

POLITECNICO DI MILANO

Facoltà di Ingegneria Industriale

Corso di Laurea in
Ingegneria Meccanica



Durezza e tensioni residue al variare dei trattamenti termici
in tubi di scambiatori di calore

Relatore: Prof. Laura VERGANI

Co-relatore: Ing. Chiara COLOMBO

Tesi di Laurea di:

Francesco CRAMAROSSA Matr. 784884

Anno Accademico 2012 - 2013

Ringraziamenti

Grazie alla Prof. Vergani e all'Ing. Colombo per avermi dato la possibilità di chiudere il mio ciclo di studi e per avermi seguito nello sviluppo della tesi.

Grazie a Danilo, Michele, Alessandro, Marco, Luigi e Michele perché hanno reso gli anni di studio e la scrittura di questo lavoro più leggeri e perché so che ci saranno in futuro.

Grazie a Luca che mi vuole bene e mi è sempre stato vicino.

Grazie alla mia famiglia e in particolare ai miei genitori, per essere semplicemente i migliori del mondo.

Indice generale

Introduzione

1. Durezza e tensioni residue nei tubi piegati	1
1.1 Durezza e microdurezza dei materiali.....	1
1.1.1 Durezza Brinell e durezza Rockwell	2
1.1.2 Durezza e microdurezza Vickers.....	3
1.2 Tensioni residue.....	5
1.3 Tecniche di misurazione delle tensioni residue.....	8
1.3.1 Tecnica hole drilling.....	9
1.3.2 Tecnica <i>ring-core</i>	10
1.3.3 Tecnica <i>deep-hole</i>	11
1.3.4 Tecniche <i>sectioning</i> e <i>contour</i>	11
1.3.5 Diffrattometria a raggi X.....	12
1.4 I trattamenti termici.....	19
1.4.1 Trattamento termico di ricottura	20
1.4.2 La ricottura sull'alluminio e le sue leghe.....	21
1.5 Relazione tra durezza e tensioni residue.....	24
1.6 Applicazione pratica dei tubi piegati: le caldaie murali.....	31
1.6.1 Struttura di una caldaia murale.....	32
1.6.2 Funzionamento di una caldaia murale.....	33
2. Prove sperimentali	35
2.1 Apparato sperimentale.....	35

2.1.1	Caratterizzazione del materiale.....	35
2.1.2	Sezioni e forma delle spirali.....	39
2.2	Misure di microdurezza.....	40
2.2.1	Strumentazione e parametri di processo.....	40
2.2.2	Risultati delle misure di microdurezza.....	43
2.3	Misure di tensioni residue.....	48
2.3.1	Strumentazione e parametri di processo.....	49
2.3.2	Procedura di misura delle tensioni residue.....	54
2.3.3	Asportazione elettrochimica del materiale.....	55
2.4	Analisi e discussione dei risultati sperimentali.....	56
2.4.1	Influenza della posizione di misura sulla durezza.....	57
2.4.2	Influenza della posizione di misura sulle tensioni residue...	58
2.5	Confronto tra durezza e tensioni residue.....	68
2.6	Misure de tensioni residue in profondità.....	70
3.	Modello numerico.....	72
3.1	Modellazione geometrica delle spirali.....	73
3.2	Proprietà del materiale.....	75
3.3	Vincoli e condizioni al contorno.....	76
3.4	Realizzazione della mesh.....	78
3.5	Risultati.....	80
3.6	Conclusioni.....	89
	Conclusioni.....	92
	Bibliografia.....	95

Elenco delle figure

1.1	Vista laterale e da sopra con ingrandimento dell'indentazione Vickers.....	4
1.2	Deformazione non omogenea durante laminazione. (b) distribuzione di sforzi residui risultante lungo lo spessore della lamina d'acciaio....	7
1.3	Tecniche di misurazione delle tensioni residue.....	9
1.4	Immagine della rosetta estensimetrica dopo l'applicazione della tecnica <i>ring-core</i>	10
1.5	Strutture cristalline CCC e CFC dei metalli.....	13
1.6	Rappresentazione di un reticolo cristallino, evidenziando i piani caratterizzati dai rispettivi indici di Miller.....	14
1.7	Diffrazione dei raggi X rispetto a un reticolo cristallino.....	16
1.8	Tipico aspetto di un picco di diffrazione.....	18
1.9	Panoramica dei trattamenti termici effettuabili su leghe di alluminio.	22
1.10	Sforzi di trazione e durezza in funzione della deformazione provocata dall'operazione di piegatura dell'acciaio.....	26
1.11	Relazione tra durezza e sforzi di trazione (a) e tra l'incremento della durezza e il decremento degli sforzi di trazione (b).....	27
1.12	Sforzi di compressione e durezza in funzione della deformazione provocata dall'operazione di piegatura dell'acciaio.....	28
1.13	Relazione tra durezza e sforzi di compressione (a) e tra l'incremento della durezza e il decremento degli sforzi di compressione (b).....	29
1.14	Relazione tra decremento della durezza e il decremento degli sforzi di compressione generati dalla pallinatura.....	30
1.15	Forme dell'impronta lasciata dal microdurometro Vickers a seconda dello stato tensionale presente nella posizione di misura.....	31
1.16	Rappresentazione 3D dello scambiatore alettato in cui i tubi piegati di alluminio trovano applicazione.....	32
2.1	Disegno dei provini, in accordo con la norma ASTM E8M.....	37
2.2	Curva sforzi – deformazione ricavata per il provino C1.....	38

2.3	Sezioni dei tubi nella parte curva (a) e nella parte dritta (b).....	39
2.4	Microdurometro utilizzato per le misurazioni sperimentali.....	41
2.5	Schema semplificato della prova di durezza Vickers.....	42
2.6	Sezione del tubo nel tratto dritto e schematizzazione dell'asse della spirale. In rosso sono evidenziati i punti in cui sono state effettuate le misure di durezza.....	43
2.7	Valori medi di durezza per le posizioni di misura A, B, C e D.....	46
2.8	Media e deviazione standard della durezza nelle posizioni A, B, C,D	47
2.9	Unità centrale X3000 del diffrattometro.....	50
2.10	Piano di lavoro utilizzato.....	53
2.11	Particolare del campione RICOTTO2 mentre è posizionato sulla macchina per la misura di tensioni residue nella posizione D.....	55
2.12	Tensioni residue in MPa nella posizione A in funzione della direzione (0°, 45°, 90°) e per ciascun campione in esame.....	59
2.13	Tensioni residue in MPa nella posizione C in funzione della direzione (0°, 45°, 90°) e per ciascun campione in esame.....	61
2.14	Tensioni residue in MPa nella posizione D in funzione della direzione (0°, 45°, 90°) e per ciascun campione in esame.....	63
2.15	Tensioni principali massima e minima per i tre campioni nelle posizioni di misura C e D.....	65
2.16	Sforzi residui che si sviluppano in una barretta sottoposta a flessione. Lo scarico è equivalente all'applicazione di un momento uguale ed opposto.....	66
2.17	Durezza e tensioni principali (in MPa) nei provini CRUDO, RICOTTO1 e RICOTTO2 nelle tre posizioni di interesse.....	70
3.1	Disegno delle spirali in alluminio per due modelli di scambiatori diversi.....	73
3.2	Geometria della parte realizzata. Le dimensioni del pezzo rappresentato sono quelle dei tubi crudi, che non hanno subito ricottura.....	74
3.3	Particolare dei vincoli applicati alla sezione del tratto curvo dei tubi. In arancione i vincoli agli spostamenti, in blu quelli alle rotazioni e in viola lo sforzo applicato di pressione.....	78
3.4	Mesh utilizzata per il provino crudo.....	79
3.5	Particolare della mesh nella sezione curva di raccordo.....	79
3.6	Particolare del tratto curvo, su cui sono stati visualizzati gli sforzi di Von Mises.....	80

Elenco delle tabelle

2.1	Composizione chimica lega Al 3003.....	36
2.2	Risultati delle prove di trazione.....	38
2.3	Misure di durezza Vickers per il provino CRUDO.....	44
2.4	Misure di durezza Vickers per il provino RICOTTO1.....	45
2.5	Misure di durezza Vickers per il provino RICOTTO2.....	45
2.6	Durezze medie Vickers per ciascun provino.....	46
2.7	Tensioni principali e angoli φ calcolati sullo strato superficiale per i campioni in esame.....	64
2.8	Confronto tra le misure di tensioni residue in superficie e in profondità in corrispondenza della posizione D.....	71
3.1	Caratteristiche meccaniche e termiche implementate nel modello agli elementi finiti.....	75
3.2	Sforzi normali e tangenziali lungo tutte le direzioni per il punto D....	81
3.3	Sforzi normali e tangenziali lungo tutte le direzioni per il punto C....	81
3.4	Sforzi dovuti alla somma dei contributi della pressione, della differenza di temperatura e delle tensioni residue per il punto D.....	82
3.5	Valori con segno degli sforzi principali per il punto D.....	83
3.6	Sforzi dovuti alla somma dei contributi della pressione, della differenza di temperatura e delle tensioni residue per il punto C.....	84
3.7	con segno degli sforzi principali per il punto C.....	84
3.8	Sforzi normali e tangenziali lungo tutte le direzioni per il punto D....	85
3.9	Sforzi normali e tangenziali lungo tutte le direzioni per il punto C....	85
3.10	Sforzi totali nelle posizioni C e D.....	86
3.11	Tensioni principali nelle posizioni C e D per il provino RICOTTO2.	87
3.12	Tensioni principali alternate; dovute al contributo di pressione e al gradiente termico.....	89

Sommario

In questo lavoro di tesi saranno effettuate delle prove sperimentali di durezza e saranno valutate le tensioni residue in determinati punti di alcune spirali in alluminio, lega 3003. Sarà successivamente investigata l'eventuale relazione tra le due grandezze misurate. E' lecito aspettarsi una dipendenza tra i due fattori, a seguito di prove sperimentali e dell'esperienza. Alcune di queste spirali sono state ricotte, mentre altre sono rimaste crude.

In una prima parte introduttiva si tratteranno durezza, tensioni residue e i meccanismi da cui queste ultime sono generate. Saranno inoltre descritti gli strumenti di misura utili a effettuare le misure e quelli da noi utilizzati nella parte sperimentale.

Per quanto riguarda la parte sperimentale, dopo aver ricavato dei campioni adeguati dalle spirali, verranno effettuate delle misure di microdurezza Vickers in diversi punti dei provini. Allo stesso modo verranno effettuate delle misure delle tensioni residue al diffrattometro a raggi X, superficiali e in profondità. I risultati sperimentali saranno infine analizzati e commentati.

In parallelo a quanto descritto finora sarà realizzato un modello dei tubi agli elementi finiti, realizzato grazie al software Abaqus.

Infine saranno effettuate delle verifiche statiche e a fatica nei punti più sollecitati e ritenuti critici delle spirali.

Parole chiave: Durezza, tensioni residue, tubi piegati, scambiatori di calore, diffrattometro, metodo agli elementi finiti.

Abstract

In this thesis work, experimental hardness tests will be performed and residual stresses in spirals of Aluminium 3003 will be evaluated. Successively the possible correlation between hardness and residual stresses will be investigated. Some of the spirals have been annealed.

In the first part hardness and residual stresses will be treated, as well as the mechanism by which they are generated. Measuring instruments used in the experimental apparatus will also be described.

In the experimental part, after having obtained appropriated samples from the spirals, Vickers microhardness tests will be performed in different points on the samples. Similarly some measurements of residual stresses will be made using an X-ray diffractometer. These tests will be performed on the surface and in depth. Experimental results will be analysed and discussed.

A numerical finite element model of the tubes will be realized using the software Abaqus.

Finally, static and fatigue verifications have been performed in the most stressed and critical points of the spirals.

Keywords: hardness, residual stresses, bent tubes, heat exchanger, diffractometer, finite element method.

Introduzione

La durezza è una proprietà dei materiali e una caratteristica meccanica che può essere misurata con varie scale. In generale possiamo definire la durezza di un materiale come la misura della sua resistenza alla penetrazione da parte di un corpo premuto sulla sua superficie. E' una grandezza legata alla resistenza del materiale alla deformazione plastica.

Le scale di misura di durezza più usate sono la scala Rockwell, la scala Brinell e quella Vickers. Le differenze tra le diverse scale sono dovute alla diversa forma e al diverso materiale di cui sono fatti i penetratori. Il metodo Brinell, ad esempio, utilizza una sfera di acciaio come penetratore, mentre il metodo Vickers utilizza una piramide di diamante. Il metodo Rockwell, invece, misura la profondità dell'impronta lasciata dal penetratore e pertanto quest'ultimo può avere diverse forme. Si definisce microdurezza, invece, la misura della durezza su aree molto piccole; generalmente la forza di prova non supera il valore di 1 Newton. La prova Vickers è tipicamente usata per le prove di microdurezza. In alternativa, un'altra tipologia di misura è rappresentata dal metodo Knoop, che utilizza un penetratore a forma piramidale a base romboidale.

Si definiscono tensioni residue gli sforzi di trazione o di compressione che sono presenti in un componente senza che vi sia applicato un carico esterno, che pertanto risulta nel complesso in equilibrio. Esse si generano a causa di una deformazione plastica non omogenea che può essere dovuta a diversi fattori tra cui: una contrazione o dilatazione termica, una trasformazione di fase che avviene durante il processo di produzione del componente. Le tensioni residue non sono sempre dannose. E' il caso delle tensioni residue di compressione che hanno l'effetto di ritardare l'innescio di cricche e la loro propagazione.

E' sempre importante conoscere la distribuzione degli sforzi residui in un componente. In questo modo si assicura una progettazione più accurata e un funzionamento più stabile.

Uno dei metodi più utilizzati di misurazione delle tensioni residue è la diffrazione a raggi X. Tale metodo, basato sulla legge di Bragg, sfrutta il fatto che i piani atomici della struttura cristallina di un metallo si allontanano tra loro se esso è sottoposto a uno sforzo. Il diffrattometro a raggi X restituisce i

valori delle tensioni residue leggendo l'angolo di diffrazione e l'ampiezza del picco di diffrazione.

In questo lavoro di tesi sono state effettuate delle misure di durezza e di tensioni residue su delle spirali in alluminio, serie 3003, destinate a scambiatori di calore per caldaie murali. Alcune di queste spirali hanno subito un trattamento di ricottura, altre sono rimaste crude. Sono state effettuate prove di durezza e misure di tensioni residue sia sui tratti di tubi crudi che ricotti e in diverse posizioni, sia sul tratto dritto che sul tratto di raccordo delle spirali.

Inizialmente si è caratterizzato il materiale ricavando dei provini dalle spirali di alluminio e effettuando su di essi delle prove di trazione. Si è così ricavato il limite di snervamento e quello di rottura, nonché l'allungamento percentuale a rottura e il modulo elastico. Successivamente si è scelto di effettuare sui provini due misure di durezza e tensioni residue sui tratti dritti e altrettante misure sui tratti curvi. In particolare sono state denominate posizioni A e B quelle sul tratto rettilineo (A sulla spalla del tubo e B sul dorso) e C e D quelle sul tratto curvo (la posizione C è sul tratto di raccordo tra tratto dritto e tratto curvo, mentre la posizione D è nel punto centrale, di massima curvatura).

Sono stati analizzati i valori di durezza in funzione della posizione di misura. Ciò è stato fatto per ciascuno dei provini. Procedimento analogo per le misure di tensioni residue, effettuate al diffrattometro. Alcune di esse sono state effettuate in profondità, al fine di studiare il profilo tensionale lungo lo spessore dei tubi. Lo strato di materiale superficiale è stato asportato grazie ad un attacco elettrochimico. In output sono state ottenute le tensioni lungo tre direzioni (0° , 45° e 90°) e gli sforzi principali. Infine, con l'aiuto di studi già presenti in letteratura si è ricercata una relazione empirica tra le due grandezze (durezza e tensioni residue).

Nell'ultimo capitolo si è realizzato un modello agli elementi finiti tramite l'interfaccia grafica del software Abaqus, modellando la differenza di temperatura tra la superficie esterna dei tubi di alluminio e quella interna, più elevata, dovuta all'acqua che deve essere riscaldata per le utenze termiche di uso domestico. In output sono stati ricavati gli sforzi indotti nel materiale causate dalle deformazioni dovute al fenomeno di espansione termica del materiale, regolato dal coefficiente di espansione α . Tali sforzi sono stati poi utilizzati, tenendo conto anche delle tensioni residue e dalla pressione di esercizio

dell'acqua nei tubi, per effettuare delle verifiche statiche di resistenza meccanica del materiale.

Capitolo 1

Durezza e tensioni residue nei tubi piegati

La durezza di un materiale è un valore numerico che ci dà informazioni sulle caratteristiche di deformazione plastica dello stesso. Le tensioni residue, invece, sono sforzi di trazione o di compressione a risultante nulla senza che vi sia applicato un carico esterno. In questo capitolo si descriveranno i metodi di determinazione della durezza più comuni e in particolare della durezza e microdurezza Vickers, che sarà utilizzata nella parte sperimentale. Per quanto riguarda le tensioni residue, sarà spiegato il fenomeno, come esse si originano e perchè è importante conoscerle dal punto di vista delle lavorazioni meccaniche.

Tutto ciò al fine di investigare come durezza e sforzi residui possano essere in relazione tra loro, specialmente nel caso dei tubi piegati di alluminio tipicamente usati negli scambiatori di calore, che rappresenta il nostro caso di interesse.

1.1 Durezza e microdurezza dei materiali

La durezza è una proprietà dei materiali e una caratteristica meccanica non facile da definire. Esistono varie scale di misura con diversi livelli, ma essi non corrispondono a campioni ben definiti e conservati presso istituti metrologici. Quasi sempre infatti, nelle misure di durezza è necessario specificare parametri di misura (tempo di indentazione, carico applicato...) al fine di evitare la dipendenza del valore numerico di durezza dalle condizioni e metodologie di prova. E' comunque una prova molto diffusa, soprattutto perché la durezza è in relazione con la deformazione plastica dei materiali, sebbene tale dipendenza non è tuttora ben chiara e può essere investigata soprattutto grazie a relazioni empiriche.

La durezza di un materiale può essere definita in vari modi:

- La resistenza alla deformazione elasto-plastica (concetto fisico)
- La resistenza alla scalfittura (concetto mineralogico)
- La resistenza che la superficie di un materiale oppone alla sua penetrazione (concetto tecnologico)

In generale possiamo definire la durezza di un materiale come la misura della sua resistenza alla penetrazione da parte di un corpo premuto sulla sua superficie. E' una grandezza legata alla resistenza del materiale alla deformazione plastica.

Esistono diverse scale di misura; la più antica è la scala di Mohs, molto usata dai mineralogisti. In essa il posto assegnato a un materiale dipende dalla capacità che esso ha di scalfire, consumare o deformare un altro che occupa un posto più in basso. E' pertanto una misura comparativa.

Di gran lunga più importanti sono le prove statiche. Esse vengono effettuate con strumenti chiamati durometri; essi misurano l'impronta lasciata sulla superficie del materiale da un penetratore sul quale agisce un determinato carico per un determinato tempo. Si ricava in tal modo un valore della durezza funzione del carico applicato e dell'area, oppure della profondità, dell'impronta dell'indentatore. Si può perciò supporre che il valore della durezza risulti influenzato da numerosi fattori quali attrito, elasticità, viscosità del materiale, oltre che dall'intensità e dalla distribuzione della deformazione plastica indotta dal penetratore. L'uso più frequente di queste misure è legato al controllo di qualità di un prodotto oppure alla buona riuscita di particolari lavorazioni, quali ad esempio la saldatura o la tempra. Esse sono prove estremamente semplici e rapide da realizzare. Sono inoltre economiche e non distruttive.

Vediamo ora quali sono le prove statiche di interesse tecnologico, soffermandoci maggiormente sulla durezza e microdurezza Vickers che sono le scale utilizzate nel nostro lavoro sperimentale.

1.1.1 Durezza Brinell e durezza Rockwell

La prima prova statica di durezza universalmente accettata fu proposta nel 1900 da J. A. Brinell. Nella prova di durezza Brinell il penetratore è una sfera di acciaio. Il tempo di permanenza del carico è di 15s o più raramente di 30s. La

durezza è valutata attraverso l'area (S) dell'impronta lasciata dalla sfera sul metallo ed è espressa dal rapporto:

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (1.1)$$

dove P è la forza applicata, D il diametro del penetratore e d il valore medio del diametro dell'impronta misurato lungo due direzioni ortogonali. Per avere risultati confrontabili è necessario che la distribuzione degli sforzi del materiale non cambi e che quindi le impronte delle varie prove siano simili tra loro. Questa condizione viene ottenuta verificando che l'angolo di penetrazione non vari e si avvicini a un valore di circa 136°.

La durezza Rockwell (1920), invece, non misura la superficie dell'impronta ma la sua profondità. E' una misura molto precisa, rapida e facilmente eseguibile. Per queste ragioni è la prova più eseguita. A seconda della durezza del materiale possono essere utilizzati diversi tipi di penetratori (cono di diamante con angolo al vertice di 120°, sfere di acciaio da 1/8 o 1/16 di pollice) e carichi (60, 100 o 150 kg). La misura è effettuata direttamente dalla macchina; pertanto essa non è affetta dall'errore dell'operatore.

1.1.2 Durezza e microdurezza Vickers

La prova di durezza Vickers (1935) prevede un penetratore di diamante a forma di piramide a base quadrata con angolo al vertice α di 136°. Essa fu introdotta al fine di superare i limiti del metodo Brinell (da cui essa stessa deriva) alle durezze elevate. Da qui il penetratore di diamante a forma di piramide. La forma del penetratore è dovuta alla maggior facilità di lavorazione rispetto alla forma sferica.

La durezza è definita dal rapporto fra il carico applicato (P, kg) e l'area della superficie dell'impronta (S, mm^2) valutata attraverso il valore medio delle diagonali:

$$HV = \frac{P}{S} = \frac{[2P \operatorname{sen}\left(\frac{\alpha}{2}\right)]}{d^2} = 1.854 P/d^2 \quad (1.2)$$

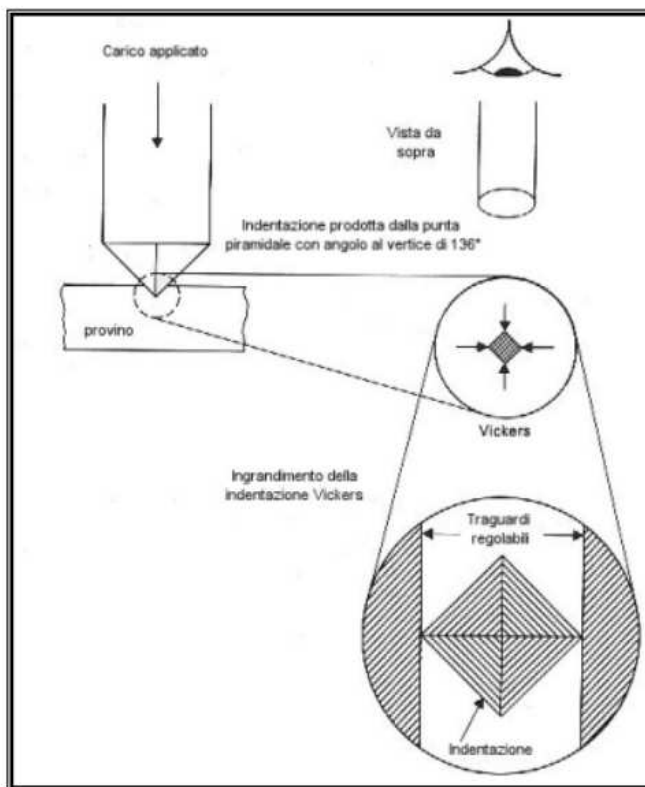


Figura 1.1. Vista laterale e da sopra con ingrandimento dell'indentazione Vickers

Poiché nella prova Vickers l'angolo di penetrazione è costante (136°) e quindi le impronte sono sempre simili, i valori ottenuti sono, almeno in prima approssimazione, indipendenti dal carico. In genere i carichi variano tra 1 e 120 kg; le norme consigliano un carico di 30 kg e un tempo di permanenza di 15s. E' comunque preferibile l'uso della notazione completa del tipo $HV_{30/15}$ dove il primo valore a pedice indica il carico in kg e il secondo il tempo in secondi. La prova Vickers fornisce una scala continua di durezza, da materiali molto teneri con $HV = 5$ fino a materiali estremamente duri con $HV = 1500$. Lo svantaggio principale del metodo Vickers è che la misura può essere facilmente affetta da errori; pertanto la cura sia della preparazione del provino che la lettura delle diagonali dell'impronta devono essere svolte con estrema cura. La metodologia

Vickers per la determinazione della durezza dei materiali è descritta nella ASTM E384 - 11e1 [1].

Si parla di microdurezza quando la forza di prova non supera il valore di 1 Newton. Ma più in generale si definisce microdurezza la misura della durezza su aree molto piccole. Ciò accade quando, ad esempio, si vuole valutare il profilo di durezza lungo una certa direzione oppure nel caso si abbiano pezzi molto piccoli. Tali misure sono effettuate con strumenti chiamati microdureometri e applicano carichi compresi generalmente tra 5 e 500 grammi. Ovviamente la misura dell'impronta è necessariamente da effettuare al microscopio. In questo caso le dimensioni di quest'ultima sono confrontabili con quelle dei singoli grani cristallini, per cui è possibile determinare la durezza dei singoli costituenti strutturali. E' ovviamente necessaria una preparazione della superficie molto accurata.

Le misure di microdurezza Vickers sono effettuate in modo analogo alla durezza Vickers e in generale forniscono valori leggermente superiori a quelli di una normale prova Vickers.

In alternativa si può utilizzare il metodo Knoop, che utilizza un penetratore a forma piramidale a base romboidale. La microdurezza Knoop offre una misurazione più agevole della Vickers poiché richiede la misura di una sola diagonale che, a parità di carico, è di dimensione circa 3 volte maggiore.

1.2 Tensioni residue

Gli sforzi residui sono sforzi di trazione o di compressione a risultante nulla presenti in un componente senza che vi sia applicato un carico esterno (forza o gradiente termico). Pertanto il componente risulta, nel complesso, in equilibrio. Infatti, non essendo tali sforzi generati da un carico esterno, deve essere:

$$\int \sigma dA = 0 \quad (1.3)$$

$$\int \sigma z dA = 0 \quad (1.4)$$

dove σ è la sollecitazione in un punto, dA è l'area infinitesima della superficie e z è la distanza da ogni punto preso come riferimento.

Solitamente tali sforzi sono presenti in zone ben limitate e hanno il loro massimo in superficie. Essi hanno origine durante il processo produttivo durante il quale il componente in esame prende forma; da qui il nome di tensioni residue.

Le tensioni residue si generano a causa di una deformazione plastica non omogenea che può derivare, oltre che dall'applicazione di un carico, anche da una contrazione o dilatazione termica o da una trasformazione di fase avvenuta durante il processo di produzione del componente.

Non sempre le tensioni residue sono da considerarsi dannose. Ad esempio in un componente sforzi residui a trazione in superficie riducono le prestazioni meccaniche del materiale e la sua resistenza a stress corrosion, favorendo nel contempo la suscettibilità a fatica e l'insorgere di fenomeni di usura; gli sforzi a compressione, invece, hanno un effetto benefico in quanto ritardano l'inesco e la propagazione delle cricche. Ciò è dovuto al fatto che, ai fini del calcolo ingegneristico, gli sforzi residui devono essere sommati algebricamente agli sforzi derivanti dall'applicazione dei carichi in un componente. Pertanto, uno stress residuo di compressione si sottrae da un carico applicato in trazione, e allo stesso modo uno stress residuo di trazione deve essere aggiunto ad esso.

Una regola pratica per la determinazione del segno delle tensioni residue suggerisce che nella fibra più sollecitata la tensione residua sia di segno opposto rispetto a quella della tensione iniziale che ne ha provocato lo snervamento.

Ad ogni modo, la distribuzione degli sforzi residui in un componente deve essere conosciuta, così come i meccanismi e le cause che li generano. Solo in tal modo si può realizzare una buona progettazione del componente e del suo ciclo produttivo, al fine di evitare problemi durante il funzionamento del componente.

Come accennato, le cause della presenza degli sforzi residui possono essere di carattere meccanico, termico o chimico. Gli sforzi residui generati meccanicamente (ciò che avviene durante la piegatura dei tubi di alluminio nella nostra tesi) derivano spesso dalle lavorazioni di deformazione plastica che producono deformazioni non uniformi nel volume del pezzo e sulla superficie esterna.

I fattori che hanno un ruolo fondamentale nell'insorgere degli sforzi residui sono tempo e temperatura, sforzi e deformazioni, microstruttura, interagendo tra loro in vari modi.

Possiamo definire tre diversi tipi di sforzo: [2]

- Primo tipo: sforzi che interessano qualche grano cristallino del materiale. Si originano soprattutto in seguito a processi di forgiatura, laminazione, finitura e saldatura, oltre che nei trattamenti superficiali. Sono anche detti macro – sforzi.
- Secondo tipo: sforzi che interessano a livello microscopico un grano particolare del materiale. Quasi sempre sono presenti nei materiali con struttura policristallina.
- Terzo tipo: sforzi che interessano un'area sub – microscopica, alcune distanze atomiche all'interno di un grano.

Sforzi di secondo e terzo tipo sono quasi sempre trascurabili.

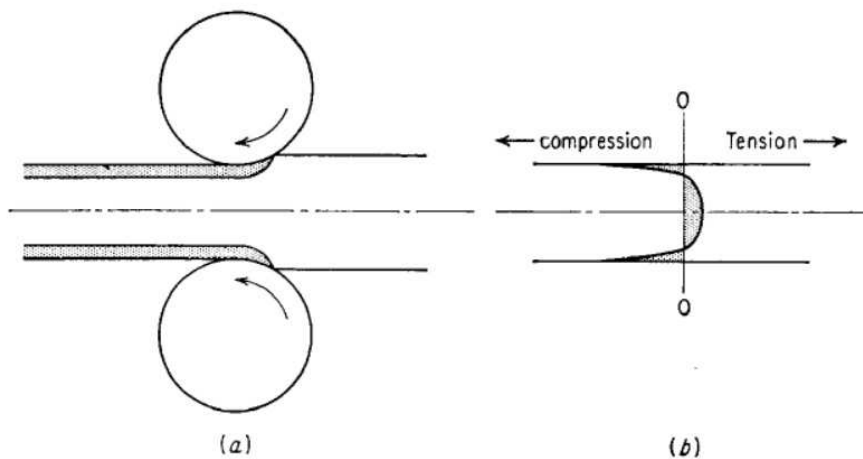


Figura 1.2. [3] (a) Deformazione non omogenea durante laminazione. (b) distribuzione di sforzi residui risultante lungo lo spessore della lamina d'acciaio.

Come si vedrà successivamente, le tensioni residue possono essere ridotte grazie a trattamenti termici che portano il componente a temperature alle quali la tensione di snervamento raggiunge è uguale (o anche minore) del valore degli sforzi residui.

Non è semplice calcolare con precisione tali tensioni con metodi analitici [4]; pertanto essi sono spesso determinati utilizzando diversi metodi e tecniche

sperimentali. [5], [6]. Come vedremo nel paragrafo successivo, tali tecniche possono essere distruttive, semi-distruttive o non-distruttive. La più diffusa tecnica non-distruttiva (che verrà utilizzata anche nella parte sperimentale della tesi) è l'analisi ai raggi X.

1.3 Tecniche di misurazione delle tensioni residue

Esistono diverse tecniche per misurare il valore delle tensioni residue all'interno di un componente meccanico. Esistono tecniche distruttive (o semi-distruttive) chiamate anche *tecniche meccaniche*, che deducono gli stress residui a partire dallo spostamento provocato dall'attenuazione completa o parziale di essi dovuta all'asportazione di materiale. Tra queste troviamo: *sectioning*, *contour*, *hole drilling*, *ring-core* e *deep-hole*. Invece tra le tecniche non distruttive: *diffrazione a raggi X*, *diffrazione neutronica*, *metodi ultrasonici* e *metodi magnetici*. Solitamente queste ultime tecniche misurano qualche parametro che in qualche modo è collegato alle tensioni residue.

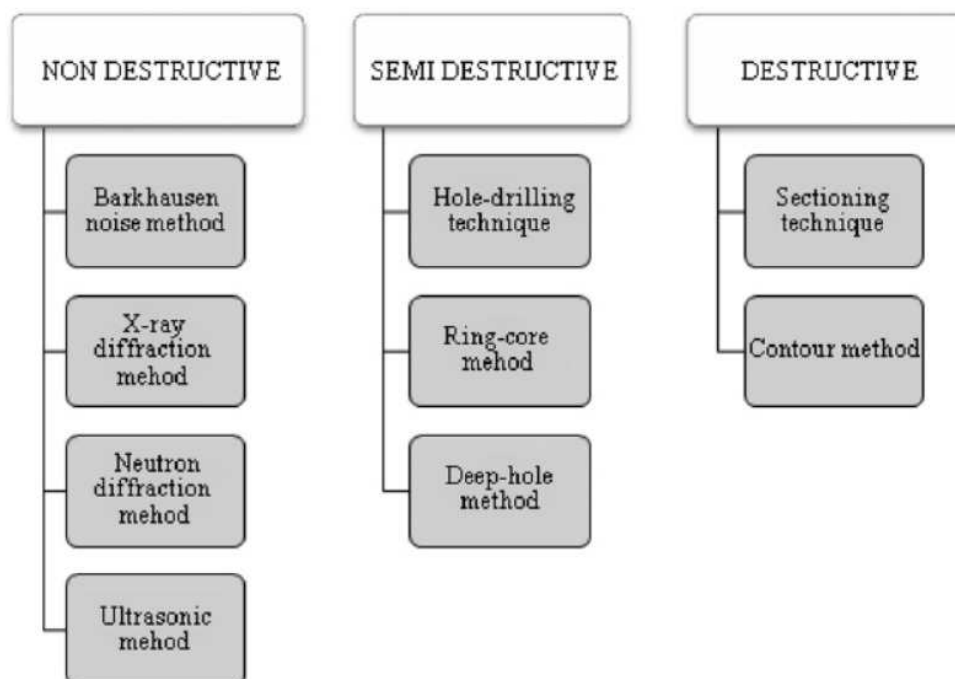


Figura 1.3 Tecniche di misurazione delle tensioni residue

- Tecniche meccaniche:

Le tecniche distruttive o semi-distruttive sono anche chiamate *stress-relaxing methods* perché analizzano il rilassamento degli sforzi in una parte metallica quando del materiale viene asportato. Misurando la deformazione causata dalla deformazione di distensione, il valore degli sforzi residui presenti nella parte di materiale sottostante il materiale rimosso può essere determinato analizzando il successivo stato di equilibrio (poiché, come già spiegato, il componente in assenza di carichi esterni deve sempre essere in equilibrio).

1.3.1 Tecnica *hole-drilling*

Questo metodo è relativamente semplice e veloce. E' inoltre molto accurato e affidabile e le tecniche procedurali sono standardizzate.

Viene prodotto un foro nel materiale grazie a un trapano. Tale rimozione di materiale porta a una redistribuzione degli sforzi e delle deformazioni.

Quest'ultima viene misurata grazie a degli opportuni estensimetri. Una volta conosciuta la deformazione si risale alle tensioni residue usando opportune costanti di calibrazioni derivate dal particolare tipo di rosetta estensimetrica utilizzata.

Tale tecnica è generalmente utilizzabile per tutti i tipi di materiali; il materiale dovrebbe essere isotropo e i parametri elastici del materiale dovrebbero essere conosciuti.

1.3.2 Tecnica ring-core

La tecnica ring-core è una variante della tecnica hole-drilling, anche questa applicabile in generale a tutte le tipologie di materiali. Mentre nella tecnica precedente le deformazioni venivano calcolate in un foro centrale derivante dalla praticato nel materiale grazie ad un opportuno trapano, ora le stesse deformazioni vengono calcolate in un'area centrale più ampia, dovuta al taglio di uno spazio di forma anulare nel materiale circostante.

Quest'ultima tecnica ha il vantaggio di coinvolgere sforzi superficiali in un'area decisamente più ampia; Provoca però un danneggiamento maggiore del materiale e pertanto viene impiegata più raramente nella pratica.



Figura 1.4 Immagine della rosetta estensimetrica dopo l'applicazione della tecnica ring-core

Nel ring-core e nell'hole-drilling è molto facile introdurre errori significativi nelle misure. Ciò può avvenire per tre motivi: introduzioni di sforzi aggiuntivi dovuti alla lavorazione meccanica (tali sforzi si sommano alle tensioni residue), forma del foro non perfettamente cilindrica ed eccentricità. Per ovviare al problema, in particolare dell'introduzione di nuovi sforzi, è utile ricorrere alla *high-speed hole-drilling*: quest'ultima tecnica ha il vantaggio di generare sforzi aggiuntivi molto più bassi e, nella maggior parte dei casi, trascurabili.

1.3.3 Tecnica *deep-hole*

Questa tecnica è un'ulteriore variante delle due sopra esposte, e combina elementi di entrambe. Nel metodo *deep-hole*, viene dapprima realizzato un foro attraverso tutto lo spessore del componente. Il diametro di esso viene poi misurato accuratamente; successivamente viene rimosso anche un certo spessore attorno al foro, provocando un rilassamento dello stato tensionale nella zona. Questo ulteriore spessore viene generalmente rimosso utilizzando un processo di elettroerosione (*EDM machining*). Viene misurata nuovamente la geometria del foro, permettendo così che le tensioni residue vengano calcolate a partire dal cambiamento della dimensione del diametro del foro, utilizzando una procedura simile a quella descritta per la hole-drilling e il ring-core.

Tale metodo è classificato tra i semi-distruttivi sebbene nel materiale lasci un foro, poiché quest'ultimo può avere un diametro abbastanza piccolo e può essere fatto coincidere con un foro che debba essere successivamente lavorato.

La caratteristica principale del *deep-hole* è che rende possibile la misurazione delle tensioni residue ben più in profondità dei metodi precedentemente descritti.

1.3.4 Tecniche *sectioning* e *contour*

Il *sectioning* è un metodo distruttivo che consiste nella misura della deformazione dovuta al rilascio delle tensioni residue nel momento in cui viene rimosso del materiale dal componente in esame.

Il metodo consiste nel praticare un taglio in una lastra al fine di consentire il rilascio degli sforzi residui presenti sulla linea di taglio. Per far ciò occorre non introdurre effetti di plasticità o calore durante la realizzazione del taglio, così da non commettere errori dovuti agli effetti della deformazione plastica sulla superficie di taglio.

Le deformazioni che si presentano successivamente al processo di taglio vengono generalmente misurate con estensimetri elettrici o meccanici.

E' uno dei metodi che consente l'accuratezza migliore nella determinazione delle tensioni residue ma ha, ovviamente, lo svantaggio di essere una tecnica distruttiva.

La tecnica contour, invece, è una tecnica innovativa che consente di effettuare una mappatura 2D degli stress residui lungo un piano di interesse. E' una metodologia abbastanza complessa e non sarà trattata in questo lavoro, dove ci si soffermerà sulle tecniche non distruttive e più nel dettaglio nella diffrazione a raggi X, che sarà utilizzata durante le prove sperimentali.

- Tecniche non distruttive:

Tali tecniche di misurazione delle tensioni residue hanno l'indubbio vantaggio di preservare il campione in esame; sono pertanto particolarmente utili nel controllo di qualità della produzione e per misurare componenti costosi. Il principale svantaggio, invece, è dato dalla necessità di effettuare una calibrazione accurata della strumentazione al fine di ottenere dati di interesse.

1.3.5 Diffrazione a raggi X

I metodi fondati sulla diffrazione sono basati sul fatto che quando un metallo è sottoposto a uno sforzo, le deformazioni plastiche risultanti fanno sì che i piani atomici presenti nella struttura cristallina di un metallo cambino le distanze tra di loro.

Le informazioni che si ottengono da una misura diffrattometrica sono essenzialmente due: l'angolo per il quale si verifica il picco di diffrazione di un fascio di raggi X incidenti sulla superficie e l'ampiezza del picco di diffrazione (generalmente misurata a metà dell'altezza del picco e chiamata FWHM, Full Width at Half Maximum). L'angolo di diffrazione è direttamente legato agli

sforzi residui presenti nel materiale nella zona di misura, mentre la FWHM può essere messa in relazione con la distorsione dei grani cristallini, alla densità delle dislocazioni e ai cosiddetti micro-sforzi residui di tipo II (cfr. paragrafo 1.2).

Vediamo ora nel dettaglio come funziona un'analisi diffrattometrica a raggi X.

Nei solidi cristallini gli atomi occupano nello spazio posizioni che si ripetono con regolarità geometrica; infatti, è sempre individuabile un elemento ripetitivo costituito da un numero variabile di atomi che prende la definizione di *cella elementare*.

Ad esempio, il ferro e le sue leghe presentano una struttura cristallina caratterizzata, a seconda della temperatura, da celle elementari: cubica a corpo centrato (CCC), cubica a facce centrate (CFC) e poi nuovamente cubica a corpo centrato.

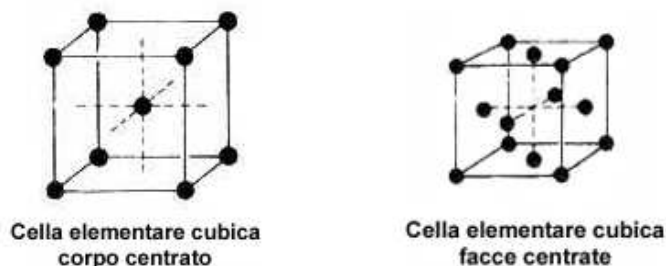


Figura 1.5 Strutture cristalline CCC e CFC dei metalli

Nel reticolo cristallino è possibile individuare, come accennato, una serie di piani paralleli tra loro, che vengono caratterizzati utilizzando gli *indici di Miller*. Tali indici sono definiti come i reciproci delle intercette con gli assi cristallografici. Facendo riferimento alla Fig. 1.5, ad esempio, il piano riportato è caratterizzato dagli indici (0 1 0) poiché essendo parallelo agli assi x e z lo interseca all'infinito, mentre interseca l'asse y ad una distanza unitaria dall'origine delle coordinate.

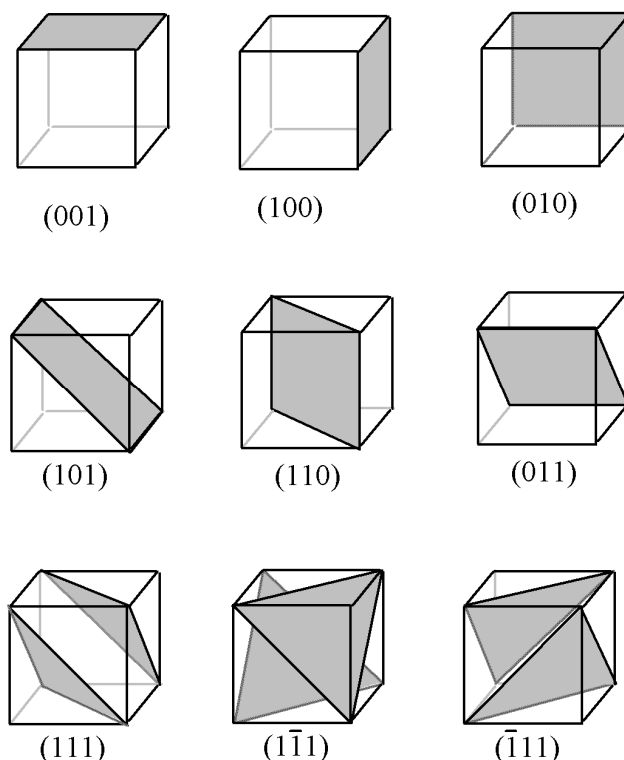


Figura 1.6 Rappresentazione di un reticolo cristallino, evidenziando i piani caratterizzati dai rispettivi indici di Miller [7]

In presenza di deformazioni plastiche, queste ultime causano il distanziamento dei piani che si portano a una distanza d tra loro, rispetto al valore in assenza di carichi esterni d_0 .

I raggi X vengono generati grazie a un tubo elettronico (catodico) che è posto di fronte all'anticatodo. Quest'ultimo è una placca metallica (solitamente di tungsteno, cromo, cobalto...) che è posto a 45° rispetto ai fasci catodici. Essi, urtando su di esso danno luogo all'emissione di raggi X. Si suddividono in due gruppi: *raggi X di frenamento*, poiché si generano quando i fasci di elettroni vengono bruscamente frenati dall'urto con gli atomi dell'anticatodo. L'altra parte di energia che forma i raggi X è detta *raggi X caratteristici degli atomi*: sono derivanti dall'eccitazione di elettroni interni degli atomi dell'anticatodo per bombardamento con fasci di elettroni.

Per quanto riguarda i raggi X di frenamento, essi sono caratterizzati da una distribuzione continua di radiazione (spettro continuo). I raggi X caratteristici

degli atomi, invece, presentano uno spettro caratterizzato da picchi di intensità in corrispondenza di lunghezze d'onda ben definite e dipendenti dagli atomi del anticatodo (spettro discreto).

In realtà solo una piccola parte degli elettroni si converte in energia elettromagnetica dei raggi X; la frazione restante va a riscaldare l'anticatodo che deve pertanto essere raffreddato.

E' noto che l'energia di una radiazione è inversamente proporzionale alla lunghezza d'onda della stessa. E' pertanto opportuno osservare che le lunghezze d'onda dei raggi X generati da un anticatodo utilizzato a questo scopo sono abbastanza ampie (dell'ordine dei decimi di nanometro); pertanto la penetrazione dei raggi X all'interno della struttura cristallina dei metalli è abbastanza limitata e viene assorbita nei primissimi strati superficiali. Pertanto è possibile effettuare misure in profondità soltanto utilizzando delle tecniche di rimozione di layer sovrastanti (asportazione meccanica, attacchi chimici, ecc.). Chiaramente un metodo di questo tipo presenta gli svantaggi di essere un metodo distruttivo e può portare, a causa dell'asportazione di materiale, alla redistribuzione degli sforzi nel componente. In quest'ultimo caso è semplice comprendere come le misure effettuate a posteriori vengano alterate anche considerevolmente.

Quando gli elettroni più interni degli atomi che costituiscono il materiale oggetto d'analisi diffrattometrica interagiscono con i Raggi X, essi entrano in risonanza con questi ultimi oscillando con la stessa frequenza dell'onda incidente. A questo punto gli elettroni divengono sorgenti di radiazione X diffusa, avente la stessa lunghezza d'onda del fascio incidente. Se il materiale irradiato è cristallino, come nel caso dei metalli, le onde diffuse interferiscono tra loro dando così luogo ad uno spettro di diffrazione.

Nella direzione che forma un angolo 2θ con il fascio incidente ed un angolo θ con la famiglia di piani reticolari posti tra loro alla distanza interplanare d , l'interferenza è costruttiva solamente se il rapporto: $(2d \times \text{sen}\theta)/\lambda$ è un numero intero. Ciò si spiega con la legge di Bragg che regola il fenomeno di diffrazione. Essa afferma che se un fascio di raggi X colpisce un cristallo, ci sarà interferenza costruttiva, o diffrazione, quando:

$$n\lambda = 2d \text{sen}\theta \quad (1.5)$$

dove λ è la lunghezza d'onda del fascio incidente, θ l'angolo che il fascio incidente forma con il piano cristallino, d la distanza tra due piani adiacenti e n indica l'ordine della diffrazione. (apprezzabile solo se è un numero intero, tipicamente $n = 1$). In Fig. 1.6 è illustrata graficamente la condizione di diffrazione dei raggi X.

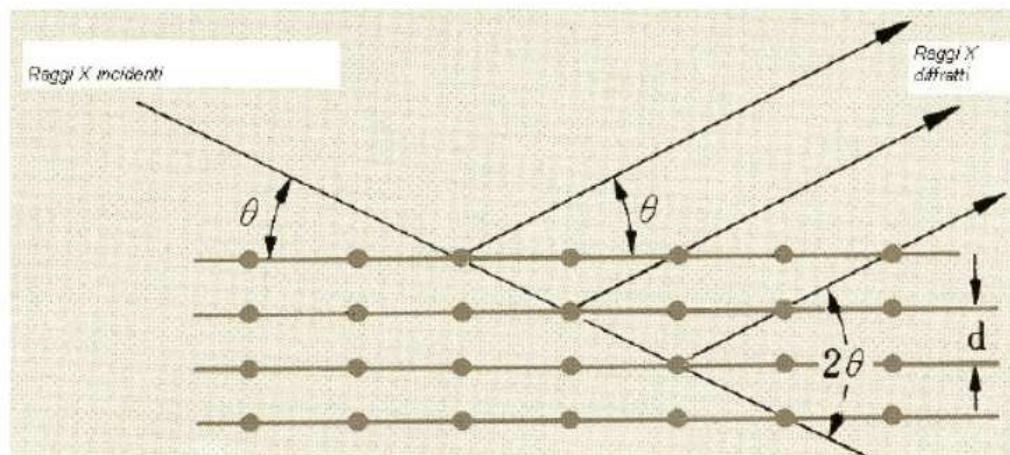


Figura 1.7 Diffrazione dei raggi X rispetto a un reticolo cristallino

Un rivelatore di raggi X, per esempio uno scintillatore, che scandagli ruotando attorno al punto A, troverà in corrispondenza dell'angolo θ un massimo di intensità. Noti λ e θ è perciò possibile calcolare la distanza interplanare d .

Se il cristallo è deformato, come nel caso di sforzi residui indotti da precedenti trattamenti o dall'applicazione di carichi elevati, la distanza d cambia e con essa varierà anche l'angolo θ di diffrazione. Misurando la variazione dell'angolo di diffrazione si è in grado di mettere in relazione la variazione della distanza tra i grani cristallini con la deformazione del reticolo cristallino. Differenziando la legge di Bragg:

$$\varepsilon = \Delta d/d = -\cot\theta \Delta\theta \quad (1.6)$$

Con l'applicazione delle formule della teoria dell'elasticità lineare è poi possibile mettere in relazione le deformazioni con gli sforzi presenti nel materiale. Ma tutto ciò non è così semplice, poiché metalli e leghe metalliche sono caratterizzati da una struttura policristallina, con i grani cristallini orientati casualmente rispetto alla superficie dei pezzi. Ciò implica che avremo piani caratterizzati dai medesimi indici di Miller diversamente orientati rispetto alla superficie, in quanto appartenenti a differenti grani cristallini. Ci è allora utile definire gli angoli Ψ e ϕ .

Ψ : angolo di incidenza tra il fascio di raggi X incidenti la superficie dell'oggetto della misura.

ϕ : angolo che definisce una direzione scelta sulla superficie del campione.

In questo modo possiamo definire:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = (d_{\psi} - d_0)/d_0 \quad (1.7)$$

In cui d_{ψ} è la distanza tra i piani cristallini oggetto della diffrazione quando l'angolo di incidenza rispetto alla superficie è Ψ , mentre d_0 è la distanza interplanare del materiale indeformato (privo di sforzi residui).

Se si vuole conoscere il valore dello sforzo σ_{ϕ} è necessario ripetere la misura cambiando l'angolo di incidenza Ψ . La teoria dell'elasticità insegna che la deformazione $\varepsilon_{\phi\psi}$ lungo una direzione inclinata di un angolo Ψ rispetto alla superficie è legata agli sforzi principali σ_1 e σ_2 dalla seguente equazione [8]:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (1.8)$$

Con semplici trasformazioni che legano gli sforzi principali e σ_{ϕ} si arriva a scrivere:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (1.9)$$

dove E è il modulo elastico del materiale e ν è il coefficiente di Poisson.

E' immediato dedurre, quindi, che sussiste una relazione lineare tra $\varepsilon_{\phi\Psi}$ e $\text{sen}^2\Psi$ e che σ_{ϕ} è la pendenza della retta divisa per $(1+\nu)/E$. Ciò significa che è possibile determinare il valore di σ_{ϕ} eseguendo più misure con differenti angoli di incidenza Ψ . In questo modo si ricavano gli sforzi residui su un generico piano sulla superficie del materiale grazie all'analisi diffrattometrica ai raggi X.

In realtà, nelle applicazioni pratiche la relazione tra $\varepsilon_{\phi\Psi}$ e $\text{sen}^2\Psi$ non è perfettamente lineare ed è necessario eseguire la regressione lineare dei risultati delle misure. Un altro aspetto da considerare è che, data la natura policristallina dei materiali metallici, si avrà diffrazione più o meno marcata in un range angolare attorno il picco di diffrazione come illustrato in Fig.1.7 (piuttosto che un unico picco).

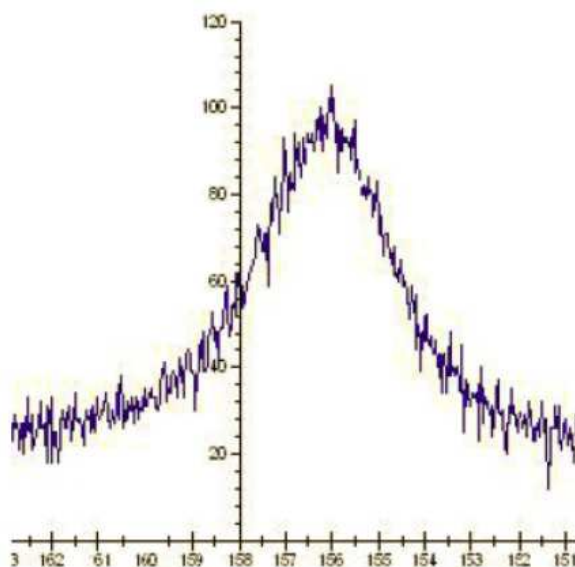


Figura 1.8 Tipico aspetto di un picco di diffrazione

Ciò richiede che il picco debba essere elaborato utilizzando qualche funzione matematica (gaussiana, parabola, cross correlation...) per trovare la massima intensità di diffrazione.

Il metodo di misurazione delle tensioni residue basato sull'espressione (1.9) è chiamato metodo del $\sin^2\Psi$. Ricapitolando, si misurano i valori dell'angolo di Bragg per vari angoli di incidenza Ψ (minimo 2) e si riportano tali valori in un piano $2\theta - \sin^2\Psi$. Il coefficiente angolare della retta interpolatrice dei punti ottenuta, moltiplicata per una costante caratteristica del materiale esaminato, è il valore della tensione esistente sulla superficie del campione.

1.4 I trattamenti termici

Per trattamento termico si intende il ciclo termico di riscaldamento effettuato in predeterminate condizioni, la permanenza isoterma fino alla uniformità della struttura della intera massa e infine uno (o più) raffreddamenti, che hanno lo scopo di fare assumere a un metallo o a una lega metallica quelle strutture cristalline che gli conferiscono le caratteristiche meccaniche e/o tecnologiche desiderate.

Per comprendere l'effetto dei trattamenti su una lega metallica è quindi fondamentale conoscere il diagramma di stato della lega stessa. Ciò è necessario ma non sufficiente, poiché i diagrammi di stato definiscono le strutture di equilibrio di un metallo o una lega ad una determinata temperatura. Quindi le curve sono ricavate applicando riscaldamenti e raffreddamenti molto lenti (tali da consentire il raggiungimento dell'equilibrio ad ogni temperatura). Proprio in quest'ottica è facile capire come un ruolo fondamentale è svolto dalla velocità di raffreddamento (o di riscaldamento) della trasformazione. Tale velocità non solo influisce sulle temperature di transizione ma anche sulla natura stessa della struttura ottenuta.

I trattamenti termici sono specifici per ogni tipo di materiale metallico. A volte si basano sulla presenza di trasformazioni allotropiche e sulla formazione di strutture non di equilibrio (ad esempio è il caso degli acciai). In altri casi invece hanno lo scopo di favorire la formazione di opportuni precipitati (caso dell'invecchiamento delle leghe di alluminio). Altre volte hanno scopi particolari, come sciogliere dei precipitati o modificare esclusivamente le caratteristiche superficiali dei materiali.

Data la grande varietà di trattamenti termici e la grande presenza di variabili in gioco, ciò che è fondamentale è progettare ogni singolo trattamento in base al materiale in questione e alle caratteristiche desiderate alla fine di esso.

1.4.1 Trattamento termico di ricottura

La ricottura è, in generale, un trattamento termico utile a eliminare la storia passata di una lega metallica; porta cioè a un annullamento degli effetti di qualsiasi trattamento effettuato in precedenza. Tra gli effetti di una ricottura quindi troviamo l'eliminazione di:

- Tensioni residue e incrudimento
- Alterazione della microstruttura
- Segregazioni

Le fasi comuni a ogni trattamento di ricottura sono: un riscaldamento (che può essere continuo o a gradini), un mantenimento ad una certa temperatura per un tempo più o meno lungo, un raffreddamento a velocità molto bassa. I parametri di queste fasi sono determinati per ciascun materiale in esame e anche a seconda delle caratteristiche meccaniche volute.

La ricottura può essere di diversi tipi:

- 1 Ricottura completa
- 2 Ricottura di omogeneizzazione, quando si cerca un equilibrio chimico - fisico tra le fasi separate e finemente disperse.
- 3 Ricottura di eterogeneizzazione, quando si tende a far separare nettamente le fasi, provocando la coalescenza dei composti che si trovano dispersi finemente.
- 4 Ricottura di ricristallizzazione, quando si tende a rigenerare le strutture incrudite di lavorazione plastica a freddo.
- 5 Ricottura di distensione, per eliminare le tensioni non desiderate; per esempio nei getti complessi durante il raffreddamento nelle staffe.

Si effettua un trattamento di ricottura piuttosto che un altro agendo in modo conveniente sui due parametri temperatura – tempo.

Gli effetti e le conseguenze che in generale causa un trattamento termico di ricottura sono:

- Annullamento delle eterogeneità chimiche e microstrutturali
- Omogeneizzazione e ricristallizzazione della microstruttura
- Grano cristallino grossolano
- Limitata resistenza meccanica
- Abbassamento delle durezza
- Miglioramento della lavorabilità alle macchine utensili.

1.4.2 La ricottura sull'alluminio e le sue leghe

Il trattamento termico di ricottura sull'alluminio necessita di molta attenzione ed è un processo particolarmente critico. Infatti diversamente dall'acciaio, in cui la ricottura migliora di gran lungo la lavorabilità alle macchine utensili, nel caso dell'alluminio è quasi sempre controproducente da questo punto di vista. Infatti lo stato ricotto sulle leghe di alluminio porta a una grande plastosità del materiale, e lavorandolo per asportazione di truciolo l'utensile tende a strappare il materiale creando grosse rugosità. Detto ciò, è facile intuire come la ricottura sugli allumini debba essere effettuata solo in alcune applicazioni, e con parametri di processo studiati in modo accurato, per migliorarne specifiche caratteristiche.

La maggior parte delle volte la ricottura sugli allumini si effettua per eliminare l'effetto di incrudimento sul materiale. La temperatura a cui viene portato il materiale è considerevolmente più bassa di quella degli acciai, grazie alla temperatura di fusione degli allumini, anch'essa molto meno elevata. Spesso la temperatura di ricottura si attesta nel range 300 - 400 °C [9]. Il raffreddamento

viene effettuato a temperatura ambiente. La struttura incrudita ricristallizza in nuovi grani privi di sforzi interni e si ottiene una struttura più duttile.

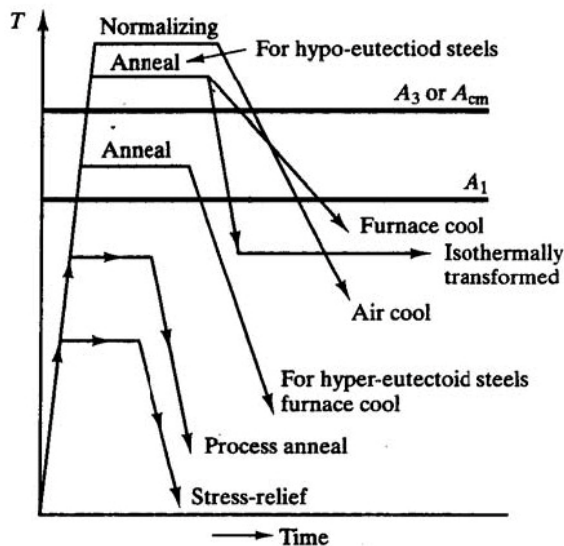


Figura 1.9 Panoramica dei trattamenti termici effettuabili su leghe di alluminio [10]

Analizziamo ora nel dettaglio qualche tipologia di ricottura tipicamente effettuabile sulle leghe di alluminio.

- La ricottura di omogeneizzazione

Interessa più da vicino le leghe da deformazione plastica che non i getti da fonderia. Peggiora la lavorabilità alle macchine utensili (come tutte le ricotture in genere) e rende il materiale pastoso. Nei getti la si effettua soprattutto per omogeneizzare la struttura primaria di fusione che solitamente presenta dendriti con grosse disuniformità di composizione, oltre a liquazioni e segregazioni. La presenza di dendriti si spiega con la conducibilità termica elevatissima dell'alluminio. Ma spesso per i getti si preferisce una tempra di soluzione seguita da invecchiamento per questi scopi. Nelle leghe da lavorazione plastica, invece, è più diffusa e le prepara all'estrusione, alla laminazione, alla fucinatura, quando esse sono ancora allo stato greggio di fusione.

Questo è un trattamento che viene sempre eseguito a temperature molto elevate (420 – 480 °C) e per tempi molto lunghi (24 – 48 h). Oltre a rimuovere completamente lo stato tensionale dal materiale, genera una dissoluzione delle fasi eventualmente precipitate e un'omogeneizzazione della soluzione solida.

- Ricottura di eterogeneizzazione

Viene applicata a delle leghe che per composizione sono in un campo bifase e che quindi durante la fase di raffreddamento lento separano la fase insolubile. La si effettua generalmente quando ciò che è stato appena descritto è il fine da ottenere.

I parametri di processo sono simili alla ricottura di omogeneizzazione. Ciò che differenzia i due tipi di trattamenti è soprattutto il materiale in esame. Infatti si parla di ricottura di eterogeneizzazione quando la presenza di elementi di lega è rilevante. Infatti, questo trattamento termico è caratteristico delle leghe di alluminio e magnesio da lavorazione plastica con tenore di Mg > 5%.

- Ricottura di ricristallizzazione

E' un trattamento che riveste una particolare importanza per le leghe da lavorazione plastica semilavorate in quanto permette di rendere nuovamente lavorabile un materiale incrudito da una precedente lavorazione a freddo.

La ricristallizzazione deve essere tale da permettere di ottenere una struttura con grano cristallino il più piccolo possibile perché in queste condizioni si hanno le migliori caratteristiche meccaniche, la migliore lavorabilità a freddo e il miglior aspetto superficiale. Le condizioni che devono sussistere al fine di ottenere una ricristallizzazione a grano fine sono un elevato grado di incrudimento, dell'ordine del 2-6%, e una temperatura di ricottura elevata con permanenze minime indispensabili. Tali temperature sono davvero elevate (600 °C per l'alluminio puro, temperature vicine alla linea *solidus* per le leghe); pertanto i raffreddamenti devono necessariamente essere lentissimi per ottenere la completa precipitazione delle fasi solubili a bassa temperatura come è richiesto da una buona ricottura. Spesso si adottano due raffreddamenti intervallati da un secondo riscaldamento. In questo modo si ottiene una struttura particolarmente affinata che presenta il massimo delle caratteristiche di plasticità.

Non sempre tale trattamento si effettua preliminarmente a lavorazioni plastiche a freddo; altre volte si cerca soltanto di attenuare il grado di incrudimento del materiale.

- Ricottura di distensione

E' un tipo di ricottura che può interessare sia le leghe da lavorazione plastica che (e soprattutto) i getti da fonderia. Infatti, quando si colano dei getti, tanto più sono grandi e complessi tanto più sarà difficile realizzare delle condizioni di solidificazione e raffreddamento uniforme in tutto il pezzo. Tali diversità sono la condizione per il realizzarsi di tensioni all'interno del getto stesso. Tali sforzi possono nascere tra sezioni diverse del pezzo. In questi casi le sezioni più piccole solidificano prima trascinandosi nel ritiro parte di materiale ancora liquido o plastico della restante parte del getto. Oppure possono nascere all'interno della stessa sezione, specialmente a causa della solidificazione in tempi diversi delle parti più esterne del getto rispetto a quelle più interne.

La ricottura di distensione deve ovviare a tali inconvenienti portando il getto nel campo della deformazione plastica, in modo che tutte le tensioni possano liberarsi annullandosi. Si tratta quindi di portare i getti a 300 – 350 °C , mantenendoli per alcune ore a tale temperatura e lasciarli poi raffreddare il più lentamente possibile, generalmente in forno.

La ricottura di distensione è, come accennato, poco utilizzata nel campo delle leghe da lavorazione plastica. Ciò è dovuto alla temperatura di distensione, troppo alta per conservare delle caratteristiche meccaniche accettabili.

1.5 Relazione tra durezza e tensioni residue

I valori di durezza e le tensioni residue in un materiale sono tra loro in relazione. Ciò è stato più volte dimostrato sperimentalmente: tale argomento, infatti, è fortemente presente in letteratura ed è stato trattato da molti autori, su materiali diversi e in diverse condizioni di esercizio. In particolare spesso si fa distinzione tra sforzi residui termici o meccanici. Ovviamente è molto importante in questo ambito il materiale utilizzato e lo spessore dei provini, come vedremo in seguito.

In questo paragrafo, quindi, si investigherà questa relazione, analizzando i risultati sperimentali di autori presenti in letteratura. Ciò sarà fatto nell'ottica di potere più facilmente analizzare i risultati delle prove sperimentali che saranno riportate in seguito.

Sono stati fatti diversi tentativi di mettere in relazione gli sforzi residui e la durezza dal punto di vista analitico. Ma ciò è particolarmente difficile perché in generale la relazione tra la durezza e il comportamento sforzo – deformazione in un materiale è molto complessa ed è influenzata da molti fattori. Oltre a quelli già citati, vanno ricordati l'incrudimento, la geometria del penetratore, la rugosità della superficie. Vi è inoltre una forte dipendenza della dimensione del grano sulle misure. L'influenza di questi parametri sulle misure è stata investigata, tra gli altri, da Khan, Fitzpatrick et al. in studi recenti sull'applicazione della diffrattometria a raggi X e della nanoindentazione sulla misura delle tensioni residue nell'intorno di difetti del materiale [11].

Uno studio molto importante è stato fatto da Tosha e Iida [12]. Essi hanno investigato la relazione tra durezza e tensioni residue di tipo meccanico, indotte dalla pallinatura o da operazioni di piegatura.

Lo studio è stato effettuato su un acciaio al carbonio ricotto (0,45%C). Le tensioni residue sono state misurate da un diffrattometro a raggi X e la microdurezza da un microdurometro Vickers.

Come accennato, la durezza è stata misurata sui provini di acciaio sotto l'effetto di campi di sforzo di compressione e di trazione, applicati grazie a piegatura o con una prova di trazione. Successivamente è stata effettuata l'operazione di pallinatura e rimisurata la durezza.

Si è poi plottato il valore degli sforzi [MPa] e il valore della durezza [HV] in funzione della deformazione del campione. Per quanto riguarda gli sforzi, essi aumentano rapidamente dopo una piccola deformazione dovuta alla piegatura e dopo un po' arrivano a saturazione. La durezza, invece, mostra tre differenti comportamenti in funzione dell'allungamento (deformazione). Inizialmente decresce (I) fino ad arrivare a saturazione (II) per poi aumentare con l'incremento della deformazione (III).

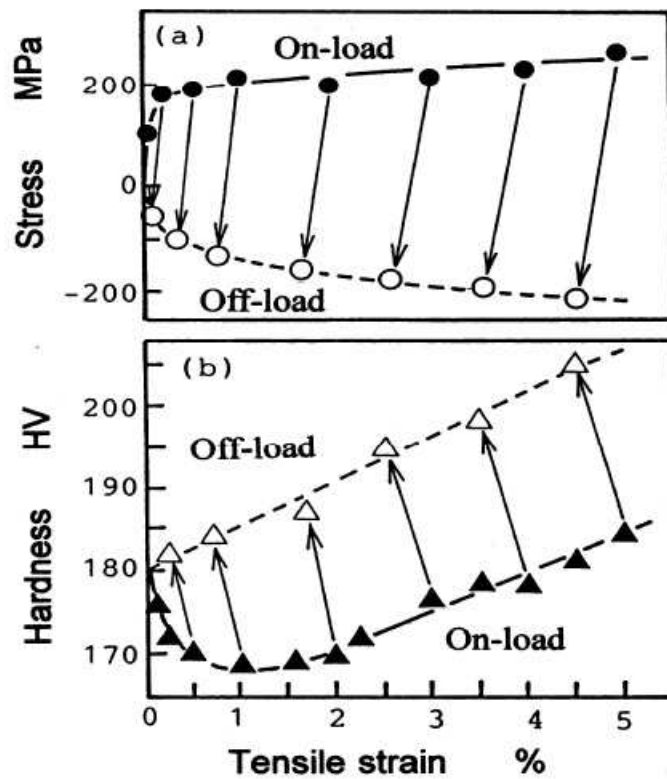


Figura 1.10 Sforzi di trazione e durezza in funzione della deformazione provocata dall'operazione di piegatura dell'acciaio [12]

Tali profili delle tensioni e della durezza sono utili per ricavare la relazione tra sforzi di trazione e durezza. Essa è mostrata in figura 1.10

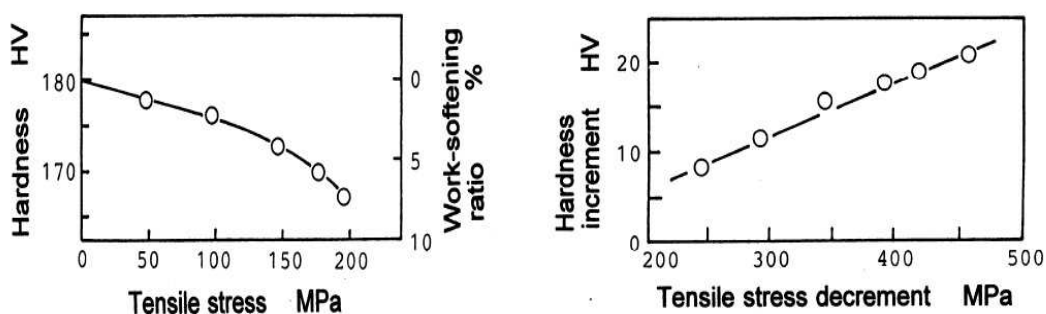


Figura 1.11 Relazione tra durezza e sforzi di trazione (a) e tra l'incremento della durezza e il decremento degli sforzi di trazione (b) [13]

Essa mostra che il decremento della durezza in funzione degli sforzi di tensione è lineare in un vasto range (fino ai 150 MPa in questo caso), dopodiché l'influenza degli sforzi sulla durezza aumenta.

La relazione tra decremento degli sforzi di trazione e l'incremento della durezza è invece lineare.

La figura 1.11 mostra invece l'influenza delle deformazioni di compressione, e quindi negative, prodotte dalle operazioni di piegatura sulla durezza dell'acciaio. Notiamo in questo caso un comportamento che ricalca, a meno del segno, quello del caso prima investigato in cui gli sforzi e le deformazioni erano positive, e quindi di trazione.

Anche la relazione tra durezza e sforzi di compressione e tra l'incremento della durezza e il decremento degli sforzi di compressione è del tutto simile, ancora una volta a meno del segno, al caso precedente.

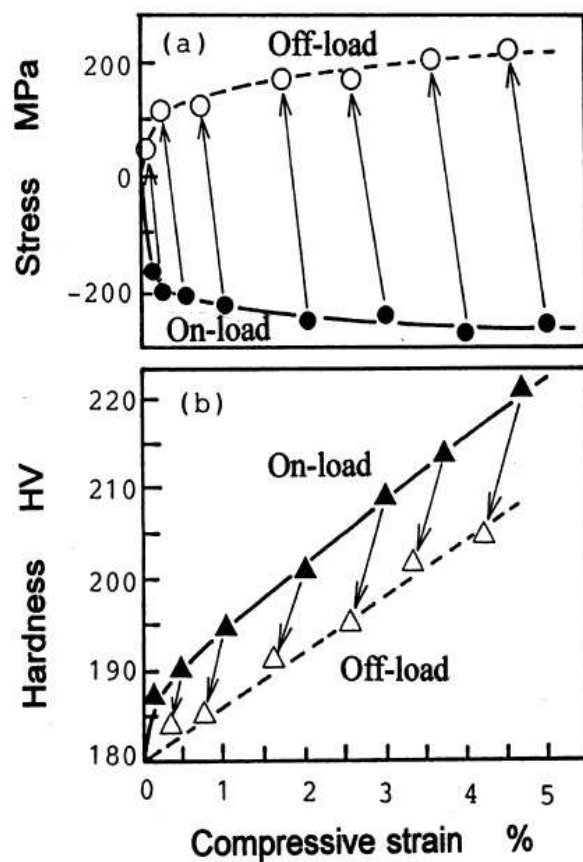


Figura 1.12 Sforzi di compressione e durezza in funzione della deformazione provocata dall'operazione di piegatura dell'acciaio [12]

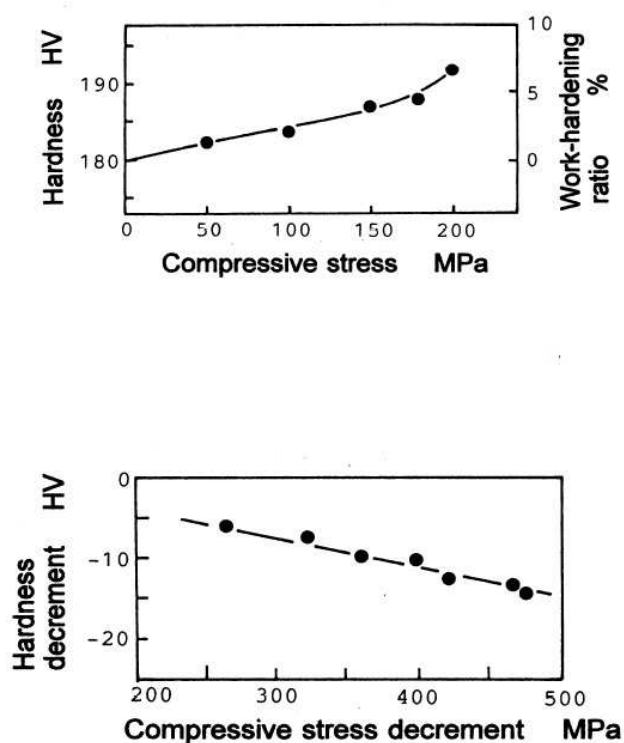


Figure 1.13 Relazione tra durezza e sforzi di compressione (a) e tra l'incremento della durezza e il decremento degli sforzi di compressione (b) [13]

I risultati più interessanti dello studio sono però quelli che coinvolgono la pallinatura, generando degli sforzi residui nel materiale. Si dimostra infatti che il decremento della durezza in funzione del decremento delle tensioni residue di compressione (generate dalla pallinatura) è del tutto simile a quello dovuto all'operazione meccanica di piegatura ed è riportato in Figura 1.13. Va comunque ricordato che tale andamento è influenzato dallo spessore del campione in esame e dai parametri utilizzati nella pallinatura.

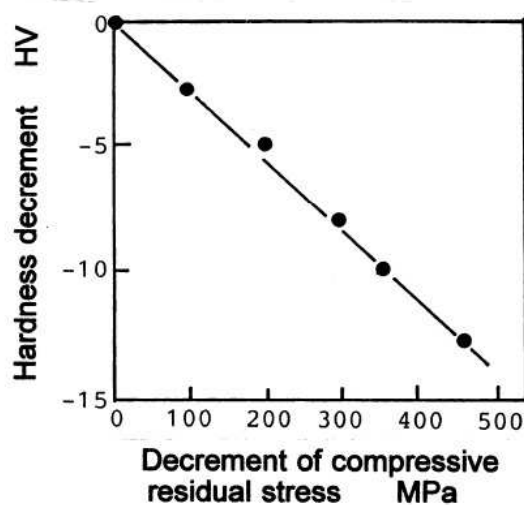


Figure 1.14 Relazione tra decremento della durezza e il decremento degli sforzi di compressione generati dalla pallinatura

L'influenza delle tensioni residue non è risentita solo dalle variazioni del modulo della durezza. Molto spesso anche la forma dell'impronta lasciata dal microdurometro ha una forma che è dipendente dagli stress superficiali. [13] Ad esempio nel caso in cui in superficie sia presente uno stato tensionale di trazione l'impronta sarà più ampia rispetto alla tipica forma romboidale. Ciò trova riscontro nella formula di calcolo della microdurezza Vickers: infatti essa è misurata come il rapporto tra il carico di prova e la proiezione dell'impronta lasciata dall'indentatore. E' pertanto evidente che aumentando la superficie, il numero HV caratterizzante la durezza in quel punto diminuirà più o meno considerevolmente.

Al contrario, se sulla superficie è presente uno stato tensionale di compressione, la forma dell'impronta tenderà a occupare una superficie minore. Di conseguenza, il valore di durezza sarà più alto.

Un'area di indentazione quasi perfettamente romboidale corrisponderà all'assenza di tensioni residue superficiali.

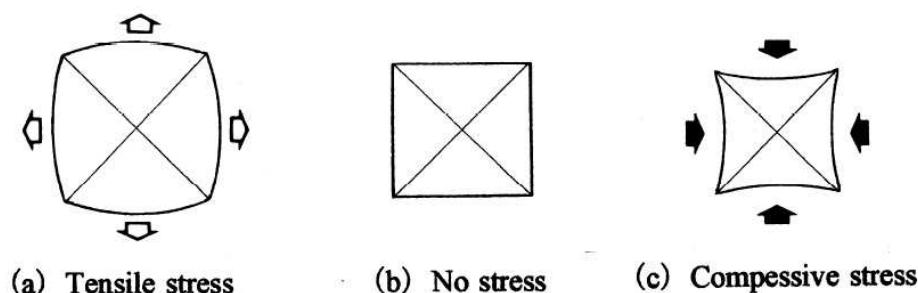


Figure 1.15 Forme dell'impronta lasciata dal microdurometro Vickers a seconda dello stato tensionale presente nella posizione di misura. [13]

1.6 Applicazione pratica dei tubi piegati: le caldaie murali

Le caldaie murali a gas al giorno d'oggi sono il componente principale dei sistemi di riscaldamento nella maggior parte degli edifici. Sono caratterizzate da una grande efficienza e sono sempre più affidabili e sicure con il passare degli anni e con l'avanzare del processo tecnologico. A maggior ragione negli ultimi anni, grazie alla attenzione sempre crescente verso l'ambiente e verso i temi di ecosostenibilità e verso l'ambito *green*. Ad esempio, le innovative caldaie a condensazione stanno prendendo sempre più piede e sono destinate a soppiantare definitivamente le caldaie tradizionali. Esse consentono di recuperare parte dell'energia sotto forma di calore dalla condensa dei fumi di scarico.

I modelli di caldaie più diffusi, a servizio degli appartamenti standard con dimensioni ordinarie, hanno potenze nominali di 24 kW, 28 kW e 32 kW e sono a camera stagna e a tiraggio forzato. Le caldaie destinate a utilizzare i tubi che saranno analizzati in questo lavoro hanno potenze di 24 e 28 kW.

La camera stagna definisce l'involucro che contiene la camera di combustione nella quale brucia il gas, con specifici rapporti stechiometrici con l'aria. Tale miscelamento ottimale è ottenuto grazie alla ventilazione forzata che contribuisce anche all'espulsione dei fumi prodotti.

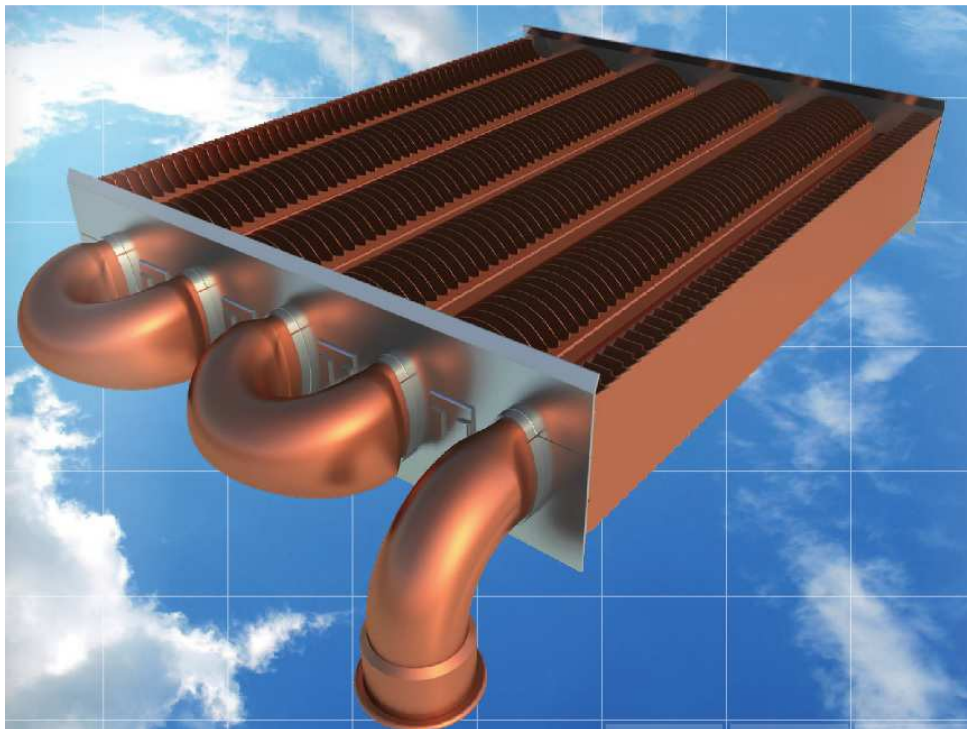


Figura 1.16 Rappresentazione 3D dello scambiatore alettato in cui i tubi piegati di alluminio trovano applicazione. [14]

1.6.1 Struttura di una caldaia murale

In ogni caldaia è possibile distinguere due tipi di circuiti separati: il circuito idraulico ed il circuito gas. Le dimensioni di una caldaia sono, generalmente, di circa 80 cm di altezza, circa 40 cm di larghezza e 20 cm profondità. Tra gli altri componenti comuni a tutte le caldaie vi sono il pannello dei comandi e la scheda elettronica.

Compatibilmente con i circuiti descritti e per realizzare le connessioni con gli impianti di riscaldamento e acqua calda sanitaria, nella parte inferiore di una caldaia è possibile distinguere un attacco per l'alimentazione gas, un'uscita per l'acqua calda sanitaria, un'entrata per l'acqua fredda, un'uscita corrispondente con la mandata dell'impianto di riscaldamento ed un ritorno dello stesso impianto.

Gli attacchi hanno misure standard, per il gas e l'impianto di riscaldamento sono di 3/4" mentre sono di 1/2" per l'acqua sanitaria, infine, è naturalmente presente un cavo per l'alimentazione elettrica della scheda di controllo della caldaia.

Il circuito idraulico nella caldaia può essere visto come un unico circuito che lavora in maniera esclusiva per il riscaldamento o per la produzione di acqua calda sanitaria. Esso è suddiviso in due sottocircuiti: quello di riscaldamento collegato allo scambiatore termico in camera di combustione, che è detto scambiatore primario, e quello per la produzione di acqua calda sanitaria, che è collegato ad uno scambiatore secondario, il quale scambia energia termica tra il primario e l'acqua fredda proveniente dalla rete idrica.

Lo scambiatore primario è quello in cui i tubi piegati di alluminio che saranno oggetto del nostro lavoro trovano applicazione. La scelta dell'alluminio come materiale costituente è giustificata dall'elevato coefficiente di scambio termico.

1.6.2 Funzionamento di una caldaia murale

I due sottocircuiti idrici (per il riscaldamento e per le utenze sanitarie) sono separati da una valvola controllata dalla scheda della caldaia, in modo tale che lavori solo uno dei circuiti alla volta.

Sul sottocircuito di riscaldamento è presente un gruppo circolatore che mette in moto l'acqua nell'impianto e che nelle caldaie più evolute è ad inverter, ovvero è in grado di modulare i giri e quindi i consumi di energia elettrica in funzione della richiesta di energia termica dall'utenza.

Una valvola di sicurezza, generalmente tarata a 3 bar, ed un pressostato sono i dispositivi che inibiscono il funzionamento del circolatore, e quindi della caldaia, qualora la pressione sul circuito di riscaldamento raggiunga valori eccessivi rispetto a quelli di normale funzionamento. La circolazione dell'acqua nell'impianto è preliminare all'avvio della combustione.

In maniera analoga, sul circuito sanitario è presente un flussostato che inibisce l'accensione della caldaia se non rileva il flusso dell'acqua all'interno di essa. Ciò è necessario per evitare che si raggiungano temperature pericolosamente alte.

La capacità dei circolatori di mettere in movimento una certa quantità di acqua, vincendo con la pressione le resistenze offerte dall'impianto, è espressa dalla curva portata - prevalenza fornita dal costruttore.

L'attivazione della modalità di riscaldamento per una caldaia avviene a seguito di un segnale che giunge alla scheda di controllo e che può essere generato da un termostato ambiente, da un sensore o da un dispositivo di controllo o di regolazione che può agire anche in remoto. La temperatura dell'acqua per il riscaldamento può variare, generalmente, in un range tra 30°C e 85°C.

Successivamente alla richiesta di riscaldamento viene alimentato il gruppo circolatore ed attivato. Ciò accade dopo che la scheda ha ricevuto i segnali del suo corretto funzionamento. Dopo pochi secondi viene attivata la ventilazione e prodotta la combustione. Infine, osserviamo che queste due ultime operazioni, in caso di richiesta di acqua calda sanitaria, vengono effettuate solo dopo che la scheda ha rilevato dal flussostato la circolazione di acqua e la valvola ha disabilitato il circuito di riscaldamento.

Capitolo 2

Prove sperimentali

In questo capitolo saranno riportate le letture delle misure di microdurezza e delle tensioni residue sui tubi in esame. Saranno successivamente analizzati i dati ricavati e verrà ricercata e analizzata una relazione tra le grandezze di durezza e tensioni residue.

Preliminarmente si descriverà il piano sperimentale utilizzato, il materiale costituente i tubi degli scambiatori di calore utilizzato e le sue caratteristiche meccaniche e termiche.

2.1 Apparato sperimentale

Tutte le prove sperimentali sono state svolte dal Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano presso i Laboratori Didattici CLASD.

2.1.1 Caratterizzazione del materiale

Il materiale delle spirali è alluminio della serie 3000 (lega 3003). Alcune delle spirali analizzate sono state ricotte, altre sono rimaste crude.

La lega di alluminio 3003 è una lega commerciale a media resistenza meccanica. E' una lega di alluminio puro con aggiunta di manganese.

E' caratterizzata da un'ottima resistenza alla corrosione atmosferica e una saldabilità molto buona. Quest'ultima caratteristica è particolarmente interessante nel caso dell'alluminio, poiché la grande riflettività tipica del materiale rende molto delicate le operazioni di saldatura, che devono essere effettuate con parametri di processo all'interno di range molto stretti e precisi.

La lega Al 3003 presenta inoltre una buona formabilità a freddo. (Le lavorazioni a freddo causano un notevole incrudimento). Conserva delle buone caratteristiche meccaniche anche a temperature più elevate rispetto ad altre serie di alluminio (ad esempio delle leghe serie 1000).

Di seguito è riportata la composizione chimica della lega:

Tabella 2.1 Composizione chimica lega Al 3003

Chemical composition: Al 3003

Element	% present
Al	Rem
Mn	1.10 - 1.50
Cu	0.05 - 0.20
Mg	0.0 - 0.05
Si	0.0 - 0.60
Fe	0.0 - 0.70
Zn	0.0 - 0.10
Others	0.0 - 0.15

Applicazioni tipiche per l'Al 3003 sono:

- Edilizia: coperture, soffitti acustici, lamiere ondulate
- Industria chimica e alimentare: cisterne, tubi
- Dispositivi di riscaldamento e raffreddamento: scambiatori di calore, evaporatori, radiatori
- Elettrodomestici: moduli e attrezzi per la cucina
- Tubing & piping
- Packaging

Le caratteristiche meccaniche del materiale sono state valutate a partire dalle spirali in esame. Da esse sono stati ricavati dei provini e sono state effettuate delle prove di trazione per ricavare le caratteristiche del materiale. Ciò è stato fatto sia per il materiale crudo che per quello ricotto.

Le prove di trazione sono state effettuate dal Politecnico di Milano in accordo alla norma ASTM E8M. Il disegno dei provini è mostrato in figura 2.1. [15]

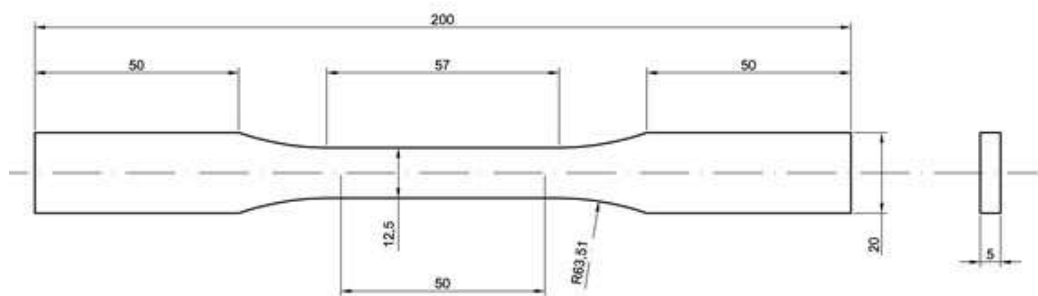


Figura 2.1 Disegno dei provini, in accordo con la norma ASTM E8M

Le prove sono state eseguite con una macchina MTS Alliance RF 150 kN elettromeccanica, in controllo di spostamento e con un estensometro MTS 634.25F-54, con base di misura 50mm.

Durante la prova, l'estensometro è rimosso dopo un allungamento pari a 1 mm.

Sono state fatte prove sia per il materiale crudo che per il materiale ricotto. Da ciascuna spirale (cruda e ricotta) sono stati ricavati quattro provini, denominati C1, C2, C3, C4, R1, R2, R3, R4 rispettivamente per il materiale crudo e quello ricotto. In figura 2.2 è riportato a titolo di esempio la curva sforzo-deformazione per il provino C1 (materiale crudo).

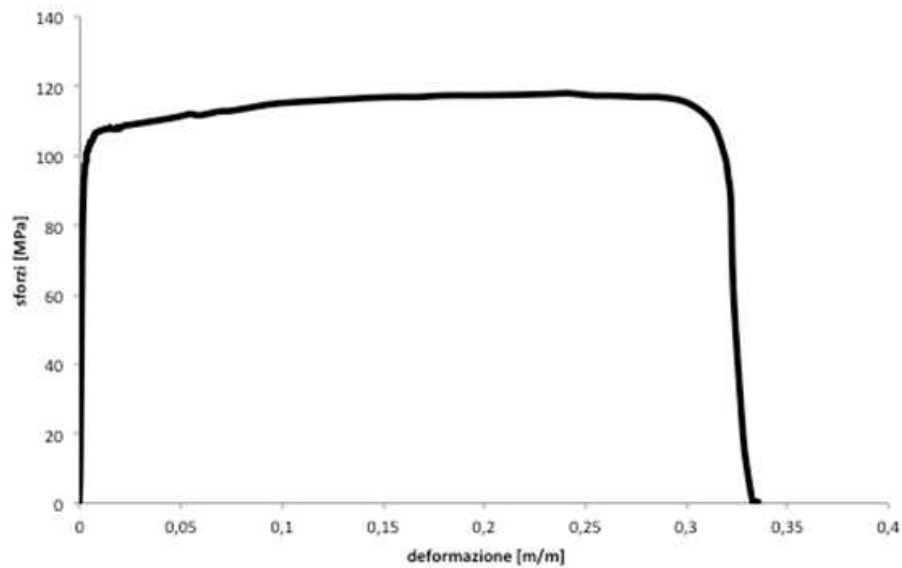


Figura 2.2 Curva sforzi – deformazione ricavata per il provino C1

Effettuate tutte le prove, sono stati estrapolati i valori medi delle grandezze meccaniche di interesse. Sono riportate in tabella 2.2.

Tabella 2.2 Risultati delle prove di trazione

	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_s [%]	E [MPa]
Materiale crudo	101 ± 0.7	119 ± 0.7	35 ± 1.2	72660 ± 2075
Materiale ricotto	66 ± 2.7	114 ± 3.2	34 ± 1.7	67777 ± 2980

A una prima analisi è evidente che il trattamento termico di ricottura influisce particolarmente sul carico di snervamento del materiale. Infatti, a seguito della ricottura si verifica una riduzione del 34% del limite di snervamento. Di contro, la riduzione del carico di rottura del materiale è ben più limitata, attestandosi al 4%.

Anche l'allungamento percentuale a rottura resta praticamente invariato, mentre il modulo di Young, come era prevedibile, si abbassa leggermente (riduzione del 6%).

Analizzando gli scarti di misura, notiamo che sono molto bassi per tutti i parametri considerati. Possiamo pertanto concludere che le prove di trazione hanno dato misure ripetibili e sono da considerare molto accurate.

2.1.2 Sezioni e forma delle spirali

Le spirali in alluminio hanno forma e sezione variabile. Esse variano in base al tipo di materiale (crudo o ricotto). Inoltre la sezione non è costante lungo l'asse del tubo ma assume forme diverse per il tratto dritto e quello curvo. Tali differenze nella sezione sono da ricercare nel particolare ciclo tecnologico delle spirali.

In particolare, la sezione nel tratto dritto dei tubi assume una caratteristica forma a osso di cane (probabilmente dovuta alle operazioni in sequenza di piegamento e schiacciamento a freddo). Invece, durante i tratti di curvi delle spirali, la sezione varia e assume una forma ovale, quasi circolare.

La parte dritta delle spirali ha una lunghezza differente a seconda del materiale: Per i tubi crudi la lunghezza è di 270 mm. Nel caso dei tubi ricotti, invece, la stessa parte è leggermente più corta e ha una lunghezza lungo l'asse di 233 mm.

Lo spessore dei tubi è pressochè costante e si attesta attorno ai 2 mm.

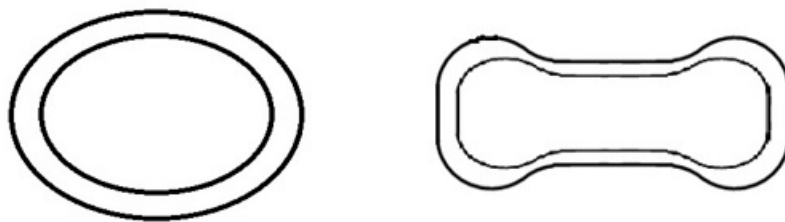


Figure 2.3 Sezioni dei tubi nella parte curva (a) e nella parte dritta (b)

2.2 Misure di microdurezza

Sono state effettuate misure di microdurezza Vickers sulle spirali in alluminio per scambiatori di calore per caldaie murali. Tali spirali sono state dapprima tagliate in opportune posizioni al fine di ottenere provini di dimensioni minori. In questo modo si sono semplificate le operazioni di afferraggio dei tubi da parte della macchina, nonché le misurazioni stesse. Le sezioni in cui i tubi sono stati tagliati sono state scelte con molta cura, al fine di rendere possibili le misure di durezza nei punti desiderati (saranno descritti in seguito le sezioni e i punti di interesse). Dopo il taglio delle spirali, i provini sono stati numerati e classificati.

2.2.1 Strumentazione e parametri di processo

La macchina utilizzata per le prove di microdurezza Vickers è il microdurometro VMHT 30. Esso consente di effettuare misure di microdurezza con valori della forza di prova che variano in un range compreso da 1 gf fino a 2000 gf. Essa deve essere scelta in base al tipo di materiale in esame.

Nel nostro caso, utilizzando come materiale delle leghe di alluminio, si è scelta una forza di prova di 50 gf. La durata dell'applicazione della forza viene stabilita dalla macchina stessa una volta impostato e scelto il carico di prova. La macchina ha impostato il tempo di prova di 10s.



Figura 2.4 Microdurometro utilizzato per le misurazioni sperimentali

Nel prosieguo del lavoro, si useranno i termini *durezza* o *microdurezza* indistintamente, indicando in entrambi i casi le misure effettuate con il procedimento e la strumentazione appena descritte.

La normativa di riferimento è la ISO 6507-1:2005. [16] Essa stabilisce la procedura e gli accorgimenti necessari al fine di ottenere delle misurazioni accurate. Descriviamo ora il principio su cui esse si basano: un penetratore di diamante, nella forma di una piramide dritta a base quadrata e con un angolo specificato tra facce opposte al vertice, è forzato sulla superficie di un pezzo di prova. Poi si effettua la misurazione delle diagonali di indentazione dopo la rimozione della forza di prova, F . La durezza Vickers è proporzionale al quoziente ottenuto dividendo la forza di prova per l'area di indentazione.

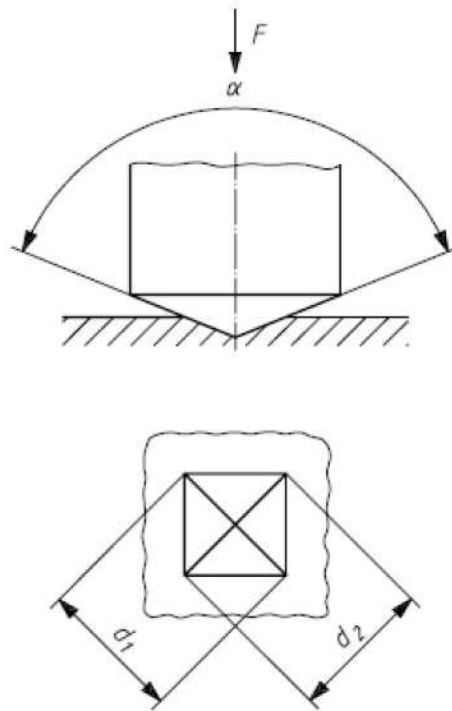


Figura 2.5 Schema semplificato della prova di durezza Vickers

Nella figura 2.2 è mostrato uno schema della prova di microdurezza Vickers. L'angolo α del penetratore è di 136° . L'area della superficie di indentazione viene misurata a partire dalle diagonali d_1 e d_2 .

Inoltre la normativa stabilisce i range in cui si devono attestare il tempo della prima applicazione della forza e il tempo massimo della prova.

Le prove, come da normativa, sono state effettuate a temperatura ambiente. E' importante che le prove siano effettuate su superfici lisce e uniformi, prive di scaglie di ossido, in assenza di lubrificanti. Per un'accuratezza maggiore delle prove è consigliabile avere una buona finitura della superficie.

I provini in esame non sono stati sottoposti a operazioni preliminari per migliorarne la finitura o la pulizia della superficie; nonostante ciò si ritiene che le misure non siano state influenzate dalle imperfezioni del materiale. Infatti

esse hanno mostrato una buona ripetibilità, in tutte le sezioni su cui sono state effettuate.

2.2.2 Risultati delle misure di microdurezza

Si è scelto di effettuare le misure di durezza in diversi punti lungo i tubi. Ciò è stato fatto al fine di evitare che la posizione di misura fosse un fattore di disturbo nella lettura dei dati ma soprattutto perché si potesse mettere in relazione più facilmente la durezza con le tensioni residue presenti nel materiale dopo il ciclo di lavorazione dello stesso. Infatti, in punti diversi del tubo saranno presenti stati tensionali diversi e in particolare è lecito attendersi delle tensioni residue maggiori in valore assoluto nei tratti curvi delle spirali. Proprio in tali punti, infatti, le deformazioni plastiche toccano il loro massimo.

Le misure di microdurezza Vickers sono state effettuate in quattro punti diversi dei tubi. Essi sono schematizzati nella figura 2.6.

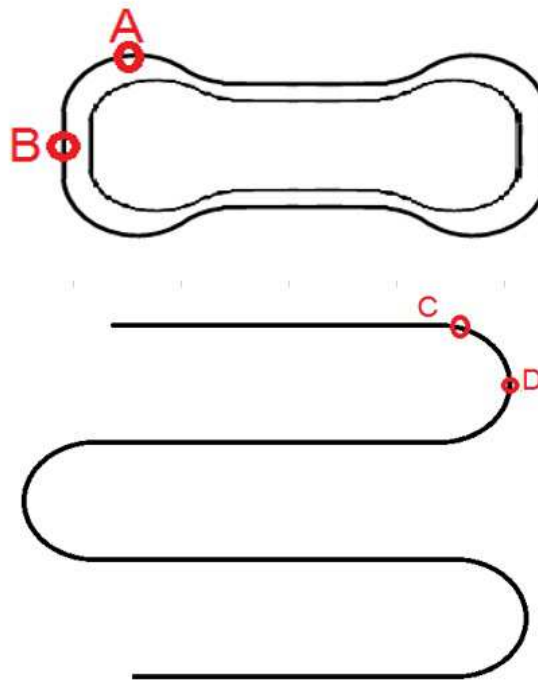


Figura 2.6 Sezione del tubo nel tratto dritto e schematizzazione dell'asse della spirale. In rosso sono evidenziati i punti in cui sono state effettuate le misure di durezza

Sul tratto di tubo dritto, appositamente tagliato, sono state effettuate misure sulla spalla (punto A) e sul dorso della sezione (punto B). Come da normativa, sono stati scelti dei punti che non presentavano un'evidente curvatura superficiale. Infatti, la normativa prevede che si effettuino misure solo su superfici piane, [16] altrimenti occorre applicare alcuni metodi correttivi.

Nel tratto curvo delle spirali, invece, sono state effettuate misure nei punti in cui il tubo inizia a curvare (punto C) e nel tratto centrale della curva (punto D). Anche in questo caso i provini sono stati accuratamente tagliati e classificati per ciascun tubo (crudo o ricotto) in modo da facilitare l'afferraggio e le procedure di misura.

Sono state effettuate cinque misure di microdurezza per ciascuna delle posizioni scelte (punti A,B,C,D), eccetto che per il punto A e per il punto B dei tubi CRUDO e RICOTTO1 (vedi seguito), per i quali sono state effettuate quattro misurazioni. Ciò è stato fatto per ciascun tubo. Si avevano a disposizione tre tubi, di cui uno crudo e due in materiale ricotto. Nel seguito essi saranno chiamati per semplicità CRUDO, RICOTTO1 e RICOTTO2.

Si riportano di seguito (Tabella 2.3) i risultati delle misurazioni di durezza Vickers effettuate.

Tabella 2.3 Misure di durezza Vickers per il provino CRUDO

CRUDO

	misura 1	misura 2	misura 3	misura 4	misura 5
Posizione A	34,7	33,4	36,7	34,2	-
Posizione B	48,2	49,1	47,8	49,3	-
Posizione C	54,5	50,1	51,4	53,4	56,7
Posizione D	52,1	65,5	50,4	63,4	50,7

Tabella 2.4 Misure di durezza Vickers per il provino RICOTTO1

RICOTTO1					
	misura 1	misura 2	misura 3	misura 4	misura 5
Posizione A	37,2	34,7	35,3	37,1	-
Posizione B	41,8	47,6	40,1	39,9	-
Posizione C	34	39,6	36	35,5	42,3
Posizione D	36,8	37,9	42,4	32	41,5

Tabella 2.5 Misure di durezza Vickers per il provino RICOTTO2

RICOTTO2					
	misura 1	misura 2	misura 3	misura 4	misura 5
Posizione A	38,7	36,5	35,3	37,9	30,3
Posizione B	41	41,7	40,1	41,1	33,3
Posizione C	45,3	45,4	42,1	34,8	32,2
Posizione D	39,9	42	48,9	48,9	35,3

Nella tabella 2.6 riportiamo le medie delle durezza per ciascun provino e per ciascuna posizione.

Tabella 2.6 Durezze medie Vickers per ciascun provino

DUREZZE MEDIE

	CRUDO	RICOTTO1	RICOTTO2
posizione A	34,8	36,1	35,7
posizione B	48,6	42,4	39,4
posizione C	53,2	37,5	40
posizione D	56,4	38,1	43

In Figura 2.7 e 2.8, infine, riportiamo in un unico grafico le medie delle durezze per ciascun provino in modo da rendere più facile un'analisi comparativa. In figura 2.8, inoltre, si riporta anche la deviazione standard per ciascuna serie di misurazioni.

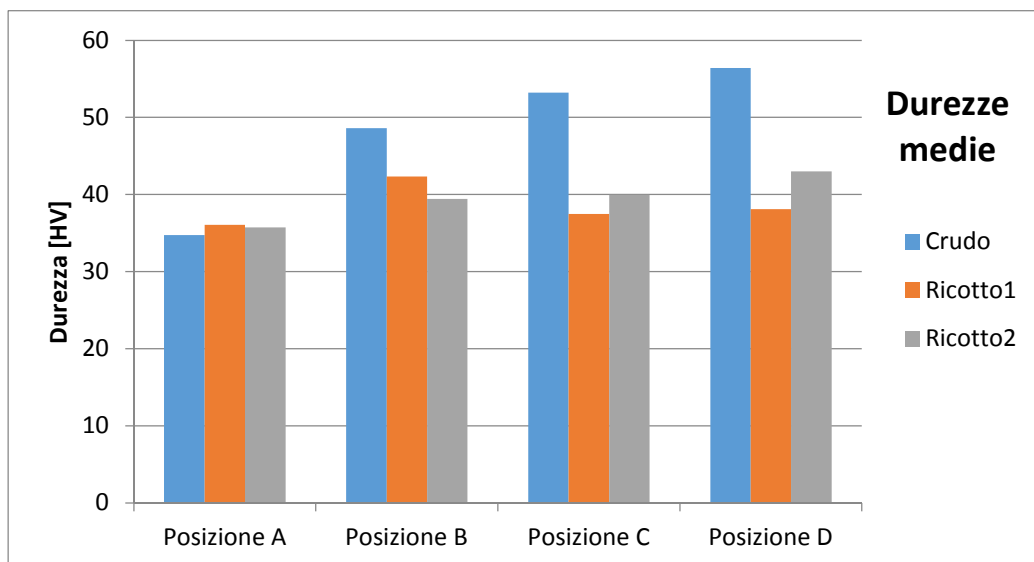


Figura 2.7

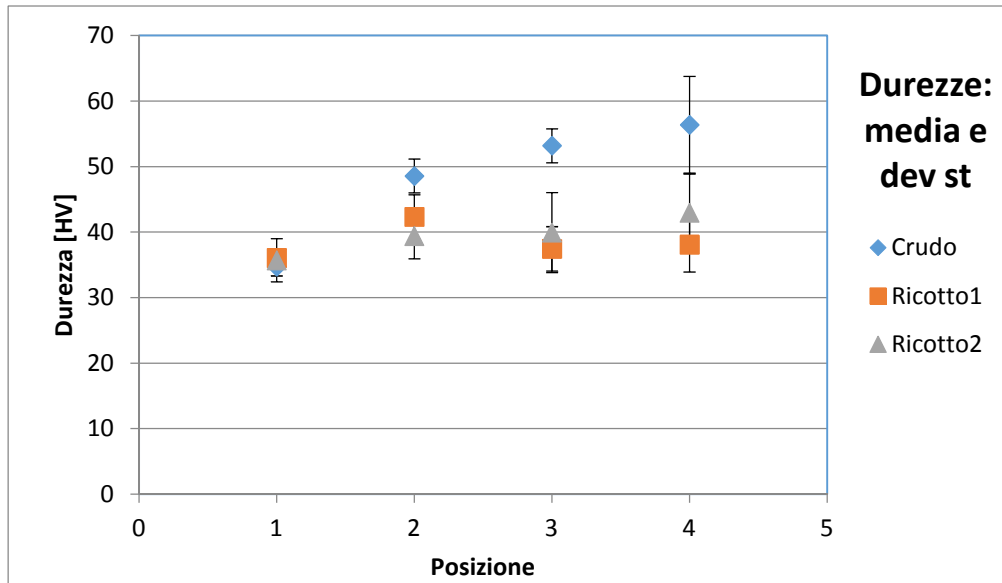


Figura 2.8 Media e deviazione standard della durezza nelle posizioni A, B, C,D

Possiamo già effettuare una prima analisi grafica dei dati ricavati. Notiamo che il trattamento di ricottura ha un forte effetto sulla durezza del materiale. Infatti nel caso delle leghe ricotte (RICOTTO1 e RICOTTO2) i valori di durezza si attestano su valori simili per ogni posizione di misura. Non si notano quindi variazioni di interesse della durezza come invece accade nel caso del materiale crudo. Infatti, i valori di durezza della lega CRUDO sono molto diversi; in particolare toccano un massimo nella posizione D in cui la media della durezza Vickers risulta essere 56,4. Valore di gran lunga maggiore, ad esempio, della posizione A in cui esso si attesta a 34,8 (addirittura più basso dei campioni ricotti). I valori nelle posizioni A e D del campione RICOTTO1, ad esempio, sono confrontabili (36,1 e 38,1).

Inoltre, i valori di microdurezza nei tubi ricotti sono considerevolmente più bassi rispetto a quelli del tubo crudo. L'abbassamento della durezza a seguito di

un trattamento termico di ricottura è un fenomeno ampiamente studiato in letteratura su vari materiali. Uno studio sugli acciai è stato condotto da Vijayalakshmia, Muthupandib e Jayachitrac [17]; più nel dettaglio, l'effetto dei trattamenti termici sull'alluminio è stato trattato da Cerri e Leo nel 2012 [18]. Entrambi gli studi dimostrano che trattamenti termici e in particolare la ricottura hanno l'effetto di rilassare le tensioni e di abbassare la durezza dei materiali.

Analizzando più in dettaglio le misurazioni del tubo CRUDO, è semplice notare che i valori più alti di microdurezza sono in corrispondenza delle posizioni C e D, ovvero nel tratto curvo della spirale. Di poco inferiore è la durezza nella posizione B, misurata sul dorso del provino dritto (tratto caratterizzato da un elevato raggio di curvatura). A fronte di queste osservazioni potremmo quindi ipotizzare che le lavorazioni meccaniche a freddo che hanno portato alla curvatura del materiale possano avere inciso notevolmente sulla durezza.

La posizione A, invece, è caratterizzata da valori di microdurezza simili per tutti e tre i campioni. Concludiamo quindi che la differenza di materiale (crudo o ricotto) non modifichi le misurazioni della durezza sulla spalla (posizione A) della parte diritta del tubo.

2.3 Misure di tensioni residue

Sono state poi effettuate delle misure delle tensioni residue al diffrattometro sugli stessi campioni delle spirali su cui erano state fatte le misure di microdurezza. I punti in cui è stato investigato lo stato tensionale del materiale sono gli stessi su cui erano stati estratti i valori di durezza a eccezione della posizione B (dorso della parte diritta del tubo). Si è scelto di non effettuare tali misure ipotizzando che esse non sarebbero state di particolare interesse. Pertanto si è ricavato il valore delle tensioni residue nelle posizioni A, B e D. Ciò è stato fatto sulla superficie esterna del materiale per ciascuno dei tubi CRUDO, RICOTTO1 e RICOTTO2. In aggiunta a tali misurazioni si è provveduto a eseguire un attacco acido sui campioni dei tubi. In tal modo si è potuto misurare gli stress residui non solo in superficie ma anche in profondità. Ciò è stato fatto nelle posizioni A e D.

In definitiva sono state effettuate dodici misure tensionali (quattro per ciascun campione) al diffrattometro. Per ogni misura si è potuto leggere in output:

- Le tensioni (di trazione o compressione) lungo tre direzioni (0° , 45° e 90°) con i rispettivi scarti.
- L' FWHM lungo le tre dimensioni prima citate con i rispettivi scarti.
- Gli sforzi principali σ_1 e σ_2 e i rispettivi scarti.
- L'angolo ϕ e il rispettivo scarto.

2.3.1 Strumentazione e parametri di processo

La macchina utilizzata per effettuare le misure delle tensioni residue è il diffrattometro XStress 3000 G3. Il dispositivo è basato sulla legge di Bragg (cfr. Capitolo 1). Tale tecnica è ideale per gli acciai ferritici ma è applicabile a tutti i materiali cristallini, come l'alluminio nel nostro caso, e anche ai materiali ceramici.

Xstress 3000 G3 si compone dell'unità centrale X3000, del goniometro G3 e di un software versatile e di semplice utilizzo che aiuta a gestire la strumentazione e a maneggiare i dati. Tale software è XTronic 0.22 r 1969 – 2010, installabile su un comune PC, essendo compatibile con Microsoft Windows. Xstress 3000 ha tra i suoi vantaggi l'estrema semplicità di utilizzo, e l'uso di microprocessori incorporati che consente un'installazione immediata, grazie alla presenza di un unico cavo.

L'unità centrale si compone di:

- Un alimentatore
- Controlli elettronici
- Generatore ad alto voltaggio
- Sistema di raffreddamento contenente liquido refrigerante
- Dispositivi di sicurezza

Essa ha una potenza di input di 90 - 240 Volt, 50 – 60 Hz. E' un'unità compatta e trasportabile e può essere utilizzata in laboratorio o in fabbrica.



Figura 2.9 Unità centrale X3000 del diffrattometro

Il goniometro G3 è uno strumento di grande precisione. L'angolo caratteristico 2θ è modificabile istantaneamente. Alcuni servomotori controllati dal PC consentono la movimentazione nelle direzioni consentite. Sono inoltre possibili rotazioni aggiuntive opzionali e delle oscillazioni (tilt) positive e negative degli angoli, che consentono di aumentare la precisione delle misurazioni.

Inoltre il goniometro consente un aggiustamento automatico della distanza tra esso e il punto di misura e può operare in qualsiasi posizione, risultando quindi uno strumento molto flessibile.

Il software XTronic è compatibile con Windows e rappresenta l'interfaccia utente per controllare la macchina e gestire le analisi numeriche. E' un software di semplice utilizzo e contiene diverse librerie di parametri dei materiali e consente la misurazione delle tensioni grazie a misure effettuate sul diagramma $d - \sin^2\Psi$.

Descriviamo di seguito i parametri di processo utilizzati e la procedura seguita nell'effettuare le misure. I parametri sono stati scelti in modo che i picchi del segnale non risultassero troppo stretti, in modo da raggiungere un buon compromesso tra accuratezza della misura e tempo di prova.

Il tubo a raggi X utilizzato è un tubo di lavoro al cromo. Tubi di questo tipo, infatti, sono indicati per acciai ferritici, nickel, inconel e, come nel nostro caso, alluminio.

E' stato scelto poi un collimatore da 2 mm di diametro. Il collimatore è un dispositivo che consente di raddrizzare il fascio di raggi provenienti dalla sorgente e di focalizzarli in uno spot più o meno ampio. Era a disposizione una serie di collimatori da 1,2,3,4 o 5 mm.

La scelta deve essere fatta in funzione della superficie del campione da analizzare; l'area coperta dalla punta di quest'ultimo deve essere uguale alla dimensione dell'effettivo spot (area di misura). L'area di misura deve essere piana e perpendicolare alla direzione incidente del fascio. Nel nostro caso, i provini in esame hanno una superficie cilindrica, anziché piana. Pertanto si deve tenere conto della curvatura effettiva del campione e non è raccomandabile utilizzare un collimatore con diametro troppo elevato.

Prima di effettuare le misura è necessario effettuare la procedura di calibrazione. Essa va effettuata ogni volta che:

- Il tubo è stato cambiato
- Il collimatore è stato cambiato
- I rilevatori sono stati spostati per l'analisi di campioni costituiti da materiale diverso dalle analisi precedenti
- Dopo lo spostamento del diffrattometro in un ambiente diverso
- All'inizio di ogni giorno di utilizzo del diffrattometro

Lo scopo della calibrazione è quello di determinare la distanza tra la punta del collimatore e la superficie del campione che produce un valore di tensione prossimo allo zero su un campione di polveri scariche con una certa tolleranza che dipende dall'angolo 2θ . La polvere deve essere ovviamente del materiale che poi verrà utilizzato nelle prove sperimentali.

Deve essere stabilito il tempo di esposizione (*exposure time*). E' il tempo al quale il campione viene esposto ai raggi X ad ogni inclinazione di esposizione. Oltre i 20 secondi, il tempo di esposizione è distribuito in intervalli da 20 secondi ciascuno, al fine di ridurre l'effetto della deriva termica possibile nei rilevatori durante l'esposizione. Alla fine di ogni intervallo, quindi, l'espositore viene raffreddato prima di riprendere la misurazione.

Il tempo di esposizione dipende dal materiale e dal diametro del collimatore. L'altezza dell'intensità del picco deve essere di almeno 2 -3 volte più alta del rumore di fondo. Il tempo di esposizione è inversamente proporzionale al quadrato del diametro del collimatore. (un collimatore da 1 mm richiede un

tempo di esposizione 25 volte superiore ad un collimatore con diametro da 5 mm).

Nel nostro caso si è scelto un tempo di esposizione di 30 s. Come spiegato in precedenza, quindi, i provini saranno esposti ai raggi X per 20 s, ai quali seguirà un tempo di raffreddamento di 10 s.

Altri parametri di processo che devono essere impostati sono il numero di inclinazioni (*n° of tilts*) e gli angoli. Il numero di inclinazioni specifica il numero di inclinazioni angolari positive e negative, mentre gli angoli sono i massimi angoli misurabili per inclinazioni positive e negative.

Infine, deve essere scelto il numero di rotazioni tramite il comando da software “Rotation Enable”. Generalmente si usa un numero di rotazioni pari a 3 con un angolo di rotazione pari a 90°. Tale scelta è stata preferita anche nel nostro caso di lavoro. In questo modo le misure vengono effettuate a 0°, a 45° e a 90° ed è possibile avere la misura delle tensioni principali σ_{\max} e σ_{\min} e dell’angolo ϕ .

Anche per le rotazioni sopra descritte è possibile incrementarne la precisione grazie al comando “Rotation Oscillation”. Queste oscillazioni aggiuntive delle rotazioni sono utili soprattutto quando si hanno grani molto grossi e nel caso di materiali con orientamento preferenziale.

Affinchè la procedura di misura risulti accurata, la superficie del campione deve essere il più possibile pulita e non ossidata. La procedura a monte di taglio e la preparazione dei campioni CRUDO, RICOTTO1 e RICOTTO2 sono state effettuate tenendo conto di ciò.

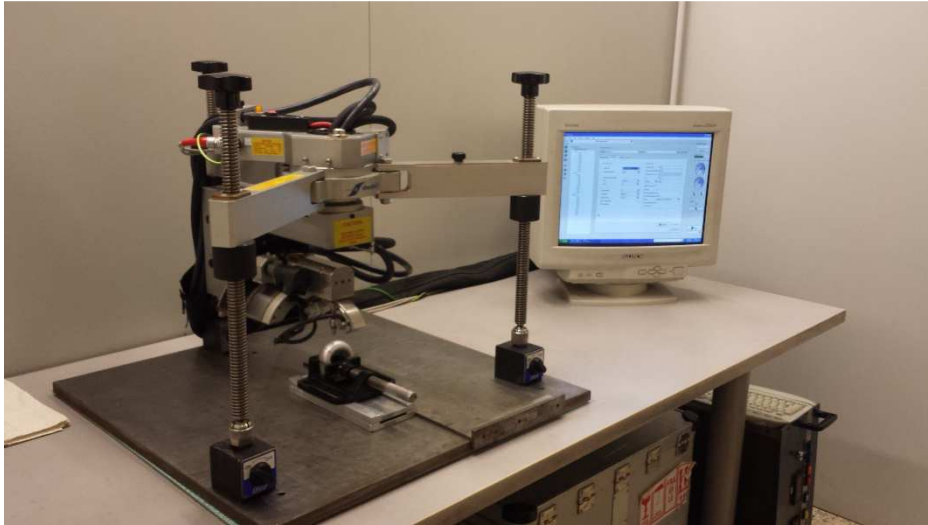


Figura 2.10 Piano di lavoro utilizzato

E' stata effettuata una *stress analysis*. Tutto ciò è stato fatto dal PC grazie all'utilizzo dell'apposito software. Successivamente sono stati scelti i parametri di misura, secondo le indicazioni sopra descritte, e il materiale (alluminio) per cui è stata effettuata la calibrazione, secondo le procedure stabilite.

Per l'alluminio, si è scelto il modulo di Young pari a 70600 MPa e il coefficiente di Poisson di 0,345.

Il metodo di misura utilizzato è stato il metodo classico Ψ . In alternativa è possibile effettuare le misure anche con il metodo Ω . Quest' ultimo (non descritto in questo lavoro) è utile in alcuni casi in cui il metodo classico non si può utilizzare (ad esempio la misura di una ruota dentata in direzione assiale).

Per effettuare la misura vera e propria, va posto il campione al di sotto del goniometro e va posizionato il punto di misura esattamente sotto il collimatore utilizzando i tasti di movimentazione (ancora una volta ciò si può fare tramite il software). Una volta inseriti i parametri di misura e tenendo presente che tubo e ultima calibrazione devono essere compatibili con il campione che si deve misurare allora tutte le procedure preliminari possono dirsi completate.

A questo punto viene acceso il tubo. E' necessario che si raggiunga una tensione di stand-by di almeno 20 kV. Solo quando essa viene raggiunta si può procedere con lo start della misura.

Quando la fase di misura inizia, il goniometro ricerca la posizione di zero. Quindi si muove verso il basso, tocca il campione, risale della distanza acquisita nell'ultima taratura. Successivamente la tensione e la corrente salgono ai valori di lavoro (30 kV, 6,7 mA), si apre lo shutter e inizia la fase di misura vera e propria. Essa prosegue fino a quando tutte le posizioni di misura assegnate non vengono esaurite. Una volta che esse sono state completate, si apre una finestra apposita del software dedicato, in cui compaiono, oltre all'immagine dei picchi acquisiti, altri parametri tra cui il valore dello stress in MPa e il FWHM. Quindi, a fine misura abbiamo i risultati finali con i valori delle tensioni nelle diverse direzioni scelte (0° , 45° e 90°) e i valori delle tensioni principali σ_{\max} e σ_{\min} . Ciascuna di queste grandezze è accompagnata dal relativo scarto.

Nella successiva fase di analisi dei risultati ci si ricorderà che, nel caso uno o più punti siano discosti in modo elevato dagli altri, è possibile eliminarli e eventualmente poi ripristinarli.

2.3.2 Procedura di misura delle tensioni residue

Le misure di tensioni residue sono state effettuate nelle stesse posizioni evidenziate in Figura 2.6, sulle quali erano stati calcolati i valori di microdurezza. Solo la posizione B (dorso del tratto diritto del tubo) non è stata oggetto di misurazione delle tensioni residue, poiché essa è stata giudicata trascurabile e di scarso interesse. È stata effettuata un'unica misurazione per ciascuna posizione. Ciò è stato fatto per ognuno dei tre provini CRUDO, RICOTTO1 e RICOTTO2.

Come è stato spiegato nel Capitolo 1, le misure ai raggi X sono misure superficiali, poiché il fascio di raggi X è caratterizzato da una bassa penetrazione nei metalli e viene quasi totalmente assorbito nei primissimi strati superficiali.

I valori delle tensioni residue, quindi, sono stati calcolati in superficie nei punti A, C e D di ciascun campione. Successivamente si è provveduto a asportare lo strato superficiale per ciascuno dei tre campioni al fine di effettuare una misura in profondità, esclusivamente nella posizione D di ciascun campione. Ciò è stato fatto mediante un attacco chimico con un acido. La procedura seguita e lo specifico acido utilizzato saranno descritti nel paragrafo successivo. Si sono valutati gli stress residui ad una profondità di 0,2 mm.

In totale, quindi, sono state effettuate dodici misure al diffrattometro.

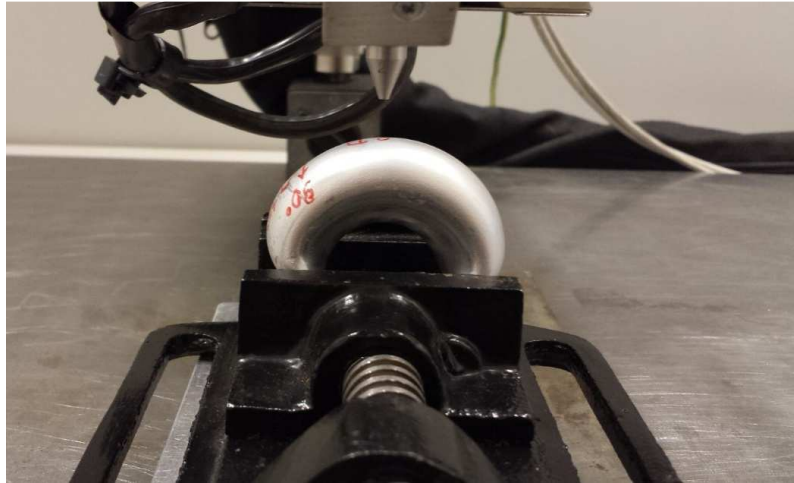


Figura 2.11 Particolare del campione RICOTTO2 mentre è posizionato sulla macchina per la misura di tensioni residue nella posizione D

2.3.3 Asportazione elettrochimica del materiale

Si è scelto di rimuovere uno strato superficiale di alluminio dello spessore di 0,2 mm per i tre provini CRUDO, RICOTTO1 e RICOTTO2. Ciò è stato fatto in corrispondenza della posizione D in ognuno dei tre campioni.

A tale scopo si è effettuata un'asportazione elettrochimica del materiale. Il principio fondamentale di questo processo di lavorazione è la polarizzazione del pezzo (anodo con carica positiva) e dell'utensile (catodo con carica negativa) servendosi di una fonte di corrente. La carica tra i due poli è trasportata per mezzo di una opportuna soluzione.

Descriviamo ora i parametri di processo utilizzati. Per tarare la curva di corrente si è utilizzata una tensione di 20 V, che ha prodotto una corrente di 0,85 A. Il tempo necessario per l'asportazione dello spessore si è attestato in un range tra i 15 e i 20 minuti.

La soluzione scelta per l'asportazione dell'alluminio è stata una soluzione della Struers denominata Electrolyte A2 [19]. Descriviamo di seguito la sua composizione chimica:

- 90 ml H₂O distillato
- 730 ml Etanolo
- 100 ml Butoxyetanolo
- 78 ml Acido perclorico

2.4 Analisi e discussione dei risultati sperimentali

In questo paragrafo saranno analizzate le misure effettuate di durezza e delle tensioni residue presenti nei campioni CRUDO, RICOTTO1 E RICOTTO2. Verrà ricercata una relazione tra esse, tenendo conto di tutti i fattori al contorno (ciclo tecnologico di lavorazione dei tubi, imperfezioni, incertezze di misura, ecc.).

Una prima importante osservazione da fare è quella sulla precisione delle lavorazioni meccaniche effettuate sulle spirali. Queste ultime infatti subiscono delle lavorazioni a freddo (quindi anche il fenomeno dell'incrudimento diventa importante e dovrebbe essere tenuto in considerazione) che inducono nel materiale degli sforzi molto elevati; anche il grano cristallino risente pesantemente della lavorazione.

Il primo aspetto citato comporta delle tensioni residue molto elevate: possiamo notarlo analizzando (come vedremo in seguito) gli sforzi residui soprattutto nel campione CRUDO. Essi raggiungono valori abbastanza prossimi allo sforzo di snervamento del materiale in questione. Sono pertanto molto elevati.

Per quanto riguarda il grano cristallino, se il materiale viene sottoposto a lavorazioni a freddo come laminazione o piegatura, è facile che la struttura cristallina cubica dell'alluminio perda la sua caratteristica distribuzione ordinata e ripetitiva, soprattutto se esse sono fatte con un numero di passaggi di laminazione non troppo elevato. Ovviamente la struttura cristallina deformata a

causa delle lavorazioni a freddo porta il materiale ad avere caratteristiche meccaniche inferiori rispetto a quelle che aveva in origine.

Nelle spirali in esame in questo lavoro tale aspetto è da tenere presente, poiché i tubi in questione sono destinati a caldaie murali di uso comune. Nella scelta e nella progettazione del loro ciclo tecnologico di produzione, quindi, non è trascurabile l'aspetto economico, anche vista la produzione ripetitiva in serie di tali componenti. Ovviamente un'attenzione economica al ciclo produttivo inficerà la qualità delle lavorazioni meccaniche a cui esse sono sottoposte.

Dovremo mettere in conto quindi, nell'analisi dei risultati, che alcune misure potrebbero dare risultati differenti a seconda del punto di misura considerato.

In questo paragrafo saranno inoltre trascurate le misure di durezza effettuate in corrispondenza della posizione B. Infatti, il punto B è ritenuto di scarso interesse e proprio per questo motivo non sono state effettuate le misure delle tensioni residue.

2.4.1 Influenza della posizione di misura sulla durezza

Analizziamo ora l'eventuale dipendenza tra la posizione di misura sui provini e la durezza del materiale. I valori di microdurezza nelle posizioni A, B, C e D dei campioni analizzati sono già stati presentati e mostrati nei grafici in Figura 2.7 e 2.8.

Notiamo come le posizioni C e D sono caratterizzate da durezze più elevate rispetto alla posizione A. Nonostante ciò, entrambi i campioni RICOTTO1 e RICOTTO2 mostrano una durezza di poco maggiore, mentre il campione CRUDO è caratterizzato da un valore di 53,2 HV per la posizione C e 56,4 HV per la posizione D. Rispetto alla posizione A vi è un incremento sostanziale di circa 20 unità Vickers.

Possiamo ipotizzare quindi che i trattamenti termici di ricottura che subiscono i due provini RICOTTO1 e RICOTTO2 abbiano un'influenza decisiva sulla durezza. Tale risultato era comunque prevedibile: è noto infatti in letteratura che con l'aumentare della temperatura del trattamento termico si ha un progressivo incremento della tenacità, dell'allungamento e della contrazione e, corrispondentemente, una diminuzione della durezza, della resistenza a trazione e dello snervamento. Tra i tanti lavori presenti in letteratura citiamo quello di

Jamaati e Toroghinejad [20] in cui si investiga sull'effetto dei trattamenti termici sulla durezza e su altre caratteristiche meccaniche di una lega di alluminio.

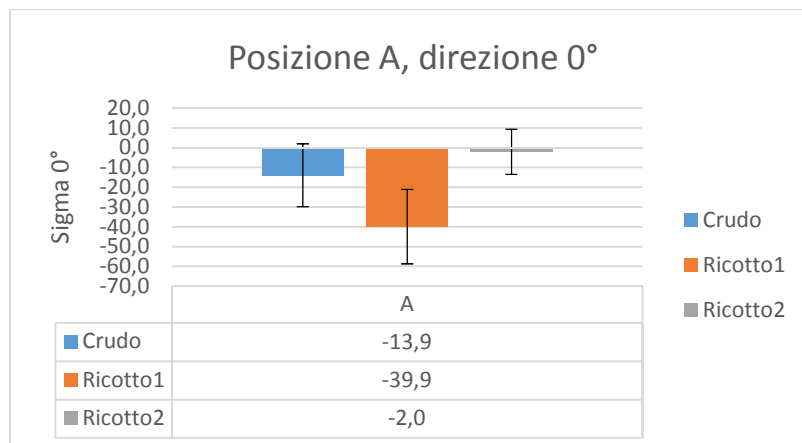
2.4.2 Influenza della posizione di misura sulle tensioni residue

In questo paragrafo analizzeremo nel dettaglio i risultati delle misure diffrattometriche in funzione della posizione.

Ci soffermiamo inizialmente sulle misure superficiali, rimandando l'analisi delle tensioni residue in profondità ad un momento successivo.

Come già descritto in precedenza, sono state effettuate per ogni posizione (A, C e D) tre misure in tre direzioni, caratterizzate rispettivamente dagli angoli di 0°, 45° e 90°.

Per quanto riguarda la posizione A, i risultati portano a valori diversi, e in qualche caso anche a segni diversi, delle tensioni residue in funzione delle tre direzioni analizzate. Osservando le misure più attentamente e tenendo conto anche degli scarti di misura, si potrebbe concludere che il materiale in posizione A è tendenzialmente scarico. Ciò è plausibile, poichè tale zona delle spirali è relativamente distante dalla zona interessata dall'operazione meccanica di piegatura.



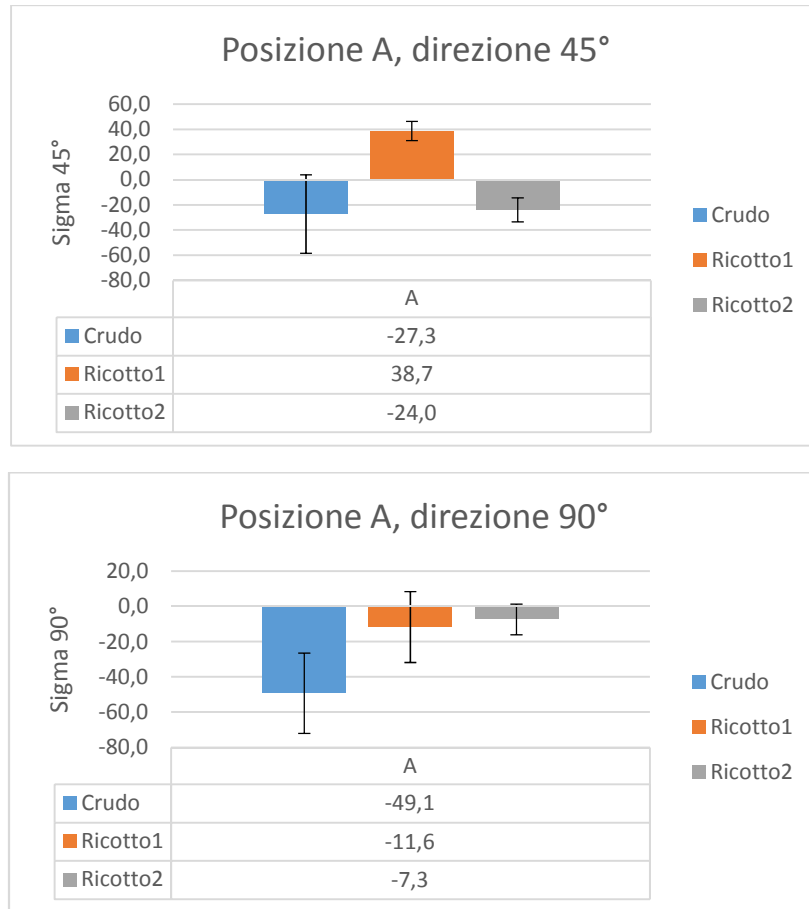
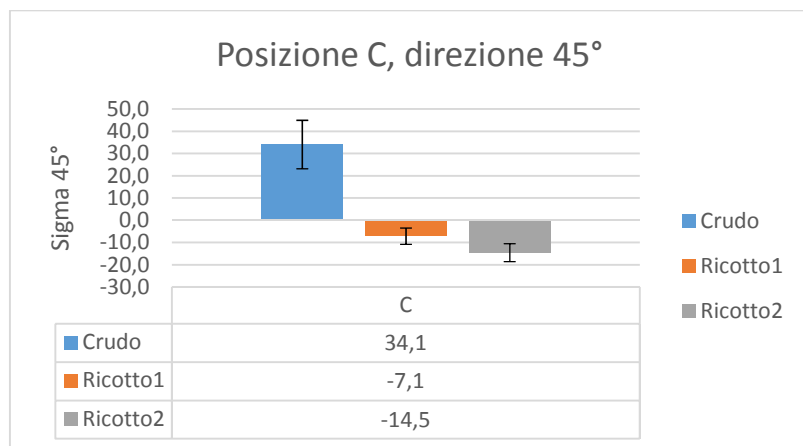
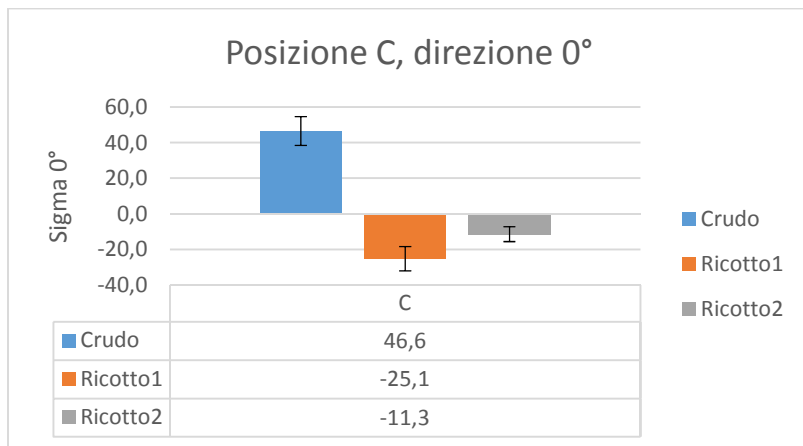


Figura 2.12 Tensioni residue in MPa nella posizione A in funzione della direzione (0°, 45°, 90°) e per ciascun campione in esame

Si nota una certa ripetibilità nelle misure soltanto per il campione CRUDO in cui per tutte e tre le direzioni di misura gli sforzi risultano negativi, sebbene in valore assoluto esse siano abbastanza diverse.

Vediamo ora i risultati ottenuti al diffrattometro per la posizione C lungo le tre direzioni. In questo caso, diversamente dalla posizione A, le tensioni raggiungono valori molto simili nei tre angoli specifici. Una prima osservazione importante è sul segno delle tensioni residue. Infatti esse nel campione CRUDO risultano essere negative, e quindi di compressione. Nel caso del RICOTTO1 e del RICOTTO2, invece, esse sono positive, quindi di trazione. Inoltre, i valori degli sforzi per il CRUDO sono maggiori di quelli dei campioni ricotti, raggiungendo tendenzialmente il doppio del valore (a meno del segno, che è

opposto) di questi ultimi. Ciò ad eccezione della direzione caratterizzata dall'angolo di 90° in cui gli sforzi in valore assoluto sono comparabili. Tali risultati sono mostrati in Figura 2.14.



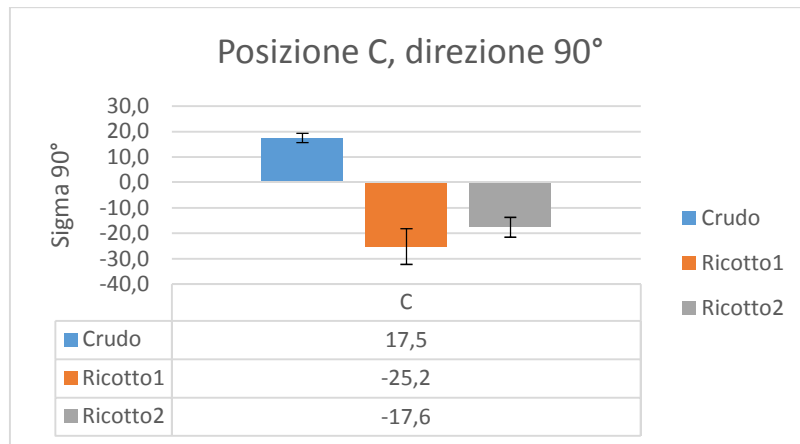


Figura 2.13 Tensioni residue in MPa nella posizione C in funzione della direzione (0°, 45°, 90°) e per ciascun campione in esame

Infine, anche per le misure effettuate in posizione D si nota una certa omogeneità tra i risultati ottenuti per le diverse direzioni. In particolare, per i campioni RICOTTO1 e RICOTTO2 i valori delle tensioni residue misurati sono sempre abbastanza bassi. Solo il RICOTTO2 lungo la direzione 0° presenta uno sforzo di compressione di 34 MPa, comunque di gran lunga inferiore alla tensione di snervamento del materiale. Una misura considerevolmente diversa dalle altre è quella sul campione CRUDO nella direzione di 90° in cui lo sforzo di compressione tocca un valore di 92,7 MPa e pertanto molto elevato.

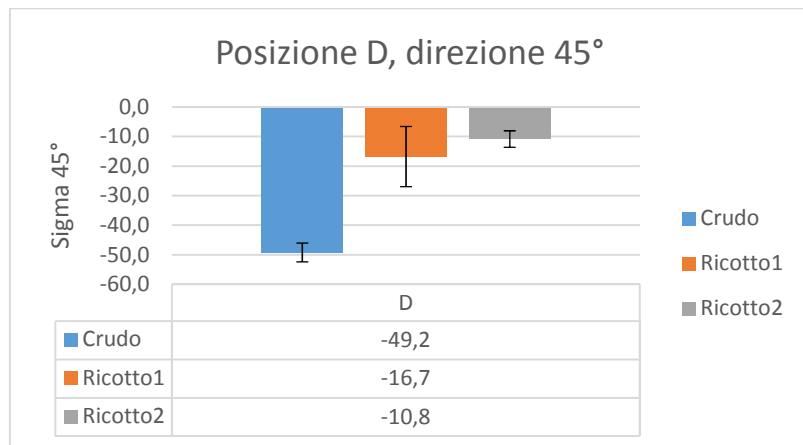
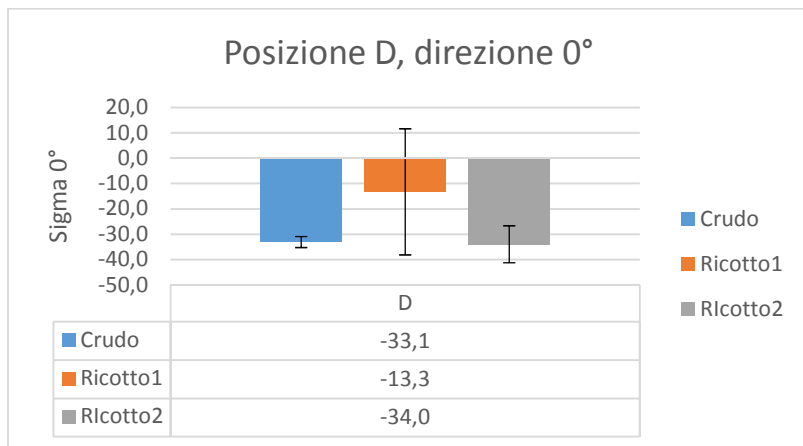
Nelle misure delle tensioni per la posizione D si è scelto di eliminare due rotazioni (una per l'angolo di 0° e una per l'angolo di 45°) perchè esse non presentavano un picco del segnale distinto ma risultavano confuse con il rumore di fondo. Esse non potevano che alterare il calcolo complessivo delle tensioni residue. Nonostante ciò, si è notato che la loro eliminazione non ha apportato modifiche sostanziali nei valori finali degli sforzi ma ciò ha consentito di ridurre abbastanza considerevolmente gli scarti delle misure. La presenza di tali risultati evidentemente inesatti delle misure è da presumibilmente dovuta a una difettosità locale del materiale.

Nei grafici di Figura 2.15 sono riportati i valori corretti con l'eliminazione delle rotazioni inesatte.

E' importante notare che tutte le misure effettuate nella posizione D danno, in ciascuna direzione e per tutti e tre i materiali esaminati, delle tensioni residue

negative, e quindi di compressione. Tale risultato era prevedibile poichè, come già visto nel Capitolo 1, una regola pratica nell'analisi delle tensioni residue suggerisce che nella fibra più sollecitata la tensione residua sia di segno opposto rispetto a quella della tensione iniziale che ne ha provocato lo snervamento.

Per tutte e tre le direzioni, come era lecito attendersi, il valore assoluto degli sforzi è maggiore per il campione CRUDO rispetto ai campioni ricotti.



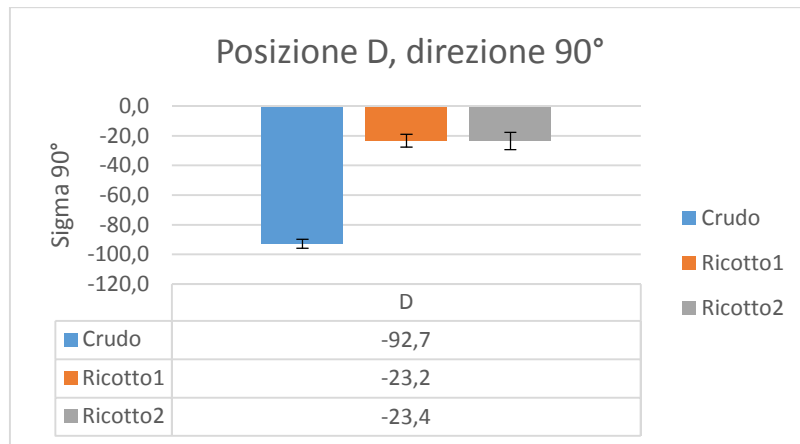


Figura 2.14

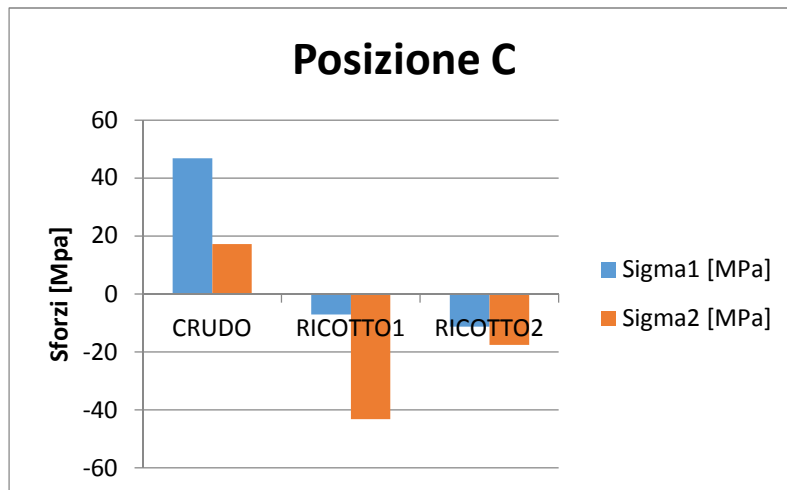
Dalle misure degli sforzi lungo le tre direzioni a 0° , 45° e 90° è semplice risalire alle tensioni principali σ_1 e σ_2 e agli angoli che caratterizzano le direzioni principali. Le tensioni σ_1 e σ_2 sono già state introdotte nel Capitolo 1 nell'equazione 1.8 che lega le deformazioni $\varepsilon_{\phi\psi}$ proprio agli sforzi principali.

Gli sforzi σ_1 e σ_2 corrispondono rispettivamente alle tensioni principali massima e minima. Queste, insieme agli angoli ϕ sono state calcolate e riportate nella Tabella 2.7 insieme ai rispettivi scarti di misura.

Tabella 2.7 Tensioni principali e angoli φ calcolati sullo strato superficiale per i campioni in esame

Campione		Sforzi principali					
Identificazione	Posizione	Sigma1 [MPa]	Scarto [MPa]	Sigma2 [MPa]	Scarto [MPa]	Phi [°]	Scarto [°]
CRUDO	A	-13,4	17,7	-49,5	17,7	-6,6	53,0
	C	46,8	5,2	17,2	5,2	-4,0	22,4
	D	-30,1	2,5	-95,7	2,5	-12,4	3,0
Identificazione	Posizione	Sigma1 [MPa]	Scarto [MPa]	Sigma2 [MPa]	Scarto [MPa]	Phi [°]	Scarto [°]
RICOTTO1	A	40,3	17,7	-91,8	17,7	-51,2	6,0
	C	-7,1	6,5	-43,2	6,5	-44,9	7,8
	D	-13,0	15,6	-23,4	15,6	-8,8	88,0
Identificazione	Posizione	Sigma1 [MPa]	Scarto [MPa]	Sigma2 [MPa]	Scarto [MPa]	Phi [°]	Scarto [°]
RICOTTO2	A	14,9	11,0	-24,2	11,0	41,1	10,7
	C	-11,3	3,5	-17,6	3,9	-0,1	45,1
	D	-10,0	6,0	-47,4	6,0	-53,3	7,3

In alcuni casi gli scarti risultano essere molto elevati, paragonabili o maggiori rispetto alle tensioni principali. Ciò è vero soprattutto nelle misure effettuate in posizione A. Nonostante ciò, possiamo ragionevolmente concludere, analizzati gli sforzi principali, che in corrispondenza della posizione A i campioni siano fondamentalmente scarichi.



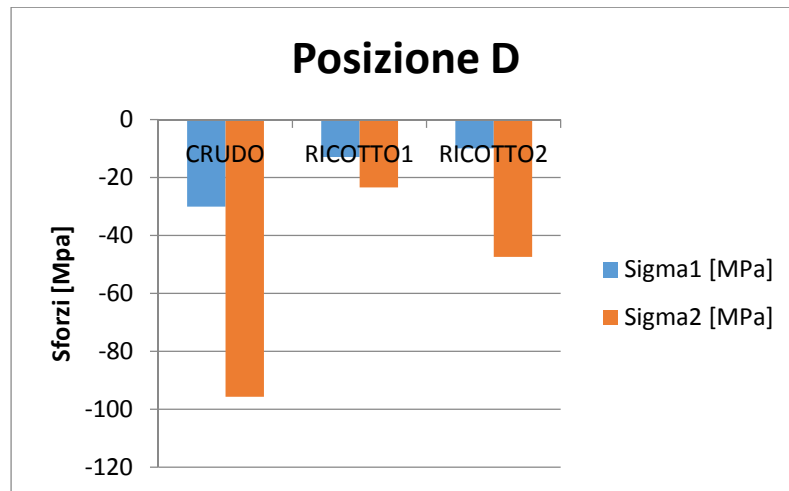


Figura 2.15 Tensioni principali massima e minima per i tre campioni nelle posizioni di misura C e D

In Figura 2.16 sono riportate le tensioni principali solo per la posizione C e per la posizione D poichè, come detto in precedenza, le misure effettuate in posizione A lasciano intuire che i campioni siano essenzialmente scarichi.

Dai grafici notiamo che gli sforzi principali per il campione CRUDO sono in valore assoluto sempre maggiori rispetto ai campioni ricotti. Ma mentre nel caso delle misure in posizione D gli sforzi sono tutti negativi e quindi di compressione, in posizione C vi è una differenza sostanziale: la σ_1 e la σ_2 per il RICOTTO1 e per il RICOTTO2 restano negative, ma esse sono positive per il CRUDO. In tale posizione e per quel campione, quindi, gli sforzi sono di trazione.

Per quanto riguarda la posizione D, essa coincide con il punto di massima curvatura dei tubi. E' pertanto il punto in cui la deformazione plastica generata durante l'operazione di piegatura a freddo risulta maggiore. Proprio in conseguenza di ciò, è lecito attendersi delle tensioni residue di compressione. Infatti, una volta superato il limite di snervamento, sulla superficie esterna del tubo si ha una deformazione plastica di trazione, mentre su quello interno la deformazione permanente è di compressione. Quando il carico applicato viene rimosso, il materiale sottostante, deformato elasticamente, non riesce a rilassarsi completamente e genera un campo di sforzi di compressione sulla superficie esterna che era deformata plasticamente a trazione e un campo di sforzi di

trazione sulla superficie interna, poichè essa era compressa plasticamente. In virtù di tale comportamento del materiale, i dati ottenuti al diffrattometro confermano la presenza di sforzi di compressione. Essi sono maggiori per il campione CRUDO e arrivano fino a 95 MPa, che è un valore estremamente elevato se confrontato con il limite di snervamento della lega di alluminio ($R_{p0.2} = 101$ MPa). Per i campioni RICOTTO1 e RICOTTO2 i valori di σ_1 e di σ_2 si abbassano notevolmente e toccano un valore massimo di circa 47 MPa in compressione per il RICOTTO2.

Va ricordato che il sistema di sforzi residui in un componente, una volta rimosso il carico, deve sempre garantire l'equilibrio statico. Ci aspettiamo pertanto che gli sforzi di compressione misurati siano compensati da un campo di sforzi di trazione che sarà presente all'interno del materiale e presumibilmente sulla superficie interna dei tubi. Un esempio tipico della redistribuzione degli sforzi residui dopo la rimozione del carico è mostrato in Figura 2.17.

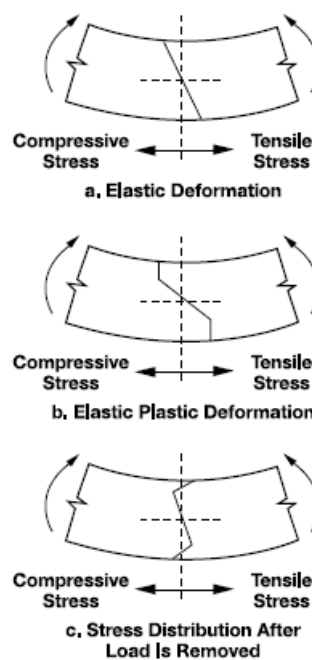


Figura 2.16 Sforzi residui che si sviluppano in una barretta sottoposta a flessione. Lo scarico è equivalente all'applicazione di un momento uguale ed opposto [21]

Un discorso diverso va fatto analizzando le tensioni in corrispondenza della posizione C. In questo caso, infatti, le due misure effettuate sui provini che hanno subito ricottura si somigliano molto, a eccezione del fatto che la tensione principale σ_1 per il campione RICOTTO1 è più alta rispetto alla σ_1 relativa al campione RICOTTO2. Ma tale differenza è presumibilmente attribuibile a una disomogeneità locale del materiale.

Ciò che invece deve essere analizzato con più attenzione è il risultato delle misure di tensione sul provino CRUDO. Infatti gli sforzi principali hanno segno positivo, diversamente da ogni altra misura effettuata nella posizione C. Il valore della σ_1 , inoltre, è abbastanza elevato. Il dato misurato è di 46,8 MPa, che è di poco inferiore alla metà del limite di snervamento del materiale.

Il motivo del segno negativo delle tensioni non è facilmente intuibile. Come abbiamo notato, gli sforzi dipendono molto dalla posizione in cui essi vengono misurati. Il punto C è situato alla fine della zona curva del provino ed è esattamente nella zona di raccordo tra la parte dritta e la parte curva delle spirali. Tale zona è molto delicata e non è semplice intuire il segno delle tensioni a priori. Infatti essa risente degli effetti di due piegature e del raccordo tra i due tratti. Il perché della presenza di tensioni di trazione (diversamente dai provini ricotti che risultano in compressione) è quindi da ricercare probabilmente nella sovrapposizione degli effetti dovuti alle diverse operazioni meccaniche che coinvolgono il punto C e che presumibilmente hanno modificato in maniera massiccia la distribuzione e la forma dei grani cristallini.

Il trattamento di ricottura, come visto in precedenza, modifica lo stato globale tensionale del provino. Tale effetto, già molto marcato nelle altre posizioni di misura, è ancora più evidente nel caso della posizione C. Il motivo del cambio di segno da positivo a negativo delle tensioni nei campioni dopo il trattamento di ricottura è evidentemente causato da una redistribuzione massiccia degli sforzi all'interno dello spessore dei tubi successiva, appunto, al trattamento termico in questione.

2.5 Confronto tra durezza e tensioni residue

In questo paragrafo si ricercherà una relazione tra la durezza Vickers e le tensioni residue per i tubi esaminati, nelle posizioni di misura scelte. Ancora una volta si trascurerà la posizione B in quanto, per i motivi sopra discussi, non è ritenuta una posizione di interesse e non sono pertanto state effettuate delle misure al diffrattometro.

Come già visto nel paragrafo 2.2.2, in generale la durezza assume valori più elevati nel caso del provino CRUDO rispetto agli altri due provini analizzati. Essa arriva a toccare il valore massimo di 56,4 HV nella posizione D, ma è molto elevata anche nella posizione C, dove essa risulta essere di 53,2 HV. Per la posizione A, invece è considerevolmente più bassa (34,8 HV). In particolare, quest'ultimo valore non si discosta molto dalle misurazioni di durezza effettuate sui provini RICOTTO1 e RICOTTO2, come possiamo vedere dai grafici in Figura 2.18.

Possiamo inoltre notare come i valori degli sforzi residui in posizione A risultino difficilmente analizzabili: essi infatti variano molto a seconda della posizione e del campione.

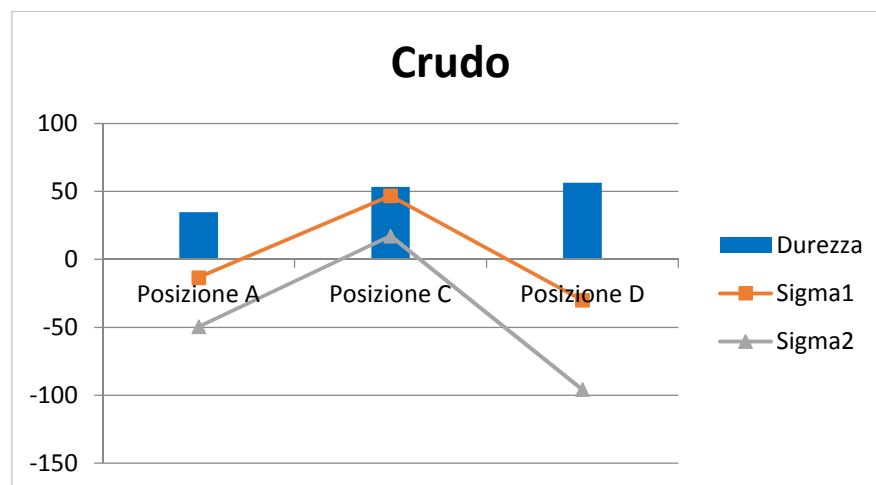
Il valore di durezza di tutti i provini cresce spostandoci dalla posizione A alle posizioni C e D. Tale incremento è decisamente più marcato nel caso del provino CRUDO, mentre per i campioni RICOTTO1 e RICOTTO2 l'aumento del valore di durezza è limitato a poche unità della scala Vickers. I valori di durezza del campione CRUDO sono comparabili a quelli ritrovati in letteratura per lo specifico tipo di lega di alluminio utilizzata. Per i provini ricotti il valore è un po' più basso. E' evidente quindi l'effetto di distensione sulla durezza del trattamento termico.

A valori di durezza maggiori in C e D corrispondono tensioni residue di segno negativo (ad eccezione del provino CRUDO in posizione C, per i motivi ipotizzati nel precedente paragrafo). Inoltre, gli sforzi principali σ_1 e σ_2 di compressione mostrano la tendenza a diminuire al crescere della durezza.

Possiamo quindi concludere che nel caso sperimentale analizzato la durezza è inversamente proporzionale al valore delle tensioni residue (se considerate col segno). In particolare, gli sforzi di compressione sono sempre maggiori al

crescere della durezza. Ciò è evidente nel provino CRUDO (si veda soprattutto la posizione D in cui si toccano i valori maggiori sia di durezza (56,4 HV) che della tensione principale σ_1 (-95,7 MPa). I campioni ricotti, invece, risentono fortemente del rilassamento indotto dal trattamento di ricottura, presentando valori di durezza decisamente minori, così come i valori delle tensioni residue. Nonostante ciò, analizzando i grafici in Figura 2.18, possiamo notare che anche in questo caso che si conferma la relazione sopra descritta tra durezza e tensioni residue.

Ritroviamo un confronto sperimentale in diversi lavori presenti in letteratura che investigano la relazione tra durezza e tensioni residue nell'alluminio. La tendenza della durezza a crescere con l'aumentare degli sforzi residui di segno negativo si riscontra in molti di essi.



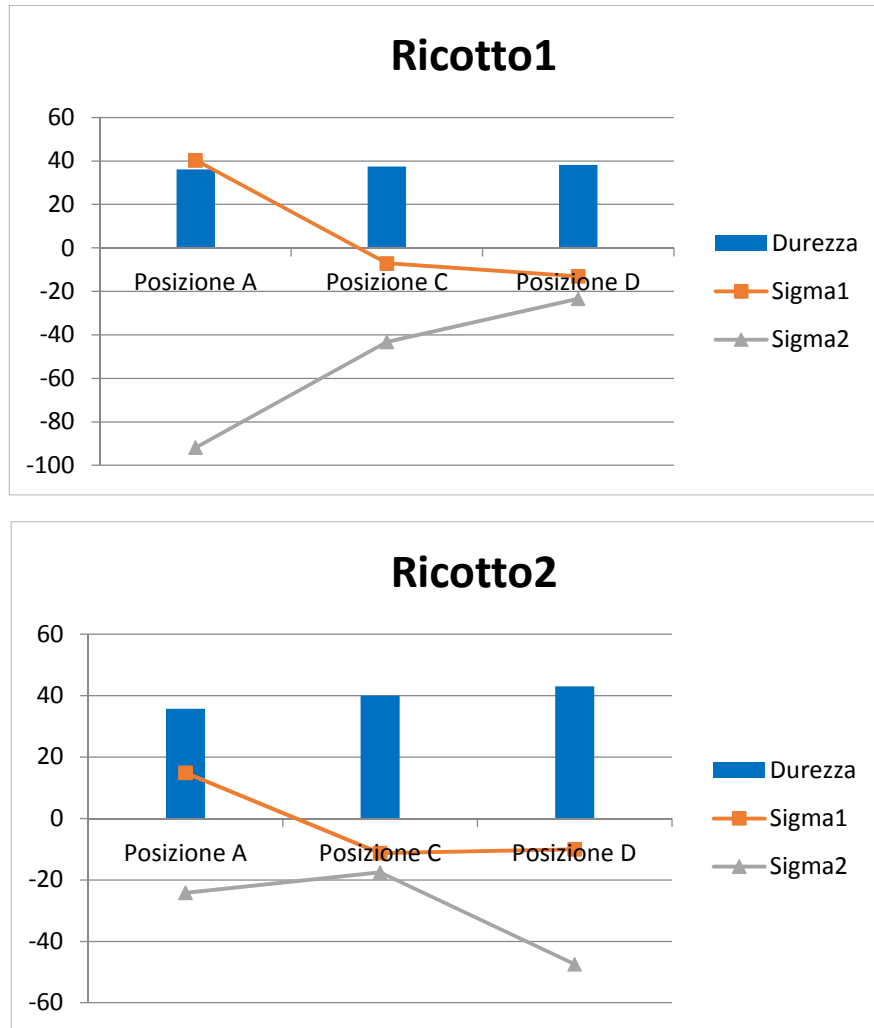


Figura 2.17 Durezza e tensioni principali (in MPa) nei provini CRUDO, RICOTTO1 e RICOTTO2 nelle tre posizioni di interesse

2.6 Misure di tensioni residue in profondità

Sono state effettuate su tutti e tre i provini le misure delle tensioni residue ad una profondità di 0,2 mm. In particolare ciò è stato fatto nel punto D di ciascun campione, che è stato ritenuto quello maggiormente significativo. Per effettuare tali misure è stato necessario asportare uno spessore di materiale di 0,2 mm in corrispondenza della posizione D, poichè le misure diffrattometriche ai raggi X

sono caratterizzate da una scarsa penetrazione nei metalli, consentendo esclusivamente di eseguire delle misure superficiali.

L'asportazione del materiale è stata effettuata tramite un attacco elettrochimico nelle modalità e con i parametri di processo precedentemente descritti nel paragrafo 2.3.3.

Tabella 2.8 Confronto tra le misure di tensioni residue in superficie e in profondità in corrispondenza della posizione D

Campione			Sforzi principali					
Tipo	Posiz.	Prof. [mm]	Sigma1 [MPa]	Scarto [MPa]	Sigma2 [Mpa]	Scarto [MPa]	Phi [°]	Scarto [°]
CRUDO	D	0	-30,1	2,5	-95,7	2,5	-12,4	3,0
	D	0,2	-16,8	4,5	-116,1	4,5	-11,2	3,3
RICOTTO1	D	0	-13,0	15,6	-23,4	15,6	-8,8	88,0
	D	0,2	-8,8	3,9	-60,9	3,9	-41,9	2,8
RICOTTO2	D	0	-10,0	6,0	-47,4	6,0	-53,3	7,3
	D	0,2	4,9	5,9	-58,4	5,9	-44,3	3,5

Per quanto riguarda i campioni RICOTTO1 e RICOTTO2, lo stato tensionale dei provini è risultato praticamente invariato in profondità rispetto a quanto visto in superficie. I valori delle tensioni principali, seppure leggermente diversi tra loro, restano negativi e molto vicini tra loro ad eccezione unicamente della σ_2 del RICOTTO1 che è maggiore in valore assoluto rispetto alla misura in superficie.

La σ_1 per il RICOTTO2 cambia di segno (è positiva in profondità) ma in realtà, osservando attentamente i dati e considerando anche i relativi scarti di misura, si è potuto notare che per entrambe le misurazioni del campione in questione la zona è praticamente scarica.

Le uniche differenze da rimarcare sono nel provino CRUDO in cui la σ_1 aumenta, e la σ_2 diminuisce. Tali incrementi non sono comunque particolarmente grandi.

Concludiamo quindi che le misure in profondità non hanno evidenziato la presenza di uno stato tensionale sensibilmente diverso da quanto era emerso in superficie. Probabilmente ciò è dovuto alla profondità non troppo marcata a cui si sono effettuate le misure. Delle misure ad una maggiore distanza dalla superficie avrebbero presumibilmente mostrato delle variazioni più marcate negli sforzi.

Capitolo 3

Modello numerico

In questo capitolo si descrive l'implementazione di un modello numerico agli elementi finiti dei tubi degli scambiatori di calore in esame. Ciò è stato fatto mediante il programma commerciale Abaqus, versione 6.12-3.

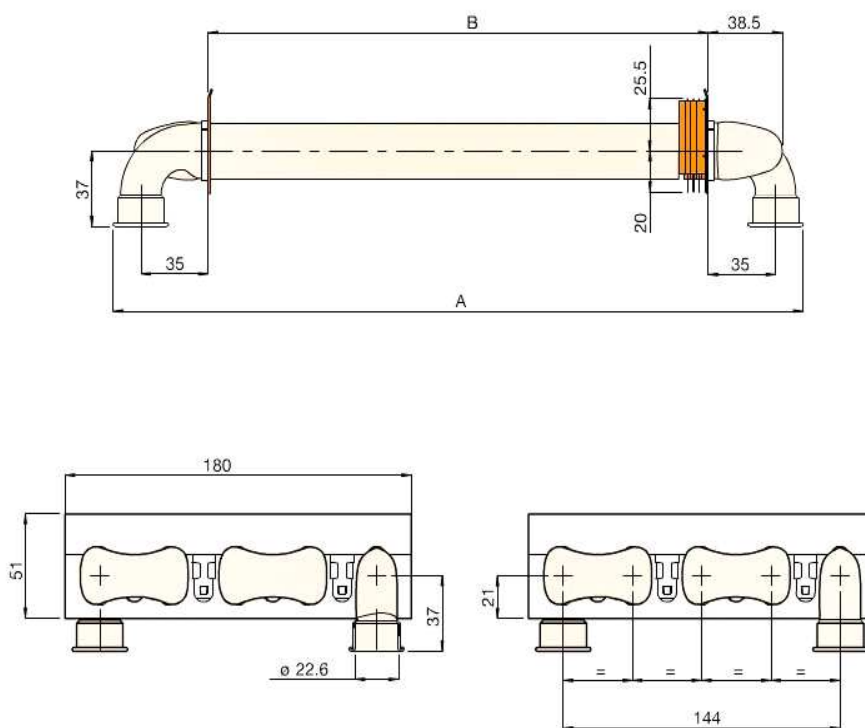
Si è scelto di non implementare le tensioni residue nel modello FEM. Ciò è stato fatto poichè non si conosce la distribuzione degli sforzi residui in funzione della posizione e dello spessore dei tubi. Le misure effettuate al diffrattometro (presentate e analizzate al Capitolo 2) hanno fornito misure puntuali. Di conseguenza è stato impossibile conoscere il valore degli sforzi già presenti nei tubi punto per punto.

Si è invece modellata la differenza di temperatura tra superficie interna ed esterna dei tubi, opportunamente vincolati. Come si è visto nel Capitolo 1, la superficie interna dei tubi è a contatto con l'acqua a temperature elevate, mentre possiamo supporre che la superficie esterna sia a temperature prossime alla temperatura ambiente. Il gradiente termico così generato porta all'espansione termica dell'alluminio, generando così degli sforzi. Tali tensioni di esercizio si sommano algebricamente con quelle residue già presenti nel materiale e con quelli generati dalla pressione dell'acqua all'interno del tubo. Anche questi ultimi sono stati ricavati dal modello numerico agli elementi finiti.

E' stata successivamente effettuata una verifica statica nei punti di maggiore criticità del componente in esame; in particolare ciò è stato fatto per i punti corrispondenti alle posizioni C e D, illustrate nel capitolo precedente. Tale verifica ha tenuto conto degli sforzi dovuti alla pressione e al fenomeno di espansione termica, a cui sono stati aggiunte le tensioni residue. I primi due contributi sono stati ricavati dalle simulazioni agli elementi finiti, mentre gli sforzi residui sono quelli ricavati sperimentalmente.

3.1 Modellazione geometrica delle spirali

I tubi che devono essere modellati sono delle spirali in alluminio, destinate a scambiatori di calore gas - acqua per caldaie murali alettate. Il disegno e le relative quote (per due differenti modelli prodotti) sono in Figura 3.1.



MODELLO MODEL	POTENZA TERMICA THERMAL OUTPUT	N. ALETTE (Indicativo) No. FINS (Approximate)	DIMENSIONI DI INGOMBRO OVERALL DIMENSIONS	
	kW		A	B
PR24/751	24	79	324	225
PR28/751	28	91	359	260

Figura 3.1 Disegno delle spirali in alluminio per due modelli di scambiatori diversi. [14]

Invece di disegnare la geometria completa dei tubi dello scambiatore in Abaqus si è preferito sfruttare le simmetrie strutturali del componente, introducendo specifici vincoli al fine di semplificare sia il disegno, sia il processo computazionale. Si è pertanto modellato soltanto un quarto di un singolo passaggio dello scambiatore.

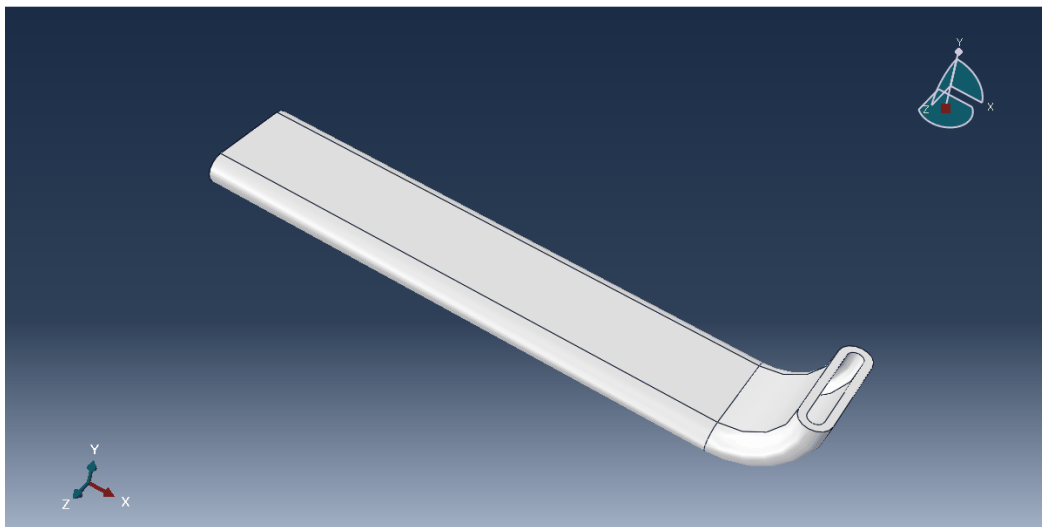


Figura 3.2 Geometria della parte realizzata. Le dimensioni del pezzo rappresentato sono quelle dei tubi crudi, che non hanno subito ricottura.

Non avendo a disposizione i disegni, la geometria reale dei tubi e in particolar modo la loro sezione è stata leggermente semplificata. Infatti, nel tratto curvo la sezione reale non conserva la stessa forma del tratto rettilineo ma tende ad essere meno schiacciata, si avvicina al profilo di una circonferenza. Nel nostro modello numerico si è assunta la sezione costante, uguale a quella del tratto rettilineo anche per la sezione curva di raccordo.

3.2 Proprietà del materiale

Il materiale costituente le spirali è alluminio, lega 3003. Alcune spirali hanno subito ricottura, altre sono rimaste crude. Il materiale, crudo e ricotto, è stato descritto e caratterizzato ampiamente nel Capitolo 2.

Il modulo di elasticità E è stato determinato durante le prove di trazione sui provini (cfr. paragrafo 2.1.1) ed è leggermente diverso per l'alluminio crudo e per l'alluminio ricotto. In particolare esso risulta essere più elevato nel materiale che non ha subito trattamenti termici. Il coefficiente di Poisson è uguale per entrambe le leghe in esame ed è pari a 0,33.

La conduttività è un'importante caratteristica per l'alluminio. Essa infatti è molto elevata; proprio grazie a questo l'alluminio puro o l'alluminio bassolegato è da sempre impiegato in svariati settori e applicazioni tipiche. Tra esse: schermatura di cavi telefonici, utensili da cucina o, come nel nostro caso, scambiatori di calore. Nel modello agli elementi finiti la conduttività è di 162 W/m K . Essa è uguale per la lega cruda e per quella ricotta, sebbene alcuni studi dimostrino che il trattamento di ricottura abbia l'effetto di incrementare leggermente la conduttività. [22] Tale incremento è comunque limitato e non giustifica una differenza tra le lega cruda e quella ricotta nel nostro modello.

Il coefficiente di espansione termica α è uguale per entrambe le leghe ed è pari a $2,33\text{e-}5 \text{ 1/}^\circ\text{C}$.

Le proprietà meccaniche e termiche dei due materiali sono schematizzate nella tabella seguente.

Tabella 3.1 Caratteristiche meccaniche e termiche implementate nel modello agli elementi finiti.

	Modulo di Young E	Coeff. Di Poisson ν	Conduttività	Coeff. di dilataz. α
Crudo	72260 MPa	0,33	162 W/m K	2,33e-5 1/°C
Ricotto	67777 MPa	0,33	162 W/m K	2,33e-5 1/°C

3.3 Vincoli e condizioni al contorno

L'assegnazione dei vincoli deve essere effettuata in maniera molto accurata, facendo attenzione alla simmetria del pezzo, poichè si è scelto in precedenza di disegnare solo un quarto di un singolo passaggio dello scambiatore.

Alla sezione all'estremità del tratto rettilineo è stato assegnato un vincolo simmetrico lungo l'asse x: pertanto a tale sezione sono impediti gli spostamenti lungo l'asse x e le rotazioni lungo gli assi y e z. Allo stesso modo è stata vincolata la sezione centrale del raccordo curvo, assegnando una condizione di simmetria lungo l'asse y. In questa sezione, quindi, oltre agli spostamenti lungo l'asse y, sono impediti le rotazioni nelle altre due direzioni, in x e in z.

Tale coppia di vincoli appena descritta è necessaria ad assicurare la simmetria del pezzo, per come è stato disegnato.

E' stato assegnato un altro vincolo, questa volta al fine di riprodurre meglio la situazione reale. In particolare le due superfici piane della parte rettilinea del tubo sono state vincolate in modo da non consentire gli spostamenti di tale superficie lungo la direzione y. Si è scelto di fare ciò in virtù dell'effettiva configurazione dei tubi all'interno dello scambiatore di calore. Essi infatti, come è possibile vedere in Figura 1.16, sono collegati al corpo dello scambiatore tramite una fitta rete di collegamenti alettati. Tali collegamenti tra alette (o cassa dello scambiatore) e i tubi sono generalmente realizzati mediante saldatura (o brasatura); in tal modo essi limitano notevolmente le deformazioni dei tratti in questione, lungo la direzione y.

Deve essere successivamente modellata la differenza di temperatura tra la superficie interna del tubo e quella esterna. E' infatti questa la caratteristica principale delle spirali. L'acqua presente all'interno degli scambiatori viene riscaldata dai gas che lambiscono la superficie esterna dei tubi e le alette di scambio termico.

La superficie interna dei tubi è quindi a contatto con l'acqua che deve essere riscaldata. La temperatura massima che essa raggiunge è di 93 °C [14]. Nel

nostro modello assumiamo una temperatura dell'acqua pari a 60 °C. La temperatura esterna è ipotizzata pari a quella ambiente, e quindi di 25 °C. In realtà la temperatura presente all'esterno dei tubi è molto variabile in funzione della posizione dei tubi all'interno della caldaia. Assumiamo tale temperatura uguale a quella ambiente, avendo considerato la temperatura interna dell'acqua pari a circa 30 °C in meno rispetto alla temperatura massima di esercizio (93°C). La differenza tra le due temperature genererà, mediante il coefficiente di dilatazione termica α , le deformazioni secondo la legge:

$$\alpha = -\frac{1}{\rho} \left(\frac{\partial \rho}{\partial T} \right)_p = \frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_p \quad (3.1)$$

dove ρ rappresenta la densità, T la temperatura e V il volume. Le derivate sono a pressione p costante.

Sia la condizione di temperatura della superficie interna, a contatto con l'acqua calda, che di quella esterna sono modellate in Abaqus come delle BOUNDARY CONDITIONS, dopo aver assegnato le due superfici (interna ed esterna) a due opportuni SET di nodi.

L'acqua che scorre all'interno dei tubi è leggermente in pressione. La pressione massima, in fase di collaudo, raggiunge il valore di 3 bar. E' lecito attendersi in condizioni normali di esercizio un valore minore. Nel nostro modello è stata implementata la pressione dell'acqua a 2,5 bar. Diversamente dalle condizioni al contorno di temperatura, la pressione è stata simulata tramite il comando LOAD di Abaqus, dopo aver specificato la superficie su cui insiste la pressione.

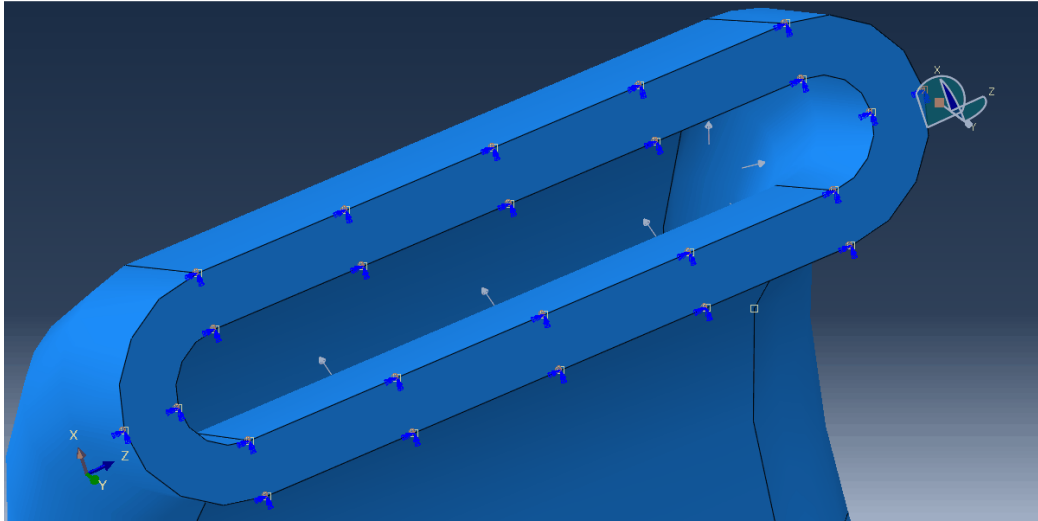


Figura 3.3 Particolare dei vincoli applicati alla sezione del tratto curvo dei tubi. In arancione i vincoli agli spostamenti, in blu quelli alle rotazioni e in viola lo sforzo applicato di pressione.

3.4 Realizzazione della mesh

Per la realizzazione della mesh sono stati utilizzati degli elementi esaedrali lineari del tipo *coupled temperature-displacement*. I seed necessari alla realizzazione della mesh sono distanziati tra loro di circa 1 mm l'uno dall'altro. Ne scaturisce una mesh abbastanza fitta, che ci consente di avere più di un elemento nello spessore, seppure piccolo (2 mm) dei tubi.

La mesh, realizzata in questo modo, contiene 33034 nodi e 22440 elementi.

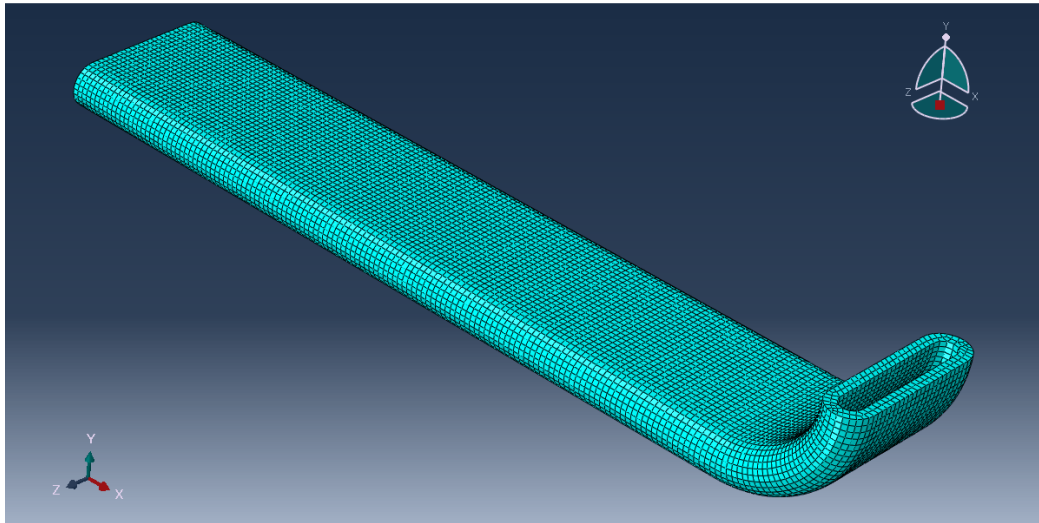


Figura 3.4 Mesh utilizzata per il provino crudo.

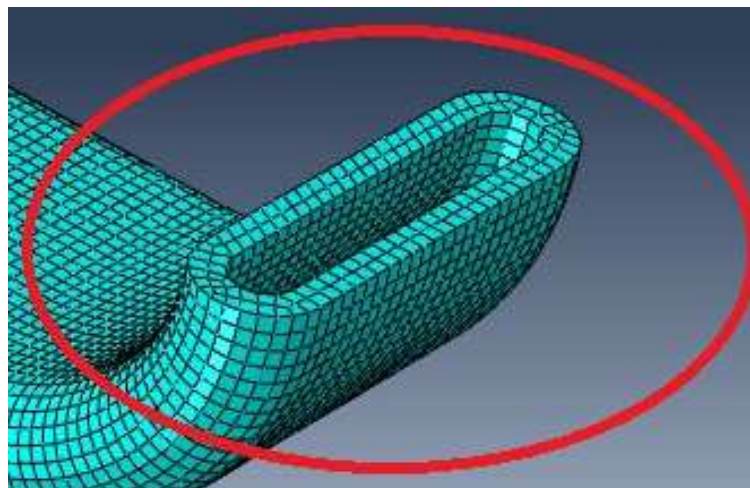


Figura 3.5 Particolare della mesh nella sezione curva di raccordo.

Allo step iniziale in cui si è impostato un PREDEFINED FIELD di temperatura (298 K per tutto il provino) si è aggiunto uno step lineare del tipo *coupled temp - displacement* richiedendo un'analisi allo *steady state*, ovvero a regime.

3.5 Risultati

Nell'analisi dei risultati ci soffermeremo sul tratto curvo, poichè dalle prove sperimentali è risultato quello più critico, in virtù delle tensioni residue maggiori in valore assoluto.

E' stata lanciata la simulazione, sia per il modello che simula il comportamento del crudo sia quello ricotto.

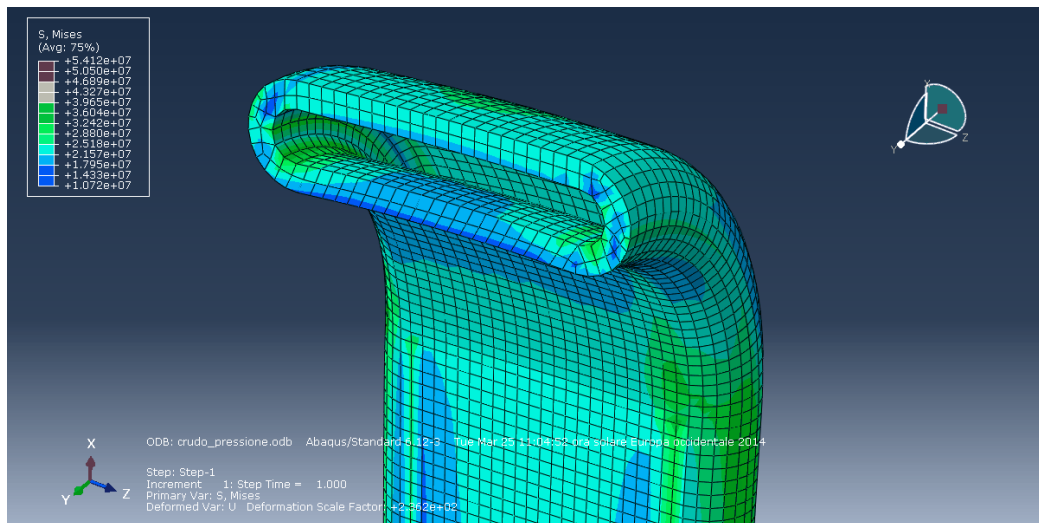


Figura 3.6 Particolare del tratto curvo, su cui sono stati visualizzati gli sforzi di Von Mises.

In Figura 3.6 sono mostrati gli sforzi di Von Mises nella sezione deformata. Notiamo che essi sono dell'ordine di 20 - 30 MPa su tutto il componente, toccando punte di circa 50 MPa in alcuni punti, e in particolare sulla superficie interna dei tubi, dove ovviamente gli sforzi sono più elevati.

E' stata poi effettuata una verifica statica nei punti C e D, illustrati nel Capitolo 2. Gli sforzi di pressione e quelli dovuti al fenomeno di espansione termica sono stati presi dal risultato delle simulazioni effettuate agli elementi finiti, mentre le tensioni residue, opportunamente sommate ad essi, sono quelle calcolate sperimentalmente nel capitolo precedente. Queste ultime sono quelle presenti in

superficie del pezzo. Pertanto anche la verifica statica è stata effettuata in superficie.

Di seguito illustriamo il procedimento di calcolo per il provino CRUDO e per il provino RICOTTO2. (E' stato scelto arbitrariamente di effettuare la verifica sul provino RICOTTO2 invece che sul RICOTTO1, ma i risultati non sarebbero stati differenti, poichè le misure delle tensioni residue sono estremamente simili).

Per il campione CRUDO è stata lanciata la simulazione agli elementi finiti ed è stato estrapolato il valore degli sforzi lungo tutte le direzioni nei punti caratteristici C e D. Tali valori sono illustrati nella Tabella 3.2 e 3.3. Essi sono quindi gli sforzi che scaturiscono a causa della pressione e della differenza di temperatura tra superficie interna e superficie esterna.

Tabella 3.2 Sforzi normali e tangenziali lungo tutte le direzioni per il punto D.

SFORZI		
S11	-0,5429	[MPa]
S22	24,9830	[MPa]
S33	24,0660	[MPa]
S12	0,4098	[MPa]
S13	0,0002	[MPa]
S23	0,0005	[MPa]

Tabella 3.3 Sforzi normali e tangenziali lungo tutte le direzioni per il punto C.

SFORZI		
S11	11,8660	[MPa]
S22	-4,5250	[MPa]
S33	19,5700	[MPa]
S12	0,6760	[MPa]
S13	-0,0195	[MPa]
S23	0,0040	[MPa]

S11, S22 e S33 sono gli sforzi normali lungo le direzioni x, y e z del nostro modello, mentre S12, S23 e S13 sono gli sforzi di taglio tra i piani corrispondenti.

Effettuiamo inizialmente il calcolo per il punto D. Agli sforzi sopra illustrati vanno aggiunti gli sforzi residui. Per far ciò utilizziamo i valori delle tensioni in corrispondenza del punto D calcolati lungo le tre direzioni caratterizzate dagli angoli: 0° , 45° e 90° presenti in Figura 2.15. La direzione corrispondente all'angolo di 0° coincide con la direzione y nel modello agli elementi finiti. Allo stesso modo la direzione data dall'angolo di 90° coincide con la direzione z. Pertanto possiamo sommare algebricamente gli sforzi nelle direzioni corrispondenti. Per la direzione corrispondente all'angolo di 45° , invece, dobbiamo scomporre lo sforzo lungo le direzioni y e z. Di conseguenza, gli sforzi totali lungo tutte le direzioni saranno:

$$\sigma_x = S11 \quad (3.1)$$

$$\sigma_y = S22 + \sigma_y^{RES} = S22 + \sigma_{0^\circ} + \sigma_{45^\circ} \cos(45^\circ) \quad (3.2)$$

$$\sigma_z = S33 + \sigma_z^{RES} = S33 + \sigma_{90^\circ} + \sigma_{45^\circ} \sin(45^\circ) \quad (3.3)$$

Dove σ_y^{RES} e σ_z^{RES} sono le tensioni residue totali lungo le direzioni y e z, mentre σ_{0° , σ_{45° e σ_{90° sono le stesse tensioni residue, ma misurate lungo le tre direzioni rispettivamente a 0° , 45° e 90° .

Tabella 3.4 Sforzi dovuti alla somma dei contributi della pressione, della differenza di temperatura e delle tensioni residue per il punto D.

SFORZI TOTALI		
σ_x	-0,5429	[MPa]
σ_y	-42,9066	[MPa]
σ_z	-103,4236	[MPa]
τ_{12}	0,4098	[MPa]
τ_{13}	0,0002	[MPa]
τ_{23}	0,0005	[MPa]

In questo modo si è ricavato il tensore degli sforzi per il punto D. Da tale matrice ricaviamo numericamente gli autovalori, che corrispondono agli sforzi

principali. Ciò è stato fatto e i risultati sono riportati di seguito, con le tre tensioni principali già ordinate.

Tabella 3.5 Valori con segno degli sforzi principali per il punto D.

SFORZI PRINCIPALI		
σ_1	-103,42	[MPa]
σ_2	-42,91	[MPa]
σ_3	-0,539	[MPa]

Le tensioni sono tutte negative e pertanto di compressione. Ciò è dovuto al contributo delle tensioni residue, molto elevate e di segno negativo. La presenza di tali sforzi è già stata motivata e analizzata nel Capitolo 2. In questo capitolo, invece, ci limitiamo a considerare gli sforzi principali e concludiamo che, essendo di compressione, non creano problemi durante il funzionamento dei tubi sebbene siano molto elevate in modulo. Per questo motivo non procediamo con la verifica statica.

Facciamo lo stesso per il punto C. In Tabella 3.3 sono già stati presentati gli sforzi normali e tangenziali per il punto considerato lungo tutte le direzioni. Ad esse vanno aggiunte in maniera opportuna, come abbiamo fatto per il punto D, le tensioni residue già presenti nel materiale.

Nel caso del punto C, la direzione caratterizzata dall'angolo di 0° coincide con la direzione x del modello agli elementi finiti. Invece la direzione contraddistinta dall'angolo di 90° coincide con la direzione z. Ancora una volta gli sforzi residui lungo la direzione con angolo di 45° devono essere opportunamente scomposti lungo x e lungo z. Pertanto gli sforzi totali sono:

$$\sigma_x = S11 + \sigma_x^{RES} = S11 + \sigma_{0^\circ} + \sigma_{45^\circ} \cos(45^\circ) \quad (3.4)$$

$$\sigma_y = S22 \quad (3.5)$$

$$\sigma_z = S33 + \sigma_z^{RES} = S33 + \sigma_{90^\circ} + \sigma_{45^\circ} \sin(45^\circ) \quad (3.6)$$

Ricaviamo anche in questo caso il tensore degli sforzi, questa volta per il punto C. I termini del tensore (sforzi normali e tangenziali) sono riportati in Tabella 3.6.

Tabella 3.6 Sforzi dovuti alla somma dei contributi della pressione, della differenza di temperatura e delle tensioni residue per il punto C.

SFORZI TOTALI		
σ_x	82,578297	[MPa]
σ_y	-4,525	[MPa]
σ_z	61,182297	[MPa]
τ_{12}	0,676	[MPa]
τ_{13}	-0,01954	[MPa]
τ_{23}	0,004028	[MPa]

Analogamente a quanto fatto in precedenza per il punto D, si è risolto il problema agli autovalori ricavando i tre sforzi principali:

Tabella 3.7 Valori con segno degli sforzi principali per il punto C.

SFORZI PRINCIPALI		
σ_1	82,605	[MPa]
σ_2	61,18	[MPa]
σ_3	-4,53	[MPa]

In questo caso le tensioni sono positive e elevate in valore assoluto, a eccezione della σ_3 che è negativa ma molto bassa in modulo. Calcoliamo a partire da queste tensioni o direttamente dal tensore degli sforzi lo sforzo equivalente del criterio di Von Mises in modo da confrontarlo con il limite di snervamento del materiale. Si ricava:

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_1\sigma_3)} = 78,64 \quad [\text{MPa}] \quad (3.7)$$

Il valore ricavato è stato poi confrontato con il limite di snervamento del materiale. In questo caso, si tratta di alluminio, lega 3003, che non ha subito trattamenti termici ed è pari a 101 MPa (cfr. paragrafo 2.1.1). Pur essendo inferiore a tale valore, lo sforzo equivalente calcolato è abbastanza elevato, e in condizioni di esercizio può portare a dei cedimenti locali del materiale.

Lo stesso procedimento di calcolo è stato effettuato per il provino RICOTTO2. Di seguito sono presentati i risultati.

Nel punto C e nel punto D gli sforzi ottenuti dalla simulazione agli elementi finiti valgono:

Tabella 3.8 Sforzi normali e tangenziali lungo tutte le direzioni per il punto D

SFORZI		
S11	-0,5183	[MPa]
S22	22,8570	[MPa]
S33	22,1100	[MPa]
S12	0,3782	[MPa]
S13	0,2200	[MPa]
S23	-0,0071	[MPa]

Tabella 3.9 Sforzi normali e tangenziali lungo tutte le direzioni per il punto C

SFORZI		
S11	10,8000	[MPa]
S22	-4,1940	[MPa]
S33	17,8800	[MPa]
S12	0,6403	[MPa]
S13	0,0006	[MPa]
S23	0,0073	[MPa]

Se si confrontano tali valori con quelli presenti in Tabella 3.2 e 3.3 relativi al materiale crudo si può notare come siano molto simili ad essi. Il trattamento termico, quindi, non influisce particolarmente sugli sforzi derivanti dalla

presenza di un fluido in pressione all'interno dei tubi e da quelli generati dalla differenza di temperatura. Ciò era prevedibile poichè, come già analizzato nel Capitolo 2, il trattamento termico di ricottura ha come effetto principale quello di rilassare le tensioni residue presenti nel materiale e dovute alle precedenti lavorazioni meccaniche. Infatti, procedendo nel calcolo nello stesso modo in cui si è agito per il materiale crudo e utilizzando le stesse formule per il calcolo degli sforzi totali nelle posizioni C e D ricaviamo:

Tabella 3.10 Sforzi totali nelle posizioni C e D.

SFORZI TOTALI in C		
σ_x	-0,5183	[MPa]
σ_y	-18,7797	[MPa]
σ_z	-8,9267	[MPa]
τ_{12}	0,3782	[MPa]
τ_{13}	0,2200	[MPa]
τ_{23}	-0,0071	[MPa]

SFORZI TOTALI in D		
σ_x	-10,7530	[MPa]
σ_y	-4,1940	[MPa]
σ_z	-9,9730	[MPa]
τ_{12}	0,6403	[MPa]
τ_{13}	0,0006	[MPa]
τ_{23}	0,0073	[MPa]

Dopo aver aggiunto il contributo delle tensioni residue i valori si discostano notevolmente da quelli analoghi e calcolati negli stessi punti per il materiale crudo. Gli sforzi residui, infatti, sono molto più bassi per il campione RICOTTO2, oltre ad essere di segno negativo e quindi di compressione sia in C che in D, diversamente rispetto al provino CRUDO che in C presenta delle tensioni residue di segno positivo.

Procedendo con il calcolo degli autovalori, ricaviamo le seguenti tensioni principali:

Tabella 3.11 Tensioni principali nelle posizioni C e D per il provino RICOTTO2.

SFORZI PRINCIPALI in C		
σ_1	-0,5044	[MPa]
σ_2	-8,9324	[MPa]
σ_3	-18,788	[MPa]
SFORZI PRINCIPALI in D		
σ_1	-4,1326	[MPa]
σ_2	-9,973	[MPa]
σ_3	-10,861	[MPa]

E' evidente la differenza con il materiale crudo. Infatti le tensioni sono molto più basse in modulo a causa del trattamento termico di ricottura e sono tutte di compressione. Anche in questo caso non si evidenziano quindi criticità dal punto di vista della resistenza meccanica.

Proviamo ora a verificare il provino RICOTTO2 a fatica, in corrispondenza del punto C. I tubi in esame, infatti, hanno un funzionamento tipicamente ciclico, derivante dall'accensione e dallo spegnimento della caldaia di cui essi fanno parte. I carichi che variano nel tempo, dando origine al fenomeno di fatica del materiale sono quello di pressione e soprattutto quelli dovuti alla differenza di temperatura tra l'esterno e l'interno dei tubi.

Il carico di pressione è molto inferiore a quello dovuto al gradiente di temperatura, che invece risulta abbastanza elevato, e che rende necessaria la verifica a fatica. Tale verifica è stata effettuata utilizzando il criterio di Sines.

Nel criterio di Sines, gli sforzi vengono scomposti in una parte costante e in una parte alternata. Nel nostro caso gli sforzi costanti sono rappresentati dalle tensioni residue già presenti nel materiale, mentre gli sforzi alternati sono dovuti

all'applicazione dei carichi di pressione e al gradiente di temperatura. Questi ultimi, come spiegato in precedenza, hanno un carattere ciclico.

Il criterio di Sines afferma che la verifica a fatica è soddisfatta se lo sforzo equivalente di Sines, opportunamente calcolato, risulta inferiore del limite di fatica del materiale. Quest'ultimo per l'alluminio è tipicamente compreso tra il 40% e il 50% del carico di rottura del materiale. Nel nostro caso, per la lega di alluminio 3003, ricaviamo da letteratura un limite di fatica di 55 MPa .

Lo sforzo equivalente di Sines si calcola:

$$\sigma_{\text{eq}} = \frac{\bar{\sigma}_a}{1 - (\sigma_{\text{hm}})/R_m} \quad (3.8)$$

dove $\bar{\sigma}_a$ è detto ampiezza di sforzo equivalente ed è uguale a:

$$\bar{\sigma}_a = \sqrt{\sigma_{1a}^2 + \sigma_{2a}^2 + \sigma_{3a}^2 - (\sigma_{1a}\sigma_{2a} + \sigma_{2a}\sigma_{3a} + \sigma_{1a}\sigma_{3a})} \quad (3.9)$$

e σ_{1a} , σ_{2a} e σ_{3a} sono le tensioni principali alternate. Invece, σ_{hm} è detto sforzo medio ed è uguale a:

$$\sigma_{\text{hm}} = \sigma_{1m} + \sigma_{2m} + \sigma_{3m} \quad (3.10)$$

con σ_{1m} , σ_{2m} e σ_{3m} che rappresentano le tre componenti costanti degli sforzi. Infine, R_m è il limite di rottura del materiale.

Calcoliamo inizialmente le componenti dello sforzo medio nel punto C. Analogamente a quanto fatto in precedenza, la componente a 45° dello sforzo deve essere opportunamente scomposta.

$$\sigma_{1m} = \sigma_{0^\circ} + \sigma_{45^\circ} \cos(45^\circ) = -21,55 \text{ MPa} \quad (3.11)$$

$$\sigma_{2m} = 0 \text{ MPa} \quad (3.12)$$

$$\sigma_{3m} = \sigma_{90^\circ} + \sigma_{45^\circ} \text{ sen } (45^\circ) = -27,85 \text{ MPa} \quad (3.13)$$

Da cui $\sigma_{hm} = -49,41 \text{ MPa}$

Per quanto riguarda invece gli sforzi alternati, calcoliamo gli sforzi principali partendo da quelli in Tabella 3.9: essi infatti sono gli sforzi dovuti a pressione e a gradiente termico, a cui ancora non sono state sommate le tensioni residue. Dal tensore degli sforzi costruito con tali valori ricaviamo gli autovalori, e quindi le tensioni principali alternate:

Tabella 3.12 Tensioni principali alternate; dovute al contributo di pressione e al gradiente termico.

TENSIONI PRINCIPALI ALTERNATE		
S1a	17,88	MPa
S2a	10,8273	MPa
S3a	-4,221	MPa

Calcoliamo quindi l'ampiezza di sforzo equivalente e successivamente lo sforzo equivalente di Von Mises:

$$\bar{\sigma}_a = 19,55 \text{ MPa} \quad (3.14)$$

$$\sigma_{eq} = 13,82 \text{ MPa} \quad (3.15)$$

In definitiva, lo sforzo equivalente di Sines è abbondantemente più basso del limite di fatica (55 MPa). Pertanto la verifica di fatica risulta ampiamente soddisfatta.

3.6 Conclusioni

Il metodo di calcolo descritto in questo capitolo ha permesso di sommare i contributi degli sforzi dovuti alla pressione dell'acqua all'interno dei tubi e quelli dovuti alla differenza di temperatura tra le due superfici con le tensioni residue precedentemente misurate. E' così possibile confrontare le tensioni principali opportunamente calcolate tra i due punti analizzati e per i due materiali, crudo e ricotto. I risultati sono notevolmente diversi a seconda se essi siano relativi al punto C o al punto D e anche al variare della lega in esame (se essa ha subito trattamento termico o meno). In particolare, la differenza più grande può essere riscontrata nel caso della lega cruda al variare del punto analizzato: nel punto C le tensioni principali hanno segno positivo mentre nel punto D esse hanno segno negativo. Ciò è una conseguenza diretta del segno delle tensioni residue. Infatti, esse danno il contributo maggiore al modulo delle tensioni principali, mentre lo sforzo di pressione e quello generato dalla differenza di temperatura sono minori.

Analizzando il provino CRUDO, nel punto D non incontriamo criticità poiché gli sforzi, sebbene abbastanza elevati, sono di compressione. Nel punto C, invece, sono di trazione (a parte la σ_3 che però è molto bassa in modulo). Pertanto si è effettuata una verifica statica allo snervamento che è stata soddisfatta anche se con un coefficiente di sicurezza relativamente basso, pari a 1,2. Infatti lo sforzo equivalente di Von Mises è risultato essere di 78,6 MPa, mentre il limite di snervamento per il materiale è pari a 101 MPa. In questo modo il componente non può essere considerato del tutto immune a rotture; può infatti accadere che localmente venga raggiunto lo snervamento.

La stessa analisi effettuata sul materiale ricotto ha portato alla definizione degli sforzi principali che sono risultati tutti di compressione, nonché molto più piccoli rispetto al caso precedente. In questo caso quindi il componente lavora in sicurezza. Ciò nonostante il limite di snervamento notevolmente più basso (66 MPa) rispetto al materiale crudo.

Per il materiale ricotto è stata effettuata anche una verifica a fatica utilizzando il criterio di Sines. I tubi in questione, infatti, hanno un tipico funzionamento ciclico, dettato dall'accensione e dallo spegnimento delle caldaie murali in cui essi trovano applicazione. Gli sforzi derivanti dal gradiente di temperatura nonché quelli dovuti alla pressione dell'acqua circolante nei tubi forniscono le tensioni alternate, mentre le tensioni residue contribuiscono allo sforzo medio.

La verifica, effettuata in posizione C, è risultata ampiamente soddisfatta, con un coefficiente di sicurezza pari a 4. Il fenomeno della fatica, quindi, non risulta particolarmente pericoloso nel caso dei tubi ricotti.

Possiamo concludere quindi che le spirali in alluminio che non subiscono il trattamento termico di ricottura potrebbero incorrere di frequente in rotture dovute al raggiungimento locale della tensione di snervamento. Un ruolo decisivo è giocato dalle tensioni residue presenti nel materiale. Per questo motivo è consigliabile effettuare la ricottura sulle spirali in esame prima che esse vengano messe in esercizio al fine di abbattere i valori delle tensioni residue e per garantire un funzionamento più in sicurezza del componente, proteggendo le spirali in alluminio anche dal fenomeno di fatica dei materiali.

Conclusioni

Questo lavoro di tesi si articola in una prima parte introduttiva, in una sperimentale, volta a misurare durezza e tensioni residue su alcune spirali di alluminio destinate a scambiatori di calore, e in una parte di modellazione agli elementi finiti.

Nella parte introduttiva si descrivono nel dettaglio la durezza dei materiali e le tensioni residue che possono essere presenti in essi, specialmente a seguito di lavorazioni plastiche a freddo. Nella successiva parte sperimentale vengono effettuate delle prove di microdurezza Vickers e vengono misurate le tensioni residue presenti nelle spirali di alluminio tramite un diffrattometro a raggi X. Infine, nel terzo capitolo si è implementato un modello delle spirali agli elementi finiti. Grazie ad esso si è potuto simulare l'effetto del gradiente termico dovuto all'acqua calda che scorre all'interno dei tubi e l'effetto della pressione della stessa acqua sui tubi.

Nel secondo capitolo, destinato alle prove sperimentali, si è inizialmente caratterizzato il materiale in questione. Poichè su alcune spirali si è effettuato un trattamento termico di ricottura mentre altre sono rimaste crude, sono stati ricavati tre provini che sono stati denominati CRUDO, RICOTTO1 e RICOTTO2. Ciascuno di essi è stato sottoposto a una prova di trazione che ha portato alla determinazione dei limiti di rottura e snervamento, oltre che del modulo di elasticità e dell'allungamento percentuale a rottura. Tali prove hanno mostrato che il trattamento termico influisce principalmente sul limite di snervamento del materiale, mentre la tensione di rottura resta quasi invariata.

Dall'analisi delle misure di durezza è risultato evidente che il trattamento di ricottura ha un effetto importante sulla durezza del materiale. Infatti, mentre per il provino CRUDO la durezza varia molto in funzione della posizione di misura, per i provini RICOTTO1 e RICOTTO2 essa rimane pressoché costante in ogni punto. Inoltre, le misure effettuate sui provini ricotti danno tutti dei risultati considerevolmente più bassi rispetto al provino crudo.

Si è notato che c'è poca differenza nelle misurazioni in corrispondenza delle posizioni A e B. Pertanto da questo momento in poi si analizzeranno più in dettaglio le posizioni C e D, situate nella parte curva di raccordo delle spirali. E'

evidente come le deformazioni avvenute in questa zona abbiano influenzato la struttura dei grani del materiale.

Le misure di tensioni residue sono state fatte in superficie in corrispondenza delle posizioni A, C e D, per ciascuno dei tre campioni. Ad esse è stata poi aggiunta una misura in profondità (0,2 mm) per ciascun campione. Si è potuto leggere in output le tensioni lungo tre direzioni (0°, 45° e 90°), l'FWHM e le tensioni principali con il relativo angolo che ne caratterizza la direzione. Ogni misura è accompagnata dal relativo scarto.

Il provino CRUDO è risultato essere affetto da tensioni residue di trazione molto elevate in modulo, tali da essere prossime allo sforzo di snervamento del materiale. Ciò è vero ad eccezione del punto A che è praticamente scarico. Mentre nel punto D per ciascuno dei tre provini gli sforzi residui risultano essere negativi e quindi di compressione, nel punto C e per il provino CRUDO essi sono positivi. I due campioni ricotti invece conservano il segno negativo. Tale differenza riscontrata nel provino CRUDO può essere attribuita alla sovrapposizione degli effetti dovuti alle diverse operazioni meccaniche che coinvolgono il punto C. Esso infatti è nella zona di raccordo tra il tratto rettilineo e quello curvo dei tubi. La ricottura effettuata per gli altri due provini ha evidentemente rilassato tale stato tensionale.

Confrontando le misure di durezza e tensioni residue possiamo notare una tendenza degli sforzi principali σ_1 e σ_2 a diminuire al crescere della durezza. Concludiamo che nel caso sperimentale analizzato la durezza è inversamente proporzionale al valore delle tensioni residue. In particolare, gli sforzi di compressione sono maggiori al crescere della durezza.

Le misure di tensione in profondità non hanno mostrato differenze sostanziali rispetto a quelle effettuate in superficie, probabilmente a causa dello spessore di materiale asportato non particolarmente marcato.

Nell'ultima parte del lavoro si è realizzato un modello agli elementi finiti delle spirali di alluminio. La loro geometria è stata semplificata, anche sfruttando le evidenti simmetrie presenti nel componente. Tale modello simula il comportamento dei tubi quando essi sono sottoposti a una differenza di temperatura tra superficie interna, a contatto con l'acqua da riscaldare e superficie esterna, a contatto con l'aria. E' stata implementata anche la pressione dell'acqua all'interno dei tubi, corrispondente a pochi *bar*.

Dopo avere opportunamente vincolato la porzione dei tubi disegnata e dopo aver assegnato alla stessa le opportune condizioni al contorno è stata lanciata la simulazione *steady-state* che ha portato ai seguenti risultati: lo sforzo di Von Mises è dell'ordine di 20 - 30 MPa su tutto il componente, toccando punte di 50 MPa, soprattutto in corrispondenza del tratto curvo.

Estrapolando dal modello realizzato gli sforzi in corrispondenza dei punti C e D, che tengono conto di pressione e gradiente di temperatura, è stato possibile sommarli opportunamente alle tensioni residue precedentemente calcolate al fine di effettuare una verifica statica allo snervamento nei punti C e D, sia per il provino CRUDO che per il provino RICOTTO2 (scelto arbitrariamente tra i due campioni ricotti vista la forte somiglianza delle misure sperimentali). Nel primo caso la verifica statica è soddisfatta nel punto C, sebbene con un coefficiente di sicurezza basso, che non garantisce che il componente non subisca rotture in esercizio. Localmente, infatti, è possibile che venga raggiunto il limite di snervamento. Nel punto D, invece, le tensioni principali assumono segno negativo e sono perciò di compressione. In questo caso non creano problemi durante il funzionamento del materiale. Lo stesso si verifica in entrambe le posizioni considerate per il campione RICOTTO2. Anche in questo caso le tensioni di compressione non rappresentano un pericolo per il componente.

Le spirali in alluminio hanno un funzionamento tipicamente ciclico. Infatti, ad ogni accensione della caldaia di cui essi fanno parte, nascono gli sforzi dovuti alla pressione e al gradiente di temperatura, che cessano di esistere ad ogni spegnimento del dispositivo. Le tensioni residue presenti nel materiale, invece, sono degli sforzi costanti, presenti in ogni momento della vita dei tubi. Facendo tali assunzioni, è stato applicato nel caso del campione RICOTTO2 il criterio di Sines che ci ha consentito di effettuare una verifica a fatica nel punto C. Anche tale verifica è stata ampiamente soddisfatta. Possiamo pertanto concludere che le spirali che non subiscono il trattamento di ricottura possono incorrere in cedimenti abbastanza frequenti in condizioni di esercizio. Al contrario, quelle sottoposte a ricottura lavorano maggiormente in sicurezza, essendo verificate staticamente e a fatica.

Bibliografia

- [1] ASTM E384 – 11e1: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials
- [2] Boniardi, C. Tagliabue, R. Venturini, Residual Stress Origin. Plastic Deformation and Machining, *La metallurgia italiana*, 2006
- [3] G. E. Dieter, D. Bacon, Mechanical Metallurgy, *McGraw – Hill Book Company*, London
- [4] S. Suresh, E. Giannakopoulos, A New Method for Estimating Residual Stresses by Instrumented Sharp Indentation, *Acta Mater, Elsevier Science*, 1998
- [5] A.A. Denton, Residual Stress Measurement, *American Society for Metals, Metal Park*, Ohio, 1952
- [6] N.S. Rossini, M. Dassisti, K.Y. Benyounis, A.G. Olabi, Methods of measuring residual stresses in components
- [7] <http://dcssi.istm.cnr.it/>
- [8] M. Guagliano, L'applicazione della diffrattometria dei raggi X per l'analisi del cedimento dei componenti meccanici - *Frattura ed integrità strutturale*, 2 , 2007
- [9] R. Narayanasami, M.Ravi, C. Sathiya Narayanan, N. L. Parthasarathi, R. Ravindran, Effect of annealing temperature on void coalescence in 5086 aluminium alloy formed under stress conditions - *Int J Mech Mater Des* – 2006
- [10] <http://www.dw-inductionheating.com/>
- [11] M.K. Khan, M.E. Fitzpatrick, S.V. Hainsworth, A.D. Evans, L. Edwards, Application of synchrotron X-ray diffraction and nanoindentation for the determination of residual stress fields around scratches, *Sciverse ScienceDirect*, 2011

- [12] K. Tosha, K. Iida, Residual Stresses and Hardness Distributions Induced by Shot Peening, *Asia Pacific Forum on Precision Surface Finishing and Deburring Technology*, 2012
- [13] K. Tosha, Influence of Residual Stresses on the Hardness Number in the Affected Layer Produced by Shot Peening, *Asia Pacific Forum on Precision Surface Finishing and Deburring Technology*, 2012
- [14] <http://www.condevo.com/catalogo/>
- [15] ASTM E8M
- [16] UNI EN ISO 6507-1:2005
- [17] K. Vijayalakshmia, V. Muthupandib, R. Jayachitrac, Influence of heat treatment on the microstructure, ultrasonic attenuation and hardness of SAF 2205 duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 529 - (2011)
- [18] E. Cerri, P. Leo, Influence of high temperature thermal treatment on grain stability and mechanical properties of medium strength aluminium alloy friction stir welds, *Journal of Materials Processing Technology*, 2013
- [19] www.struers.com
- [20] M. Jamaati, M. R. Toroghinejad, Effect of friction, annealing conditions and hardness on the bond strength of Al/Al strips produced by cold roll bonding process, *Materials and Design*, 2010
- [21] <http://www.nhml.com/>, Fred Hochgraf, 2005
- [22] C. David, T. Girardeau, F. Paumier, D. Eyidi, B. Lacroix, N. Papathanasiou, B. P. Tinkham, P. Guerin, Marteau Microstructural and conductivity changes induced by annealing of ZnO:B thin films deposited by chemical vapour deposition, *IOPscience.iop.org*, 2011