temperature superiori ai 500°C alle quali la velocità di diffusione diviene apprezzabile, in caso di alti tenori di alliganti, si ha la precipitazione di carburi di composizione MC o  $M_2C$  che provocano un secondo indurimento noto come durezza secondaria. Tale fenomeno è nel complesso noto come quinto stadio del rinvenimento.

Ai fini delle conclusioni che si trarranno nel seguito si mostra in *figura 8* l'andamento della durezza HV10 al variare dei vari stadi del rinvenimento per acciaio basso-legati a medio tenore di carbonio. La curva per 0,39% C è quella che più rasenta il comportamento di AISI4140 (0,40% C).

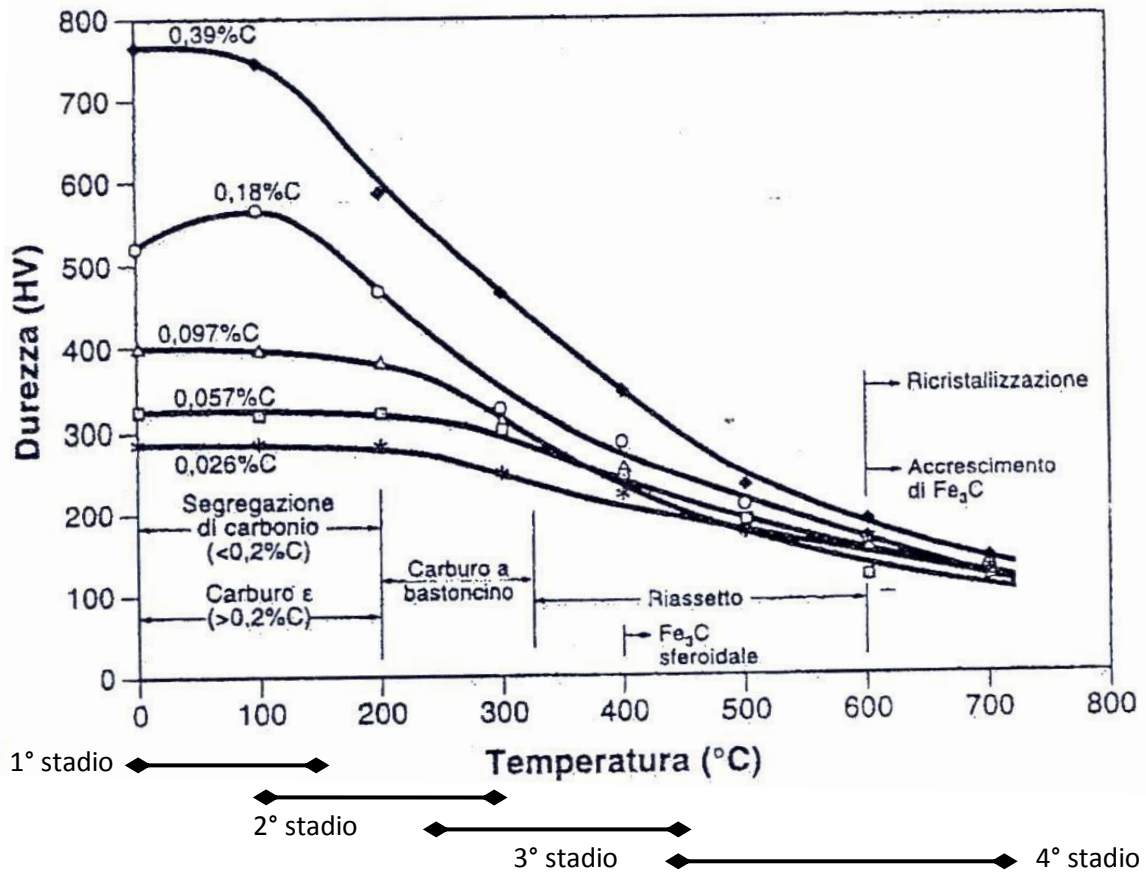


Figura 8: Andamento della durezza al variare della temperatura per acciai basso legati a basso-medio tenore di carbonio.

## 2.4 L'ACCIAIO 4140

### 2.4.1 Introduzione

L'acciaio 4140 rientra nella categoria degli acciai basso legati a medio tenore di carbonio e sono anche noti con il nome di ultrahigh-strength steels, i cui rappresentanti principali sono l'AISI 4130, il più resistente 4140, il più temprabile e ancor più resistente 4340. A quest'ultimo sono state apportate diverse modificazioni al fine ad esempio di ridurre la fragilità quando rivenuto a basse temperature (per raggiungere elevati valori di resistenza) tramite l'aggiunta di silicio (tipo: 300M) oppure al fine di migliorarne la saldabilità grazie alla riduzione del tenore di carbonio e all'aggiunta di vanadio che consente di avere una grana più fine e quindi migliorare la tenacità controbilanciando la riduzione del carbonio. In *tabella 3* sono riportate le composizioni dei principali rappresentanti della famiglia:

Designation or trade name	Composition, wt % (a)							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Co
<b>Medium-carbon low-alloy steels</b>								
4130	0.28–0.33	0.40–0.60	0.20–0.35	0.80–1.10	...	0.15–0.25	...	...
4140	0.38–0.43	0.75–1.00	0.20–0.35	0.80–1.10	...	0.15–0.25	...	...
4340	0.38–0.43	0.60–0.80	0.20–0.35	0.70–0.90	1.65–2.00	0.20–0.30	...	...
AMS 6434	0.31–0.38	0.60–0.80	0.20–0.35	0.65–0.90	1.65–2.00	0.30–0.40	0.17–0.23	...
300M	0.40–0.46	0.65–0.90	1.45–1.80	0.70–0.95	1.65–2.00	0.30–0.45	0.05 min	...
D-6a	0.42–0.48	0.60–0.90	0.15–0.30	0.90–1.20	0.40–0.70	0.90–1.10	0.05–0.10	...

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
4140	0,38-0,43	0,75-1,00	0,035 max	0,035 max	0,40 max	0,80-1,10	0,15-0,25

Tabella 3: Composizione dei principale acciaio basso legati a medio tenore di carbonio.

In particolare, l'AISI 4140 è un acciaio al cromo-molibdeno, simile per composizione al 4130 eccetto per il più elevato contenuto di carbonio. È usato in applicazioni dove sia richiesta una combinazione di moderata temprabilità e buona resistenza e tenacità e in condizioni di esercizio non eccessivamente severe. Grazie al più elevato contenuto di carbonio, il 4130 possiede una più spiccata temprabilità e resistenza meccanica rispetto al 4140 sacrificando però in parte la sua lavorabilità e saldabilità. Sforzi massimi fino a 1650 MPa possono essere facilmente raggiunti nel 4140 mediante tempra e rinvenimento convenzionali. Le temperature di impiego possono raggiungere i 480°C sopra i quali però la resistenza decresce rapidamente con l'aumentare della

temperatura. Come altri acciai martensitici e ferritici, il 4140 subisce una transizione fragile-duttile a basse temperature, in base al tipo di trattamento termico subito e alla concentrazione di sforzi residui. Il materiale si presta alla forgiatura a temperature comprese tra i 1100 e 1200°C per poi essere raffreddato lentamente. I suoi impieghi principali sono fundamentalmente componenti di macchine ad alta resistenza (spesso previa nitrurazione dello strato superficiale) come alberi a gomiti, assi, pistoni, parti di pompe, tubazioni ad alta pressione, ruote dentate, perni, chiavi, ecc.

#### ***2.4.2 Trattamenti termici***

I trattamenti termici comunemente eseguiti su AISI 4140 sono:

- Normalizzazione: riscaldamento a 845-900°C, mantenimento per un periodo dipendente dallo spessore della sezione, raffreddamento in aria.
- Ricottura: riscaldamento a 845-870°C, mantenimento per un periodo di tempo dipendente dallo spessore, raffreddamento in forno.
- Tempra: riscaldamento a 830-870°C, mantenimento dipendente dallo spessore, e quindi tempra in olio.
- Rinvenimento: riscaldamento a 175-230°C o 370-675°C per almeno ½ ora e quindi raffreddato in aria o in acqua. La scelta della temperatura e del tempo di permanenza dipendono dalla durezza che si desidera ottenere.
- Sferoidizzazione: Riscaldamento a 760-775°C e mantenimento per 6-12 ore e raffreddamento lento.

#### ***2.4.3 Proprietà***

Nelle tabelle che seguono sono riportate le proprietà meccaniche ottenute da diverse temperature di rinvenimento dopo tempra in olio da 845°C.

Dalla *tabella 4* si può leggere che durezza tipiche per AISI4140 dopo rinvenimento completo a 700°C è di circa 250 HV (235HB), dato che sarà utile per trarre le conclusioni dell'indagine.

Inoltre, poiché il 4140 è dotato di moderata temprabilità (non è facilmente temprabile a cuore) le proprietà meccaniche ottenute dipendono in maniera significativa dalla sezione: a parità di trattamento eseguito si osserva che un aumento di circa 50mm del diametro comporta una riduzione di durezza di circa 40 HB.

Tabella 4

Round bars of 13 mm (½ in.) diameter, oil quenched from 845 °C (1550 °F)

Tempering temperature		Tensile strength		Yield strength		Elongation in 50 mm (2 in.), %	Reduction in area, %	Hardness, HB	Izod impact energy	
°C	°F	MPa	ksi	MPa	ksi				J	ft · lbf
205	400	1965	285	1740	252	11.0	42	578	15	11
260	500	1860	270	1650	240	11.0	44	534	11	8
315	600	1720	250	1570	228	11.5	46	495	9	7
370	700	1590	231	1460	212	12.5	48	461	15	11
425	800	1450	210	1340	195	15.0	50	429	28	21
480	900	1300	188	1210	175	16.0	52	388	46	34
540	1000	1150	167	1050	152	17.5	55	341	65	48
595	1100	1020	148	910	132	19.0	58	311	93	69
650	1200	900	130	790	114	21.0	61	277	112	83
705	1300	810	117	690	100	23.0	65	235	136	100

Tabella 5

Diameter of bar(a)		Tensile strength		Yield strength		Elongation in 50 mm (2 in.), %	Reduction in area, %	Surface hardness, HB
mm	in.	MPa	ksi	MPa	ksi			
25	1	1140	165	985	143	15	50	335
50	2	920	133	750	109	18	55	302
75	3	860	125	655	95	19	55	293

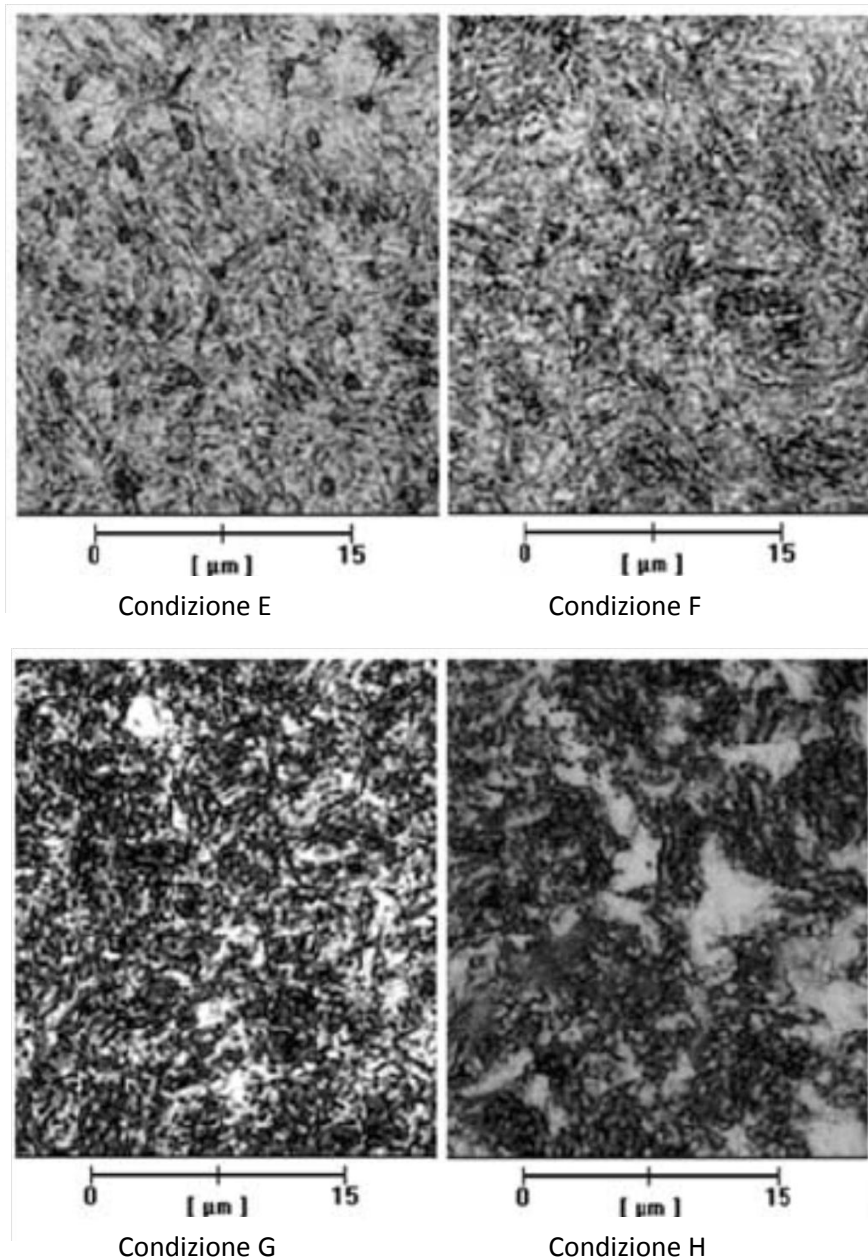
(a) Round bars oil quenched from 845 °C (1550 °F) and tempered at 540 °C (1000 °F), 12.83 mm (0.505 in.) diam tensile specimens were cut from center of 25 mm (1 in.) diam bars and from midradius of 50 and 75 mm (2 and 3 in.) diam bars.

Tabella 4-5: Proprietà meccaniche di AISI 4140 in funzione della temperatura di rinvenimento e del diametro della sezione. A parità di trattamento eseguito si osserva che un aumento di circa 50mm del diametro comporta una riduzione di durezza di circa 40 HB

Sono stati poi reperiti in letteratura, i seguenti dati che consentono di correlare trattamento subito, valori di durezza e microstruttura.

Cond	Hardening	Tempering	Microstructure	Hardness, HB
E	850°C 20min oil 80°C	240°C 60 min	Bainite+Troostite+Martensite	517
F	850°C 20min oil 80°C	350°C 60 min	Bainite+Troostite+Martensite	460
G	850°C 20min 360°C 240min	---	Bainite inferiore	341
H	850°C 20min air (normalizzazione)		Ferrite e Perlite	284

Tabella 6: Dati inerenti le prove effettuate su AISI 4140 da Ellermann e Scholtes, "Bauschinger effect in 42CrMo4 in hot conditions"



*Figura 9: Micrografie relative alle quattro diverse condizioni di trattamento termico imposte ad AISI 4140. Ingrandimento 500x*

Le condizioni E e F mostrano una tipica microstruttura di rinvenimento che consiste in un mix di bainite inferiore, ferrite pro-euttetoide formata a bordo del grano madre austenitico (Troostite di rinvenimento) e martensite molto fine. Nella condizione E per di più si osservano chiaramente carburi di cromo. La condizione G invece rivela bainite inferiore e ferrite proeutteoide precipitata mentre lo stato H, ovvero dopo normalizzazione consiste in ferrite/perlite e una piccola quantità di bainite. La condizione G verrà impiegata come riferimento nelle conclusioni.



## 2.5 PRESENTAZIONE DELL'INDAGINE

### 2.5.1 Premessa e scopo degli esami

Come già anticipato nell'introduzione, questa indagine persegue lo scopo di determinare le correlazioni tra la microstruttura del componente in esame (ovvero un albero in AISI 4140  $\varnothing 73\text{mm}$  bonificato) e le difficoltà lamentate dal cliente in fase di lavorazione per asportazione di truciolo. L'identificazione del campione è:

Progressivo	Descrizione	Identificazione del cliente	Nr saggi test
1	Albero	Tondo $\varnothing 73\text{mm}$	1

Materiale dichiarato dal cliente: 42CrMo4 (AISI4140)

Il campione come consegnato è mostrato in *figura 10*.

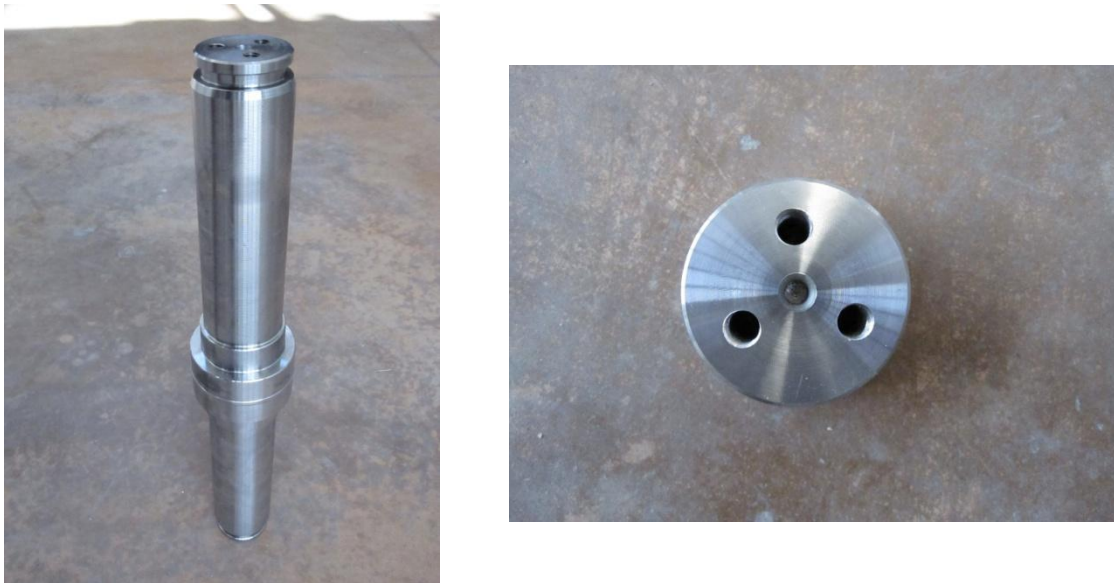


Figura 10: campione come consegnato.  $\varnothing 73\text{mm}$ ;  $\varnothing$  fori 6,40 mm

### 2.5.2 Svolgimento indagine

Al fine di determinare quanto richiesto è stato eseguito il seguente programma d'indagine:

- Analisi chimica quantometrica;
- Profilo di durezza HV10 sulla sezione;
- Prelievo del saggio mediante sezionatura; lucidatura e attacco chimico;
- Esame in microscopia ottica;

### 2.5.3 Analisi chimica quantometrica

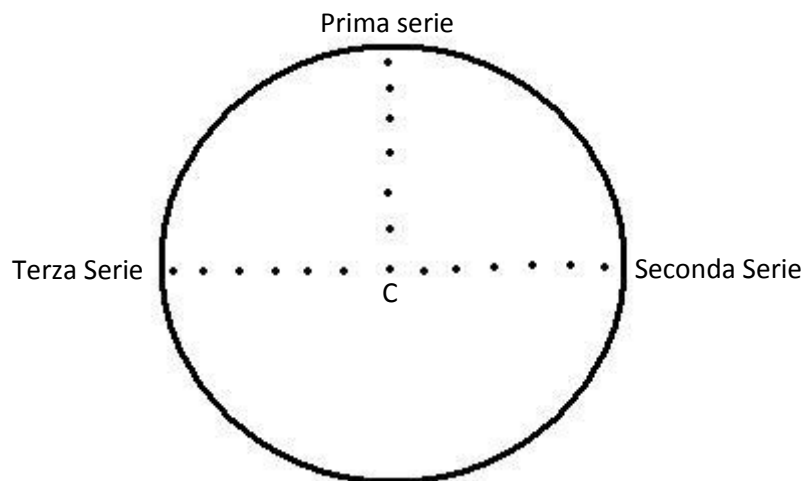
Valori richiesti UNI EN 10083-1	0,38 0,45	max 0,40	0,60 0,90	max 0,035	max 0,035	0,90 1,20	0,15 0,30	---	---	---	---
	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Cu</b>	<b>Co</b>	<b>V</b>
Sample	0,390	0,252	0,882	0,0107	0,0029	0,978	0,226	0,136	0,259	0,016	0,006

L'analisi chimica trovata è pienamente entro le forcelle richieste dalla normativa UNIEN 10083-1 "Acciai da bonifica - Parte 1: Condizioni tecniche generali di fornitura" e quindi la problematica lamentata non è ascrivibile alla composizione dell'acciaio. Si ricorda inoltre che, come affermato precedentemente (*cf.* § 2.2.5 e 2.2.6), le lavorazioni al tornio e a foratura sono poco sensibili a variazioni di composizione mentre è fortemente influenzate da durezza e microstruttura. Unici elementi in grado di influenzare significativamente la lavorabilità sono lo Zolfo, Piombo e Calcio, pressoché assenti in quanto non si tratta di un acciaio a lavorabilità migliorata.

### 2.5.4 Prova di durezza

Al fine di poter correlare la condizione del componente a dati presenti in letteratura e mostrati nelle tabelle 2-3-4-5-6, è stata misurata la durezza HV10 lungo la sezione trasversale dell'albero. Si osserva un andamento molto simile per le tre serie di misure eseguite lungo tre direzioni della sezione. In particolare, si nota che la durezza è massima subito dopo il bordo (ad eccezione della posizione 2 della terza serie) per poi decrescere fino a raggiungere un minimo poco prima della metà del raggio. Anche poco prima del centro le tre serie mostrano un comportamento analogo in quanto raggiungono un valore molto simile di circa 290-300. Al centro si è misurato 314 HV10. Come si può leggere dalla *Tabella 4*, tali valori di durezza sono propri di rinvenimenti a temperatura di circa 450-500°C, mentre durezza tipiche per rinvenimenti sopra i 650°C sono di circa 250-265 HV

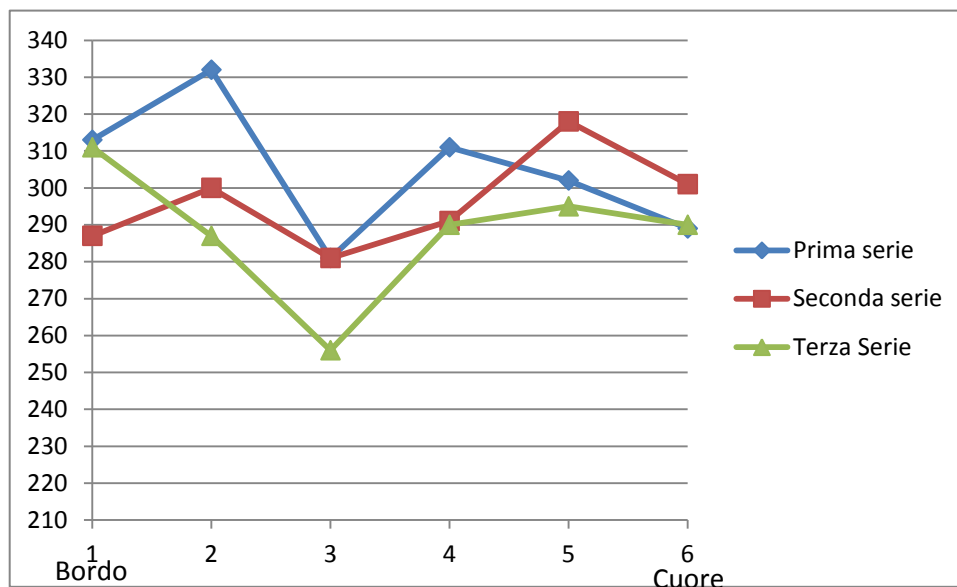
Schema Posizioni:



Durezze HV10

Posizione	Prima Serie	Seconda Serie	Terza Serie
1	313	287	311
2	332	300	287
3	281	281	256
4	311	291	290
5	302	318	295
6	289	301	290

Cuore 314



I valori di durezza riscontrati attorno a 300HV risultano troppo elevati per un AISI4140 bonificato ad alta temperatura cui spettano durezze attorno ai 250HV dopo rinvenimento a 700°C (cfr. §2.4.3). Si osserva poi un andamento simmetrico per le tre serie.

### 2.5.6 Esame micrografico

Vengono qua riportate le micrografie più significative ai fini dell'indagine. L'osservazione è andata a coprire l'intero raggio della sezione.

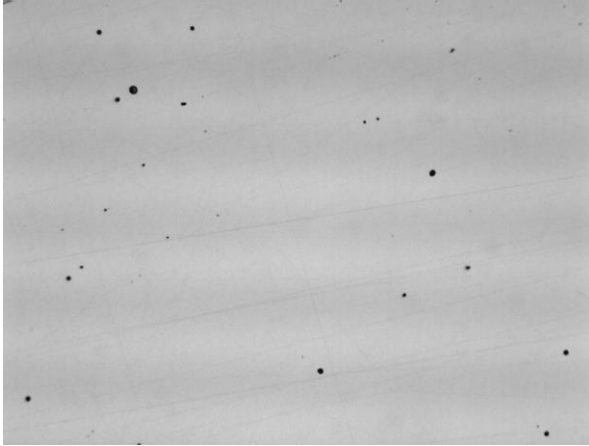


Figura 11

Attacco: ---

Ingrandimento: 100x

**Si osserva la presenza di inclusioni non metalliche. Data la morfologia e la composizione si esclude possa trattarsi di solfuri ( $S < 0,035\%$ )**

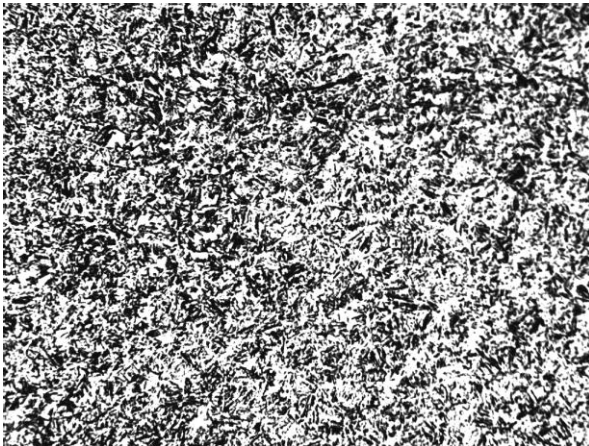


Figura 12

Posizione: Cuore  
Attacco: Nital 2%  
Ingrandimento: 100x  
Struttura: Bainite Superiore

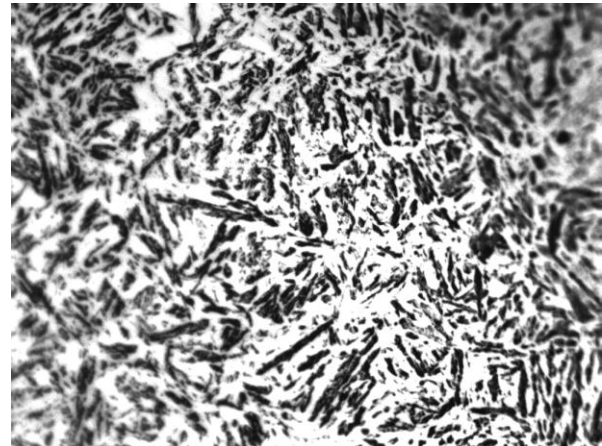


Figura 13

Posizione: Cuore  
Attacco: Nital 2%  
Ingrandimento: 400x  
Struttura: Bainite Superiore.

**Si osservano gli aghi di cementite tra loro paralleli e concordi alla direzione di crescita delle placchette di ferrite (cfr. figura 7).**

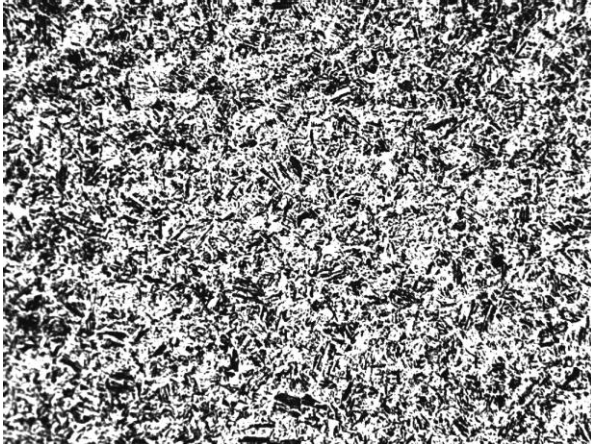


Figura 14

Posizione: Zona mediana  
Attacco: Nital 2%  
Ingrandimento: 100x  
Struttura: Bainite Superiore

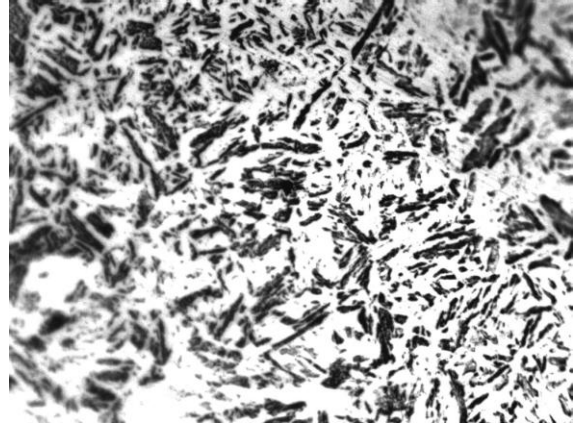


Figura 15

Posizione: Zona mediana  
Attacco: Nital 2%  
Ingrandimento: 400x  
Struttura: Bainite Superiore

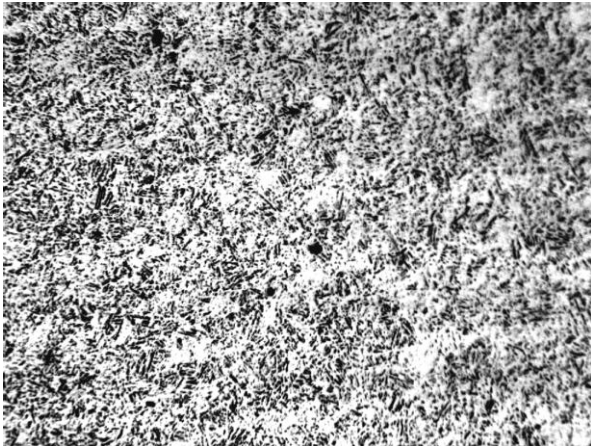


Figura 16

Posizione: Prossimità Bordo  
Attacco: Nital 2%  
Ingrandimento: 100x  
Struttura: Bainite Superiore in procinto di trasformazione

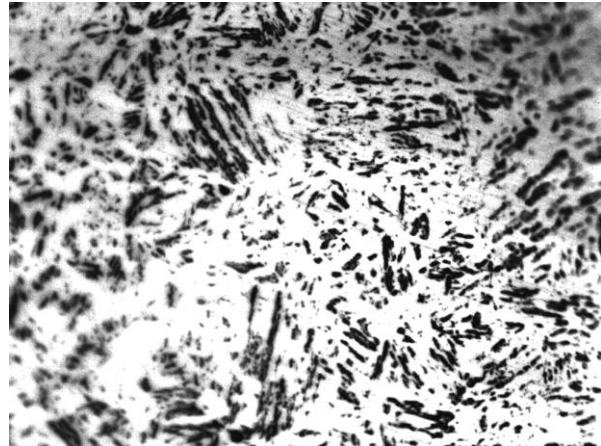
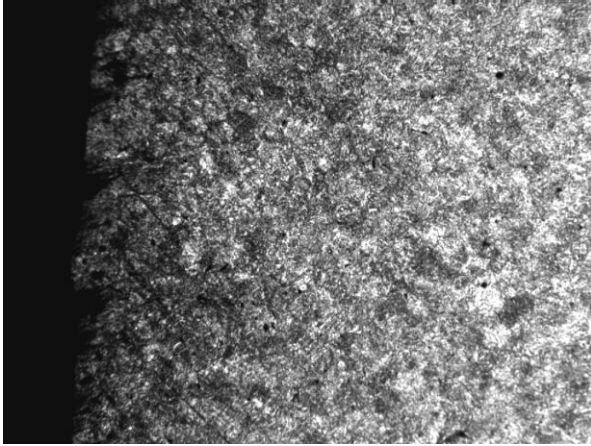


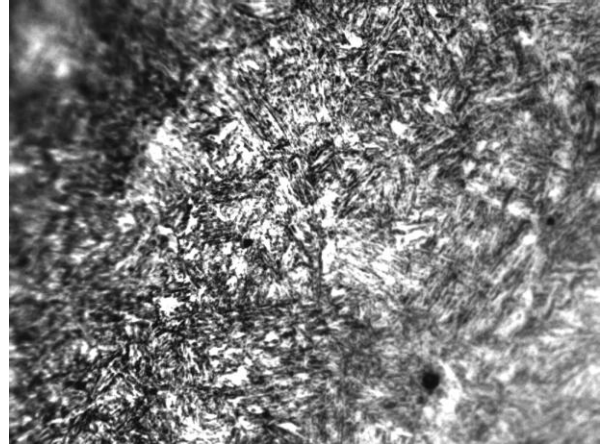
Figura 17

Posizione: Prossimità Bordo  
Attacco: Nital 2%  
Ingrandimento: 400x  
Struttura: Bainite Superiore: in procinto di trasformazione con formazione di carburi più tondeggianti (3° stadio)



*Figura 18*

*Posizione: Bordo  
Attacco: Nital 2%  
Ingrandimento: 100x  
Struttura: Sorbite più altre microstrutture di rinvenimento*



*Figura 19*

*Posizione: Bordo  
Attacco: Nital 2%  
Ingrandimento: 400x  
Struttura: Sorbite più altre microstrutture di rinvenimento*

La microstruttura osservata non risulta consona al materiale dato tipo di trattamento termico dichiarato. Infatti si sono osservate strutture di rinvenimento parziale e non sorbitica. Tuttavia si può notare che procedendo da cuore verso il bordo, la forma e la distribuzione dei carburi muti assumendo al bordo una configurazione paragonabile alla sorbite.

### **2.5.6 Conclusioni**

L'analisi micrografica rivela una microstruttura di natura prevalentemente bainitica superiore, ovvero particolarmente dura e non particolarmente incline alle lavorazioni per asportazione di truciolo.

Le misure di durezza eseguite attorno a valori di 300HV e il confronto con i dati in *tabella 6* e la condizione G della *figura 9* confermano che si tratti di struttura bainitica. Anche il grafico di *figura 8* viene in aiuto: le misure di durezza riscontrate attorno ai 300HV sono proprie di strutture di rinvenimento ottenute attorno ai 450°C, temperatura troppo bassa perché possa avvenire la completa trasformazione della bainite in ferrite e cementite ma alla quale cominciano ad avviarsi processi di coalescenza e sferoidizzazione della cementite propri del terzo stadio del rinvenimento. I dati delle durezza sono anche in accordo con i valori scritti in *tabella 4* e *5*: per un campione di 13mm di diametro rinvenuto a 480°C si riporta una durezza di 388HB. Tale valore deve essere ridotto di circa 60 punti per tenere conto dell'effetto del diametro che è pari a 73 mm per il campione sotto esame ottenendo 320 HB, ovvero 320HV, in linea con quanto trovato. Come già affermato in *cfr. §2.4.3*, per un pezzo invece rinvenuto ad alta temperatura ci si attende una durezza di circa 250-265 HV.

Da queste prime conclusioni si deduce che la non lavorabilità del materiale è imputabile alla microstruttura bainitica la quale è originata da un trattamento termico di rinvenimento a temperatura troppa bassa e/o per un tempo non sufficiente ad attivare la diffusione del carbonio nel ferro che porti al completamento del quarto stadio di rinvenimento e all'ottenimento di una struttura sorbitica (sferoidale e quindi facilmente lavorabile). Si ricorda infatti che come suggerito nei capitoli precedenti (*cfr. 2.2.3*), la vita del tagliente è legata alla dimensione e distribuzione di carburi per unità di superficie: quanto più questi sono grossolani e dispersi tanto più viene incrementata la vita dell'utensile; al contrario quanto più i carburi sono allungati e finemente dispersi, tanto più la vita dell'utensile si riduce. Risulta evidente quindi lo svantaggio recato dalla struttura bainitica anziché sorbitica, come visibile anche dalle *figure 4 e 6*

in cui si osserva un calo drammatico della lavorabilità passando da durezza di circa 207HB (propria di una struttura sferoidale) a durezza di circa 450HB (proprie di strutture di rinvenimento parziale).

A riprova dell'ipotesi di un'erronea esecuzione del trattamento termico di rinvenimento è utile osservare la progressione delle micrografie nelle *figure 13-15-17-19*:

seguendo tale ordine, ovvero da cuore a bordo, si nota un incremento della trasformazione della martensite che solo al bordo è parzialmente completata in sorbite, mentre a cuore non è completata a causa del mancato raggiungimento della temperatura di trasformazione, indotto, probabilmente, da un tempo di permanenza troppo ridotto o da un inadeguato caricamento del forno (ovvero effetti di schermatura da parte di altri pezzi infornati). Tali considerazioni sono avvalorate dalle misure di durezza rilevate: il bordo risulta leggermente meno duro dell'interno ad eccezione della zona mediana. Tale calo potrebbe essere imputato alla maggiore spaziatura tra gli aghi di cementite che si osserva nella micrografia di *figura 14* rispetto a *figura 12*.

Si deve infine fare osservare che anche qualora la struttura fosse stata sorbitica si sarebbero probabilmente riscontrati in ogni caso problemi per la foratura: infatti benché la maggior facilità di penetrazione data dalla minore durezza e la minore usura data dalla più favorevole distribuzione dei carburi, il truciolo ottenuto sarebbe stato continuo e quindi di difficile asportazione dai fori. Nel caso in cui i requisiti di resistenza meccanica necessari al componente fossero compatibili, sarebbe opportuno ricorrere alla variante a lavorabilità migliorata (AISI41L40) dell'AISI4140 in cui l'aggiunta di piombo e zolfo garantisce la formazione di un truciolo più fluido e che si frantuma più facilmente senza tuttavia danneggiare di molto le caratteristiche meccaniche (cfr. § 2.2.4).

Si deve quindi concludere che è suggerita una revisione del trattamento termico di rinvenimento imposto al pezzo e un'eventuale valutazione della possibilità di ricorrere ad una qualità di acciaio a lavorabilità migliorata AISI41L40.



## BIBLIOGRAFIA

- M.J. Perricone et al. (2004) "Martensitic Structures", *ASM Handbook, Vol 9 "Metallography and Microstructures", Section: Metallurgy and Microstructure*, ASM International;
- M.J. Perricone, (2004) "Bainitic Structures", *ASM Handbook, Vol 9 "Metallography and Microstructures", Section: Metallurgy and Microstructure*, ASM International;
- B.L. Bramfitt and S.J. Lawrence, (2004) "Metallography and Microstructures of Carbon and Low-Alloy Steels", *ASM Handbook, Vol 9 "Metallography and Microstructures", Section: Metallography and Microstructures of Ferrous Alloys*, ASM International;
- G.F. Vander Voort, G.M. Lucas, and E.P. Manilova, (2004) "Metallography and Microstructures of Stainless Steels and Maraging Steels", *ASM Handbook, Vol 9 "Metallography and Microstructures", Section: Metallography and Microstructures of Ferrous Alloys*, ASM International;
- Bruce A. Becherer and Thomas J. Witheford (2004) "Heat Treating of Ultrahigh-Strength Steels", *ASM Handbook, Vol 4 "Heat Treatment", Section: Heat Treating of Steels*, ASM International;
- Anil Kumar Sinha, (2004) "Defects and Distortion in Heat-Treated Parts", *ASM Handbook, Vol 4 "Heat Treatment", Section: Heat Treating of Steels*, ASM International;
- S.D. Washko and G. Aggen, (2004) "Wrought Stainless Steels", *ASM Handbook, Vol. 1 "Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys", Section: Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys*, ASM International;
- Francis W. Boulger, (2004) "Machinability of Steels", *ASM Handbook, Vol. 1 "Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys", Section: Fabrication Characteristics of Carbon and Low-Alloy Steels*, ASM International;
- T. V. Philip and T. J. McCaffrey, (2004) "Ultrahigh-Strength Steels". *ASM Handbook, Vol. 1 "Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys", Section: Carbon and Low-Alloy Steels*, ASM International;

- J.T. Black et al., (2004) "Turning", *ASM Handbook*, Vol. 16 "Machining Processes", *Section: Traditional Machining Processes*, ASM International;
- J.T. Black et al., (2004) "Drilling", *ASM Handbook*, Vol. 16 "Machining Processes", *Section: Traditional Machining Processes*, ASM International;
- George E. Dieter, (2004) "Introduction to Workability", *ASM Handbook*, Vol. 14 "Forming and Forging", *Section: Evaluation of Workability*, ASM International;
- J. A. Douthett et al., (2004) "Press-Brake Forming", *ASM Handbook*, Vol. 14 "Forming and Forging", *Section: Forming Processes for Sheet, Strip and Plate*, ASM International;
- J. A. Douthett et al., (2004) "Forming of Stainless Steels", *ASM Handbook*, Vol. 14 "Forming and Forging", *Section: Forming of Stainless Steels and Heat Resistant Alloy Sheet*, ASM International;
- G. Spur and T. Stoferle, (1987) "Stampaggio", *Enciclopedia delle lavorazioni meccaniche*, Volume 5, Tecniche Nuove;
- G. Di Caprio, (2003) "Cap 6: Le Lavorazioni Operanti per Deformazione Plastica", *Gli acciai inossidabili*, Hoepli Editore;
- E. Paravicini Bagliani, (2005) "Sviluppo di un indicatore per la classificazione della lavorabilità di prodotti tubolari in acciaio per applicazioni meccaniche", *La Metallurgia Italiana*, 11-12/2005;
- A. Ellermann and B. Scholtes, (2011) "The Bauschinger Effect in Different Heat Treatment Conditions of 42CrMo4", *International Journal of Structural Changes in Solids – Mechanics and Applications*, Vol. 3, Number 1, February 2011;

## RINGRAZIAMENTI

Nel suo piccolo, la stesura di questa tesi mi ha richiesto uno sforzo significativo e per il suo completamento ho ricevuto sostegni importanti, a cui sono molto grato.

Voglio quindi ringraziare in primis il Professore Alessandro Martucci il quale, benché dall'altra parte del mondo, mi ha continuamente dato preziosi suggerimenti e dimostrato una grande disponibilità. Ringrazio anche Global Test s.n.c. e in special modo la figura di Mauro Moro che mi ha riservato un'ospitalità cordiale per tutto il periodo della mia permanenza in azienda.

Sono poi grato al Dojo in cui mi alleno e al gruppo di Karate e soprattutto al Maestro Mauro Mion e alle sessioni d'allenamento impossibili alle 4.30 del mattino che mi hanno addestrato a lanciare la volontà al di là dell'ostacolo.

Inoltre ringrazio i miei vecchi amici di Borbiago e del Liceo, i compagni di corso e in particolare Mauro, compagno di studi ma prima ancora compagno di merende fondamentali per il buon umore.

Il ringraziamento più grande va però alla mia famiglia e soprattutto a mia nonna Milena e agli zii Marilena, Alberto e Francesco, sempre disponibili a farsi in quattro pur di darmi una mano, dal prepararmi una buona cena al segare barili per gli attacchi acidi.

Tuttavia, sopra ogni altra cosa devo ringraziare ed essere riconoscente a mia Mamma Luana, sempre presente e paziente, che mi ha continuamente spianato la strada permettendomi di dedicarmi interamente al raggiungimento dei miei traguardi. Benché questo sia solo un primo piccolo arrivo, è a Lei che lo dedico alla luce dei 22 anni di appoggio senza sosta e riserva.

Grazie infinite.

E come da promessa, le ultime due righe, l'ultimo angolino è riservato al grazie alla Matilde, la mia isterica 4-corde ed estate.

Aligi Frezza