



Politecnico di Torino

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica

Tesi di Laurea Magistrale

Applicazione della termografia attiva per la caratterizzazione dei trattamenti superficiali negli ingranaggi

Relatore:

Prof.ssa Francesca Maria Curà

Correlatori:

Ing. Luca Corsaro

Prof.ssa Raffaella Sesana

Candidata:

Ludovica Tromba S295394

Anno accademico 2023/2024

Sommario

Indice Figure	5
Indice Tabelle	9
Prefazione	10
Capitolo 1	12
Introduzione	12
Stato dell'arte	15
1.1 Tensioni Residue	15
1.1.1 Metodi non distruttivi per la misurazione delle tensioni residue	26
1.2 Trattamenti Superficiali	32
1.2.1 Tempra ad induzione	34
1.2.2 Cementazione	45
1.2.3 Pallinatura	49
1.3 Termografia Attiva	52
1.3.1 Principi Base	53
1.3.2 Tipologie di termografia ad infrarosso	59
1.3.3 Metodo lock-in	62
1.3.4 Metodo della fase	65
Capitolo 2	70
Materiali e Metodi	70
2.1 Strumentazione	71
2.2 Materiali e Provini	78
2.3 Elaborazione dei dati	88
2.3 DOE	99
2.4 Descrizione e Parametri delle Prove	104
Capitolo 3	113
Attività Laboratoriale	113
3.1 Caratterizzazione trattamenti superficiali	113

3.2 Risultati e Conclusioni	114
Capitolo 4	120
Conclusioni e sviluppi futuri	120
Bibliografia	123

Indice Figure

FIGURA 1 - INTERAZIONE TRA TEMPERATURA, STRESS E MICROSTRUTTURA [1]	13
FIGURA 2 - FASI DELL'ATTIVITÀ DI RICERCA.....	14
FIGURA 3 - METODI PER INDURRE TENSIONI RESIDUE.....	17
FIGURA 4 - ESEMPIO DI EFFETTI NOCIVI DELLE TENSIONI RESIDUE [5]	17
FIGURA 5 - METODI DI MISURAZIONE DELLE TENSIONI RESIDUE E LORO CARATTERISTICHE [5]	18
FIGURA 6 - METODO DI CURVATURA [7]	19
FIGURA 7 - METODO DI FENDITURA [5]	20
FIGURA 8 - METODO DI RIMOZIONE DELLO STRATO [5]	20
FIGURA 9 - SET DI DATI RACCOLTI PER LE SOLLECITAZIONI IN UNA LEGA A BASE DI NI PALLINATA [7]	21
FIGURA 10 -DIFFRAZIONE DELLA RADIAZIONE ALL'INTERNO DI UNA STRUTTURA CRISTALLINA (D = DISTANZA TRA I PIANI RETICOLARI, θ = ANGOLO DI BRAGG E λ = LUNGHEZZA D'ONDA DELLA RADIAZIONE) [5]	22
FIGURA 11 - VARIAZIONI DEL PICCO DI INTENSITÀ DEI RAGGI X IN PRESENZA DI STRESS RESIDUI DI COMPRESIONE E TRAZIONE [6]	23
FIGURA 12 - SCHEMA SINCROTRONE [6]	24
FIGURA 13- TBC [8]	27
FIGURA 14- STRESS RESIDUI NELLO STRATO CERAMICO E NELLO STRATO DI LEGANTE DEL TBC [8].....	27
FIGURA 15 - DIFFRAZIONE DI NEUTRONI: FASCIO MONOCROMATICO (SX), FASCIO BIANCO E CONFIGURAZIONE TOF (DX) [6] .	28
FIGURA 16 - PROFILO STRESS RESIDUI: NEUTRONI (SX) VS. RAGGI X (DX) [9]	29
FIGURA 17 - SET UP SPERIMENTALE IN [3]	30
FIGURA 18 - DIFFUSIVITÀ TERMICA E MICRODUREZZA IN FUNZIONE DELLA DISTANZA DAL PIANO DI ROTTURA [3]	31
FIGURA 19 - TIPOLOGIE DI TRATTAMENTO TERMICO [10].....	32
FIGURA 20 - LE DUE TIPOLOGIE DI TRASFORMAZIONE DI FASE [1]	33
FIGURA 21 - TRASFORMAZIONI RICOSTRUTTIVE E DISLOCATIVE [1].....	33
FIGURA 22 - SCHEMA INDUTTORE E COMPONENTE TEMPRATO A INDUZIONE [11].....	35
FIGURA 23- FASI TEMPRA AD INDUZIONE [12].....	35
FIGURA 24 - TEMPRA AD INDUZIONE PER INGRANAGGI MECCANICI: DENTE PER DENTE [13] [14] (SX), TEMPRA ROTATIVA (DX) [15].....	36
FIGURA 25 - MICROSTRUTTURA MATERIALE BASE	37
FIGURA 26- PERLITE SX [18] , FERRITE CCC DX [17]	37
FIGURA 27 - AUSTENITE CFC [17]	38
FIGURA 28 - STRUTTURA MARTENSITICA [10]	38
FIGURA 29 - MARTENSITE IN ACCIAIO AD ALTO TENORE DI C (SX), MARTENSITE IN ACCIAIO A BASSO TENORE DI C (DX)	39
FIGURA 30 - ANDAMENTI DELLA TEMPERATURA DURANTE IL TRATTAMENTO TERMICO DI TEMPRA AD INDUZIONE SU INGRANAGGIO: RISCALDAMENTO(SX), RAFFREDDAMENTO(DX) [20]	39
FIGURA 31 - DISTRIBUZIONE DELLA MARTENSITE IN UN INGRANAGGIO TEMPRATO AD INDUZIONE: A) FRAZIONE VOLUMETRICA MISURATA SPERIMENTALMENTE, B) FRAZIONE VOLUMETRICA TEORICA A DIVERSI VALORI DI TRASMITTANZA TERMICA [20]	40

FIGURA 32 - L'EFFETTO DEL CONTENUTO DI CARBONIO SULLA DUREZZA DELLA MARTENSITE NEGLI ACCIAI. [10].....	40
FIGURA 33 - MARTENSITE RINVENUTA.....	41
FIGURA 34 - DISTRIBUZIONE MICROSTRUTTURA A FINE TT (TEMPRA AD INDUZIONE) [19].....	41
FIGURA 35 - DIPENDENZA TRA VOLUME SPECIFICO DELLE FASI E CONTENUTO DI CARBONIO [21]	42
FIGURA 36 - DISTRIBUZIONE DEGLI STRESS RESIDUI IN UN INGRANAGGIO I CUI DENTI SONO STATI TEMPRATI AD INDUZIONE [19]	43
FIGURA 37 - DISTRIBUZIONE SINGOLE COMPONENTI DELLE TENSIONI RESIDUE SU INGRANAGGIO TEMPRATO AD INDUZIONE [19]	44
FIGURA 38 - CICLI ALTERNATIVI PER IL TT DI CEMENTAZIONE: (A) TEMPRA DIRETTA, (B) TEMPRA SINGOLA [24]	46
FIGURA 39 - DISTRIBUZIONE DEGLI STRESS RESIDUI IN UN COMPONENTE CEMENTATO [24]	47
FIGURA 40 - STRESS RESIDUI TANGENZIALI A DIVERSE PROFONDITÀ DI CEMENTAZIONE [25]	48
FIGURA 41 - TENSIONE RESIDUE IN COMPONENTI CEMENTATI DI 20MnCr4 CON DIFFERENTI DIAMETRI [25].....	48
FIGURA 42 - STIRAMENTO PLASTICO DELLA SUPERFICIE DEL PEZZO (A), COMPRESSIONE HERTZ (B) [26]	49
FIGURA 43 - PROFILO SOLLECITAZIONE RESIDUA CREATO DA PALLINATURA [26]	50
FIGURA 44 - PROFILO TENSIONI RESIDUE PER UN COMPONENTE SOLO CEMENTATO E POI SUCCESSIVAMENTE PALLINATO [24].	50
FIGURA 45 – (A) IMMAGINE VISIVA, (B) IMMAGINE TERMICA ([29])	52
FIGURA 46 - SPETTRO ELETTROMAGNETICO [28]	53
FIGURA 47 - ANDAMENTO QUALITATIVO DEL POTERE EMISSIVO DEL CORPO NERO IN FUNZIONE DELLA LUNGHEZZA D'ONDA DELLA RADIAZIONE [31]	54
FIGURA 48 - CONFRONTO TRA CORPO NERO, CORPO GRIGIO E CORPO REALE [32]	56
FIGURA 49 - RADIAZIONE INCIDENTE, ASSORBITA, RIFLESSA E TRASMESSA IN UN CORPO REALE.....	56
FIGURA 50 – INFLUENZA DELL'AMBIENTE CIRCOSTANTE SULL'ACQUISIZIONE TERMOGRAFICA [28].....	57
FIGURA 51 - COMPORTAMENTO CORPO GRIGIO A RADIAZIONE INCIDENTE [29]	58
FIGURA 52 - CONFIGURAZIONE IN MODALITÀ DI: RIFLESSIONE (SX), TRASMISSIONE (DX).....	59
FIGURA 53 - TIPOLOGIE DI TERMOGRAFIA ATTIVA [33]	60
FIGURA 54 - TIPOLOGIE DI ECCITAZIONE TERMICA USATE IN TERMOGRAFIA ATTIVA [32].....	61
FIGURA 55 - CONFIGURAZIONE PT (SX), CONFIGURAZIONE LT (DX) [34]	61
FIGURA 56 - METODO LOCK-IN [34]	62
FIGURA 57 - ESEMPIO ANDAMENTO DELLA TEMPERATURA IN UN PROVINO ECCITATO IN MANIERA PERIODICA [36]	63
FIGURA 58 - MISURA DIFFUSIVITÀ TERMICA LASTRA ISOTROPA, METODO DELLA FASE [35]	67
FIGURA 59 - MAPPE DELLA FASE: VICINO AL PIANO DI ROTTURA(SX), LONTANO DAL PIANO DI ROTTURA (DX) [3]	68
FIGURA 60 - FASE IN FUNZIONE DALLA DISTANZA R DAL PUNTO DI ECCITAZIONE TERMICA: (A)VICINO AL PIANO DI ROTTURA, (B)LONTANO AL PIANO DI ROTTURA [3].....	69
FIGURA 61 - STRUMENTAZIONE UTILIZZATA, LABORATORIO J-TECH	70
FIGURA 62 - IMMAGINE VISIBILE VS. IMMAGINE INFRAROSSO [28]	71
FIGURA 63 - TERMOCAMERA FLIR A6751SC.....	72
FIGURA 64 - TERMOCAMERA E SORGENTE LASER.....	73
FIGURA 65 - LENTE COLLIMAZIONE LASER	73
FIGURA 66 - SUPPORTO INGRANAGGI	74

FIGURA 67 - IRTA2 [39]	75
FIGURA 68 - CONFIGURAZIONE TERMOCAMERA [39].....	75
FIGURA 69 - CONFIGURAZIONE LASER [39].....	76
FIGURA 70 - CONFIGURAZIONE TESTA DI SCANSIONE LASER [39]	76
FIGURA 71 - ANALISI LOCK-IN IRTA2 [39].....	77
FIGURA 72 - GEOMETRIA INGRANAGGI.....	78
FIGURA 73 - INGRANAGGI C45: MODULO 3 BASE E TEMPRATO (SX), MODULO 4 BASE E TEMPRATO (DX)	79
FIGURA 74- INGRANAGGI 20MnCr5 MODULO 3: BASE, CEMENTATO, PALLINATO	79
FIGURA 75 - INGRANAGGI 20MnCr5 MODULO 4: BASE, CEMENTATO, PALLINATO.....	79
FIGURA 76 – MISURE MICRO-DUREZZA: PUNTI DI MISURA (SX) [41], MICRODUROMETRO (DX) [42]	80
FIGURA 77 - MISURE RUGOSITÀ SUPERFICIALE: PUNTI DI MISURAZIONE (SX) [41], RUGOSIMETRO (DX) [42]	80
FIGURA 78 - ANDAMENTO DUREZZA SUPERFICIALE C45B-IG3	81
FIGURA 79 - ANDAMENTO DUREZZA SUPERFICIALE C45B-IG4	81
FIGURA 80 -RUGOSITÀ TESTA: G3 (SX), G4(DX).....	83
FIGURA 81 - RUGOSITÀ EVOLVENTE 1: G3 (SX), G4 (DX)	83
FIGURA 82 - RUGOSITÀ EVOLVENTE 2: MODULO 3 (SX), MODULO 4 (DX)	83
FIGURA 83 - ANDAMENTO DUREZZA SUPERFICIALE 20MnCr5B-C-PG3.....	84
FIGURA 84- ANDAMENTO DUREZZA SUPERFICIALE 20MnCr5B-C-PG4	84
FIGURA 85 - RUGOSITÀ TESTA 20MnCr5: MODULO 3 (SX), MODULO 4 (DX)	86
FIGURA 86 - RUGOSITÀ EVOLVENTE 20MnCr5: MODULO 3 (SX), MODULO 4 (DX)	86
FIGURA 87 - RUGOSITÀ EVOLVENTE2 20MnCr5: MODULO 3 (SX), MODULO 4 (DX)	86
FIGURA 88 - SCHEMA PROCESSO CREAZIONE CURVE EVOLUZIONE TERMICA NEL TEMPO [43]	88
FIGURA 89 - TEOREMA DI FOURIER [45]	89
FIGURA 90 - ANALISI NEL DOMINIO DELLE FREQUENZE [45]	90
FIGURA 91 - SPETTRO DELLE AMPIEZZE ONDA QUADRA [46]	90
FIGURA 92 - RISPOSTA TERMICA DEL CAMPIONE.....	91
FIGURA 93 - MAPPA DELLA FASE 120MnCr5BG4-1RIP	92
FIGURA 94- MISURA DIFFUSIVITÀ TERMICA SULLA TESTA DEL DENTE	93
FIGURA 95 – PROFILO DELLA FASE (° IN PIXEL)	94
FIGURA 96 - PROFILO DELLA FASE (RADIANTI IN MILLIMETRI)	94
FIGURA 97 - IDENTIFICAZIONE PUNTO DI MEZZO	95
FIGURA 98 – RESEARCHIR	96
FIGURA 99 - RESEARCHIR CALCOLO DEL DIAMETRO	96
FIGURA 100 - PROFILO FASE RAMO DI SINISTRA	97
FIGURA 101 - PROFILO FASE RAMO DESTRA	97
FIGURA 102 - ESEMPIO RISULTATI ELABORAZIONE DATI	98
FIGURA 103 - RESPONSE SURFACE WITH AND WITHOUT CURVATURE [51]	101
FIGURA 104 - MATRICE FULL FACTORIAL, RESPONSE SURFACE E ORTOGONALE [50]	101
FIGURA 105 – CCF [50]	102

FIGURA 106- ESEMPIO DI ARRAY CCC VS. CFC.....	102
FIGURA 107 - RESONSE SURFACE PLOT [49].....	103
FIGURA 108 - CONTOUR PLOT [49].....	103
FIGURA 109 - FASI ATTIVITÀ SPERIMENTALE.....	104
FIGURA 110 - PASSAGGI ESECUZIONE PROVA.....	105
FIGURA 111 - PROVINI MISURE HOT DISK.....	108
FIGURA 112 - QUALITY LOSS FUNCTION DIFFUSIVITÀ TERMICA MEDIA 1C45BG4.....	109
FIGURA 113 - QUALITY LOSS FUNCTION DIFFUSIVITÀ TERMICA MEDIA 120MnCr5BG4.....	109
FIGURA 114 - RISULTATI DOE.....	112
FIGURA 115 - A LEFT PROFILE C45.....	114
FIGURA 116 - A RIGHT PROFILE C45.....	114
FIGURA 117 - A LEFT PROFILE 20MnCr5.....	114
FIGURA 118 - A RIGHT PROFILE 20MnCr5.....	115
FIGURA 119 - DIFFUSIVITÀ TERMICA MISURATA TRAMITE TA PRE E POST TRATTAMENTO DI TEMPRA AD INDUZIONE (C45)...	115
FIGURA 120 - DIFFUSIVITÀ TERMICA MISURATA TRAMITE TA PRE E POST TRATTAMENTO DI CEMENTAZIONE E PALLINATURA(20MnCr5).....	115
FIGURA 121- DIFFUSIVITÀ TERMICA C45, TA VS. HOT DISK.....	116
FIGURA 122 - DIFFUSIVITÀ TERMICA 20MnCr5, TA VS. HOT DISK.....	116
FIGURA 123 - CONFRONTO DUREZZA E DIFFUSIVITÀ TERMICA, PRE E POST TRATTAMENTO TEMPRA AD INDUZIONE (C45)....	118
FIGURA 124 - CONFRONTO DUREZZA E DIFFUSIVITÀ TERMICA, PRE E POST TRATTAMENTO DI CEMENTAZIONE E DI CEMENTAZIONE + PALLINATURA (20MnCr5).....	118
FIGURA 125 - CONFRONTO DUREZZA, DIFFUSIVITÀ TERMICA E TENSIONI RESIDUE, PRE E POST TRATTAMENTO (C45).....	118
FIGURA 126 - CONFRONTO DUREZZA, DIFFUSIVITÀ TERMICA E TENSIONI RESIDUE, PRE E POST TRATTAMENTO (20MnCr5).	119
FIGURA 127 - MODELLO BLACK-BOX [52].....	121

Indice Tabelle

TABELLA 1 - CARATTERISTICHE GEOMETRICHE INGRANAGGI G3	78
TABELLA 2 - CARATTERISTICHE GEOMETRICHE INGRANAGGI G4	78
TABELLA 3 - DATI MICRO-DUREZZA SUPERFICIALE C45G3	81
TABELLA 4 - DATI MICRO-DUREZZA C45G4	81
TABELLA 5 - DATI RUGOSITÀ SUPERFICIALE C45G3	82
TABELLA 6 - DATI RUGOSITÀ SUPERFICIALE C45G4	82
TABELLA 7 - DATI DUREZZA SUPERFICIALE 20MnCr5G3	84
TABELLA 8 - DATI RUGOSITÀ SUPERFICIALE 20MnCr5G4	84
TABELLA 9 - DATI RUGOSITÀ SUPERFICIALE 20MnCr5G3	85
TABELLA 10 - DATI RUGOSITÀ SUPERFICIALE 20MnCr5G4	85
TABELLA 11- FATTORI E LIVELLI 1ST ORDER DOE	106
TABELLA 12 - PROVE 1ST ORDER DOE	106
TABELLA 13 - ELABORAZIONE DATI 1ST ORDER DOE 1C45BG4	107
TABELLA 14 - ELABORAZIONE DATI 1ST ORDER DOE 120MnCr5BG4	107
TABELLA 15 - COMBINAZIONE OTTIMALE 1ST ORDER	109
TABELLA 16 - FATTORI E LIVELLI 2ND ORDER DOE	110
TABELLA 17 - PROVE 2ND ORDER DOE	110
TABELLA 18 - ELABORAZIONE DATI 2ND ORDER DOE 1C45BG4	111
TABELLA 19 - ELABORAZIONE DATI 2ND ORDER DOE 120MnCr5BG4	111
TABELLA 20 - COMBINAZIONE OTTIMALE 2ND ORDER DOE	112
TABELLA 21 - CARATTERIZZAZIONE INGRANAGGIO TEMPRATO AD INDUZIONE 1C45IG4	113
TABELLA 22 - CARATTERIZZAZIONE INGRANAGGIO CEMENTATO E PALLINATO 120MnCr5C-PG4	113

Prefazione

La termografia a infrarossi (IRT) è una metodologia di analisi non distruttiva che consente di rilevare l'energia termica emessa dagli oggetti all'interno della banda infrarossa dello spettro elettromagnetico. Si distingue in attiva e passiva, in base alla presenza o meno di una sorgente di eccitazione esterna, ed ha utilizzo nei campi più svariati, dal settore meccanico a quello aerospaziale, fino ad arrivare alla medicina. Nella seguente tesi viene proposto l'utilizzo della termografia attiva di tipo lock-in, con sorgente di eccitazione esterna di tipo termico (laser), per la caratterizzazione non distruttiva di ingranaggi meccanici trattati superficialmente. La termografia attiva viene qui utilizzata per stimare i valori di diffusività termica dei campioni. Le modifiche locali della microstruttura, indotte da trattamenti termici (tempra ad induzione e cementazione) e meccanici (pallinatura), sono responsabili della nascita di tensioni residue e contemporaneamente influenzano non solo le proprietà meccaniche del campione, come micro-durezza e rugosità superficiale, ma anche le sue proprietà di trasporto termico. Si crea, di conseguenza, un'interdipendenza tra diffusività termica, microstruttura, tensioni residue e micro-durezza superficiale. Dunque, si può arrivare alla conclusione che attraverso la valutazione della diffusività termica degli ingranaggi tramite termografia attiva, è possibile discernere con precisione se l'ingranaggio è stato sottoposto, o meno, ad un trattamento superficiale, che sia di natura termica o meccanica, fornendo così una panoramica dettagliata del suo stato e delle sue caratteristiche fondamentali.

Il metodo è stato validato su ingranaggi di differenti materiali (C45 e 20MnCr5) e geometrie (modulo 3 mm e 4 mm), sottoposti a diversi trattamenti superficiali (rispettivamente tempra ad induzione per gli ingranaggi in C45 e cementazione più successiva pallinatura per il 20MnCr5). I risultati sono stati confrontati con quelli ottenuti mediante la tecnica più convenzionale dell'Hot Disk, mostrando una buona concordanza. Inoltre, l'approccio proposto offre una buona ripetibilità nelle misurazioni, evidenziando la robustezza del metodo. Tale metodo, risulta vantaggioso per la sua non invasività, per la possibilità di fornire informazioni sia di tipo qualitativo che di tipo quantitativo, e per la capacità di poter essere applicato ai materiali e alle geometrie più differenti, caratteristiche che conferiscono al metodo una buona potenzialità di utilizzo in campo industriale.

Dopo aver effettuato un'accurata indagine sulle tecniche di misurazione convenzionali delle tensioni residue riportate in letteratura, con una particolare attenzione per le tecniche di tipo non distruttivo, dei trattamenti superficiali e della termografia attiva, si sono effettuate le misure di diffusività termica, dello stato di tensioni residue superficiale e le ispezioni di micro-durezza e rugosità superficiale sugli ingranaggi in materiale base e sugli ingranaggi trattati. L'approccio all'indagine sperimentale e l'ottimizzazione dei parametri sperimentali (parametri del laser) sono stati effettuati con un Design Of Experiments (DOE) di primo e secondo ordine, rispettivamente il *Taguchi designs* e il *response surface designs*. Grazie all'analisi delle risposte termiche del sistema nel dominio della frequenza e all'ausilio di software dedicati come IRTA2, ResearchIR e Matlab, si sono potuti ottenere dei risultati in grado di confermare quelli ottenuti con tecniche più convenzionali e quindi di validare tale metodologia termografica per una buona caratterizzazione dei trattamenti superficiali e dell'ingranaggio a 360° senza dover ricorrere a tecniche distruttive.

Capitolo 1

Introduzione

Gli ingranaggi meccanici rivestono un ruolo cardinale in svariati contesti industriali. La loro affidabilità e il loro rendimento sono fattori critici per il corretto funzionamento dei sistemi. Un fattore cruciale che incide sulle prestazioni a lungo termine degli ingranaggi è rappresentato dalle tensioni residue, le quali possono derivare da svariati processi di fabbricazione e lavorazione come appunto i trattamenti superficiali analizzati nella seguente tesi: tempra ad induzione, cementazione, e pallinatura dell'ingranaggio.

Le tensioni residue, o auto tensioni, sono le sollecitazioni presenti in un componente quando su di esso non agiscono forze e/o momenti esterni. Sono una diretta conseguenza delle interazioni tra tempo, temperatura, deformazione e microstruttura. Alcune caratteristiche del materiale che influenzano lo sviluppo di tensioni residue sono la conducibilità termica, la capacità termica, l'espansività termica, il modulo elastico, il rapporto di Poisson, la termodinamica e cinetica delle trasformazioni, e la plasticità di trasformazione¹. [1]

L'obiettivo intrinseco della presente indagine consiste nell'effettuare una caratterizzazione completa di un ingranaggio meccanico trattato superficialmente, abbracciando una prospettiva globale a 360°. Tale caratterizzazione si concentra sulla delineazione degli impatti provocati da un trattamento superficiale, nel caso specifico tempra ad induzione e cementazione più successiva pallinatura, concentrandosi primariamente sulle tensioni residue che nascono sulla superficie del componente, ma parallelamente anche sulle modifiche della durezza, microstruttura e diffusività termica dell'ingranaggio. L'indagine parte proprio dalla misurazione di quest'ultima mediante l'utilizzo della termografia attiva come strumento diagnostico fondamentale e non distruttivo. Il termine "non distruttivo" implica che il componente può essere riportato in servizio dopo la misurazione. L'obiettivo sarà valutare in maniera semplice, efficace e non distruttiva se sull'ingranaggio in esame è stato effettuato un trattamento o meno, tramite appunto un confronto dei valori di diffusività termica e conseguentemente

¹ La deformazione permanente associata a qualsiasi trasformazione è chiamata "plasticità di trasformazione". [1]

un'analisi delle variazioni locali della microstruttura che portano a degli stress residui superficiali che, a loro volta, influenzano le proprietà di trasporto del calore.

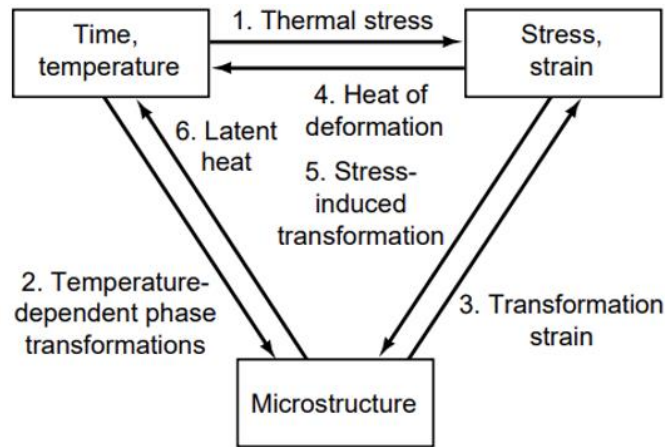


Figura 1 - interazione tra temperatura, stress e microstruttura [1]

I trattamenti rispondono all'esigenza di ottimizzare le prestazioni dei componenti in termini di resistenza all'usura e alla fatica, accoppiata alla capacità di resistere agli urti ed alla flessione, conferendo cioè al materiale un'elevata durezza superficiale ed un'alta tenacità al cuore. Tali obiettivi possono essere conseguiti sia modificando la struttura senza modificare la composizione chimica del metallo, come per il trattamento di tempra di induzione, sia modificando la composizione chimica, come per la cementazione. [2]

Le metodologie tradizionali per la misurazione delle tensioni residue spesso comportano la distruzione del campione o presentano dei limiti come nel caso delle nuove metodologie, anch'esse non distruttive, che utilizzano il principio di diffrazione. L'obiettivo primario di questo studio consiste, pertanto, nell'illustrare una metodologia innovativa per un monitoraggio costante dei profili di tensione residua senza dover pregiudicare l'integrità dell'ingranaggio.

L'attività è stata suddivisa in quattro fasi principali. Primariamente si è svolta un'accurata indagine delle tecniche convenzionali di misurazione delle tensioni residue riportate in letteratura, con una particolare attenzione per quelle di tipo non distruttivo, sui trattamenti superficiali, analizzati nella seguente tesi, con i relativi profili di tensione residua e le modifiche microstrutturali che questi comportano e sulle tecniche termografiche conosciute in letteratura. Tali indagini sono riportate nella sezione dello "stato dell'arte" al fine di comprendere a pieno il successivo lavoro di ricerca.

La seconda parte dell'attività, “*materiali e metodi*”, si concentra, invece, sulla dettagliata descrizione degli strumenti utilizzati durante le prove laboratoriali, dei campioni e dei metodi utilizzati per analizzarli. Si affrontano i temi del metodo della fase, utilizzato per il calcolo della diffusività termica, e del DOE, utilizzato per programmare ed organizzare l'attività di sperimentazione nonché per ottimizzare i parametri del laser variabili durante le prove, in particolare il *Taguchi designs* per il primo ordine e il *response surface designs* per il secondo. In questa sezione vengono riportati anche i profili di micro-durezza e rugosità superficiale ottenuti post-trattamento e i risultati medi delle misurazioni, effettuate al diffrattometro, per lo stato di tensioni residue. Nella sezione riguardante “*l'attività sperimentale*” dello studio, che rappresenta la parte cruciale della tesi stessa, è stata scrupolosamente riportata tutta la parte di caratterizzazione dei trattamenti superficiali e delle prove termografiche eseguite sugli ingranaggi trattati con i relativi risultati, i quali hanno portato a delle conclusioni e a dei possibili “*sviluppi futuri*”.

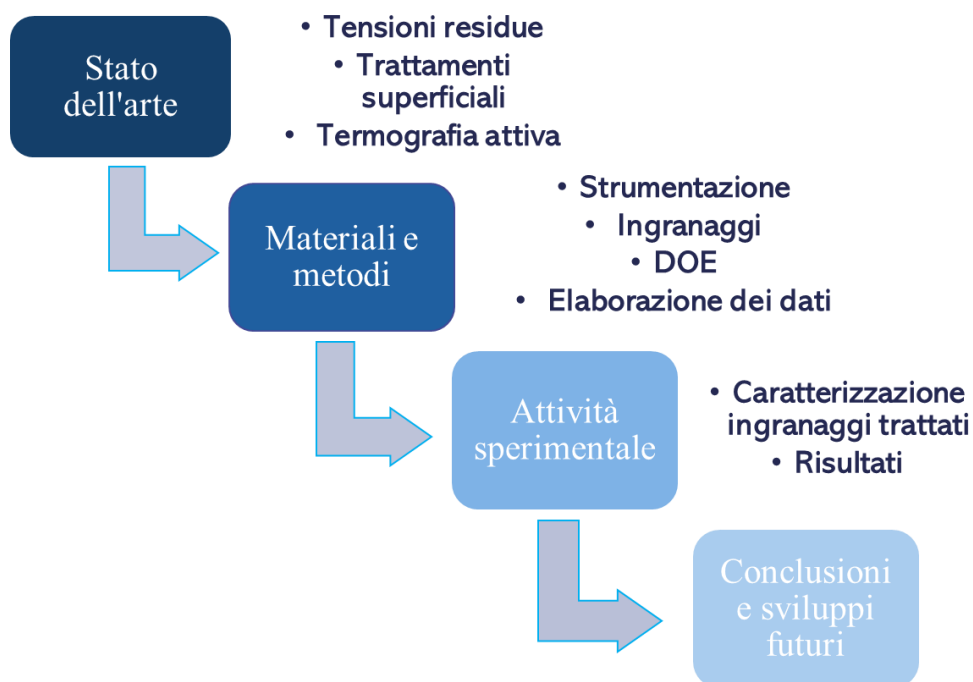


Figura 2 - fasi dell'attività di ricerca

Stato dell'arte

In questa sezione, vengono fornite tutte le informazioni consultate e necessarie per comprendere il seguente lavoro di tesi. La letteratura scientifica degli ultimi anni ha dedicato ampio spazio all'analisi delle tensioni residue presenti nei componenti meccanici in acciaio, investigandone la natura e valutando le metodologie di misurazione. Anche i trattamenti superficiali e le tecniche termografiche sono stati ampiamente esaminati sia dal punto di vista teorico che sperimentale.

1.1 Tensioni Residue

Le tensioni residue sono tutte le sollecitazioni che caratterizzano un componente prima dell'applicazione di qualsiasi carico di servizio [3]. Sono il risultato di deformazioni che si sviluppano in un componente durante ogni fase della produzione, e possono modificarsi e svilupparsi anche durante la vita utile del componente. La catena di produzione convenzionale per gli ingranaggi inizia con pezzi grezzi forgiati. I denti vengono tagliati con processi di lavorazione come fresatura, sagomatura o dentatura. L'ingranaggio viene sottoposto a trattamenti e a fasi di finitura superficiale. Ogni processo della catena di produzione modifica il pezzo, lasciando una traccia registrata sotto forma di tensioni residue. [4]

I meccanismi per la creazione di tensioni residue includono [5]:

- **Deformazione plastica non uniforme:** Esempi si verificano in processi di produzione che cambiano la forma di un materiale, come la forgiatura, laminazione, piegatura, trafilatura ed estrusione.
- **Modifica superficiale:** Esempi si verificano durante la rettifica, la pallinatura, sabbiatura e durante corrosione o ossidazione.
- **Variazioni di fase e/o densità del materiale, spesso in presenza di ampi gradienti termici:** Nei materiali multifase, le tensioni residue possono derivare da differenze di espansività termica, tensione di snervamento o rigidità. Esempi si verificano durante la saldatura, la colata, la tempra, la trasformazione di fase nei

metalli e nelle ceramiche, l'indurimento per precipitazione nelle leghe e la polimerizzazione nei polimeri.

Inoltre, si possono distinguere tre tipologie di tensioni residue [5]:

- I. Le tensioni di tipo I, o “macro-tensioni”, che si estendono su distanze maggiori dell’ordine del mm. Possono derivare sia da deformazione plastica non uniforme, sia da forti gradienti termici.
- II. Le tensioni di tipo II, o “micro- tensioni”, che si estendono su distanze dell’ordine del micron, tra i grani nei materiali metallici. Questo tipo di sollecitazione esiste quasi sempre nei materiali policristallini, perché grani vicini orientati in modo diverso sono caratterizzati da proprietà elastiche e termiche diverse. Le tensioni di tipo II più significative si verificano quando la microstruttura contiene diverse fasi o si verificano cambiamenti di fase.
- III. Le tensioni di tipo III sono tensioni che si verificano a livello atomico attorno alle dislocazioni e alle interfacce cristalline.

Le tensioni residue giocano un ruolo chiave nei guasti dei componenti meccanici per fatica, frattura, creep e corrosione [6]. Possono essere favorevoli o nocive, a seconda delle condizioni specifiche dell'applicazione, ossia in base all’effetto di sovrapposizione con le sollecitazioni indotte da carichi esterni che darà origine al valore totale di sollecitazione per quel componente [3]. Tensioni residue di compressione superficiale, negli ingranaggi meccanici, sono benefiche in termini di aumento della resistenza all'usura e alla fatica del materiale. Le sollecitazioni residue possono aumentare o diminuire la sollecitazione media in un ciclo di fatica. Le tensioni residue di compressione possono aumentare la durezza superficiale e contribuire a contrastare la propagazione delle cricche e la formazione di nuovi difetti, aumentando così la vita utile del componente. La sollecitazione superficiale di compressione permette ai difetti superficiali, che altrimenti provocherebbero il cedimento del componente a livelli molto più bassi di tensione applicata, di subire una compressione in piano. Si evidenziano di seguito alcuni metodi, riportati in [5], per introdurre deliberatamente tensioni residue benefiche,

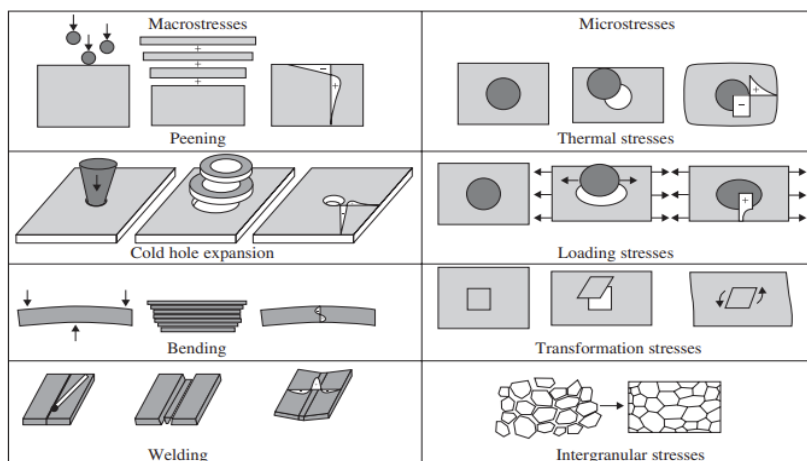


Figura 3 - metodi per indurre tensioni residue

Al contempo, però, quando si verifica una rottura del componente inaspettata, la causa è spesso da ricercare in tensioni residue eccessive e mal distribuite. Si mostra di seguito un esempio di frattura causata da tensioni residue indotte da un raffreddamento disomogeneo che ha compromesso l'integrità strutturale del componente.



Figura 4 - esempio di effetti nocivi delle tensioni residue [5]

Un controllo attento delle tensioni residue è, quindi, cruciale per garantire che siano benefiche e contribuiscano alle prestazioni del componente anziché comprometterle. Le tecniche di misurazione convenzionali di seguito riportate si concentrano principalmente sulle macro-tensioni di tipo I, ma molte di queste tecniche possono essere adattate e

utilizzate anche per misurare le tensioni di Tipo II. L'approccio indiretto richiesto dalla natura intrinseca e autoequilibrante² delle tensioni residue rende le misurazioni di tali tensioni residue più difficoltosa rispetto a quelle relative a possibili sollecitazioni esterne/ di servizio a cui si sovrappongono [5]. La maggior parte dei metodi di misurazione dello stress non quantifica direttamente la tensione ma grandezze alternative, come la deformazione o lo spostamento, da correlare alle tensioni residue stesse tramite svariate relazioni.

I metodi di misurazione delle tensioni riportati in letteratura si classificano in:

- **“relaxation method”**, metodi distruttivi che identificano le tensioni residue a partire dalle deformazioni indotte da un adeguata rimozione di materiale.
- **“diffraction method”**, metodi non distruttivi che sfruttano la possibilità di misurare la distanza tra i piani atomici di materiali cristallini e policristallini. Monitorano le variazioni del reticolo cristallino e le correlano alle tensioni residue.

La Figura 5 sottostante riporta alcuni dei metodi in termini di risoluzione spaziale e di capacità di effettuare misure in profondità. Spesso la risoluzione spaziale va in contrasto con la precisione della misurazione, perché aumentando l'una diminuisce l'altra e viceversa.

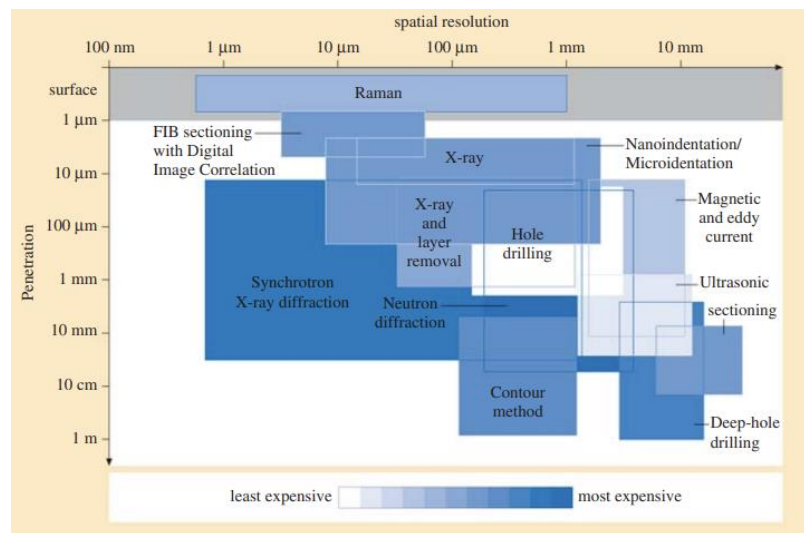


Figura 5 - metodi di misurazione delle tensioni residue e loro caratteristiche [5]

² Le sollecitazioni sono auto-equilibranti, cioè le aree locali di sollecitazioni di trazione e compressione si sommano per creare risultanti di forza e momento nulle nell'intero volume del materiale o della struttura. [5]

Nella sezione del libro di Gary S. Schajer e Clayton O. Ruud “Practical Residual Stress Measurement Methods” [5], nell’articolo di P. J. Withers e H. K. D. H. Bhadeshia “Residual stress Part I – Measurement techniques” [7] e nella review di Shao Z., Zhang C., Li Y., Shen H., Zhang D., Yu X. E Zhang Y. “A review of non destructive evaluation (NDE) techniques for residual stress profiling of metallic components in aircraft engines” [6], vengono descritti in maniera dettagliata ed esplicativa diversi metodi, distruttivi e non, utilizzati per misurare le tensioni residue nei componenti. Di seguito si riporta una panoramica semplificativa dei metodi più utilizzati.

Tutti i metodi appartenenti alla prima categoria cercano di identificare le tensioni residue a partire dalle deformazioni misurate, causate da taglio e rimozione di materiale, per tale motivo detti metodi “distruttivi”. A loro favore hanno rapidità, semplicità e ripetibilità del metodo. Di contro, però, essendo tecniche distruttive vanno a danneggiare il materiale irrimediabilmente senza possibilità di riutilizzo, per tale motivo vengono utilizzate unicamente per i componenti più critici. [6]

Il **metodo di curvatura**: la deposizione di uno strato può indurre sollecitazioni che causano la curvatura del substrato, le variazioni di curvatura che ne derivano consentono di calcolare le corrispondenti variazioni di sollecitazione in funzione dello spessore depositato. La curvatura può essere misurata con metodi a contatto (es. strain gage) e senza contatto (es. scansione laser, diffrazione ecc.)

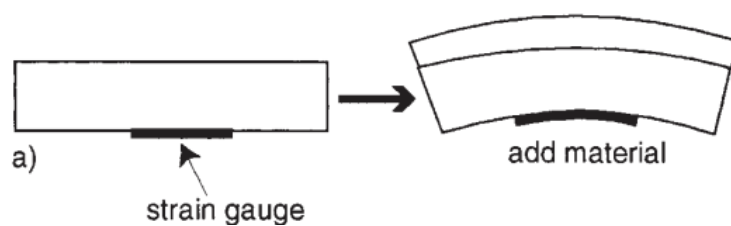


Figura 6 - metodo di curvatura [7]

Il **metodo di fenditura** simula deformazioni simili a quelle causate da cricche dovute a eccessive tensioni residue, come quelle viste in Figura 4. Una profonda fessura viene praticata nel campione, e l'apertura o la chiusura del materiale adiacente indica la dimensione approssimativa e il segno delle tensioni residue.

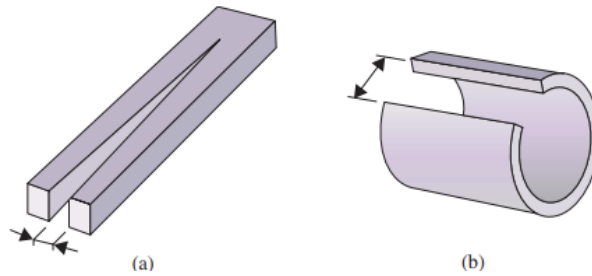


Figura 7 - metodo di fenditura [5]

Il **metodo di rimozione dello strato**: il metodo di rimozione dello strato è caratterizzato dalla rimozione di strati successivi di materiale ed è adatto a lastre piatte e campioni cilindrici con tensioni residue variabili in profondità ma uniformi parallelamente alla superficie.

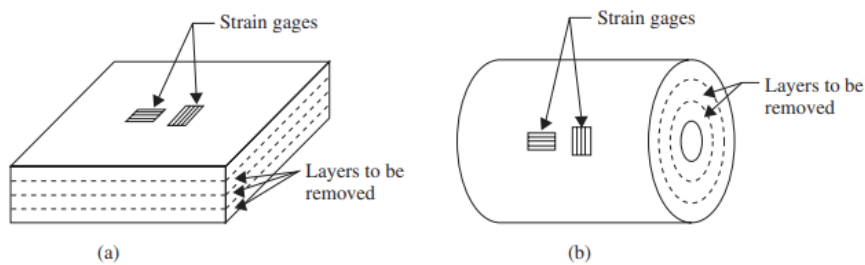


Figura 8 - metodo di rimozione dello strato [5]

Il **metodo di foratura** è uno delle tecniche maggiormente utilizzate. Questa comporta la foratura del campione e la misurazione delle deformazioni circostanti, tradizionalmente con estensimetri e più recentemente con tecniche ottiche a campo intero. Con una rosetta estensimetrica è possibile misurare solo due componenti in piano del campo di sollecitazione. Inoltre, come spiegato in [3], tale metodo è limitato all'analisi di sollecitazioni residue non superiori al 50% della tensione di snervamento e la massima

profondità a cui si può effettuare l'ispezione risulta essere di circa 1mm. Tuttavia, il metodo è economico e molto utilizzato anche con campioni polimerici.

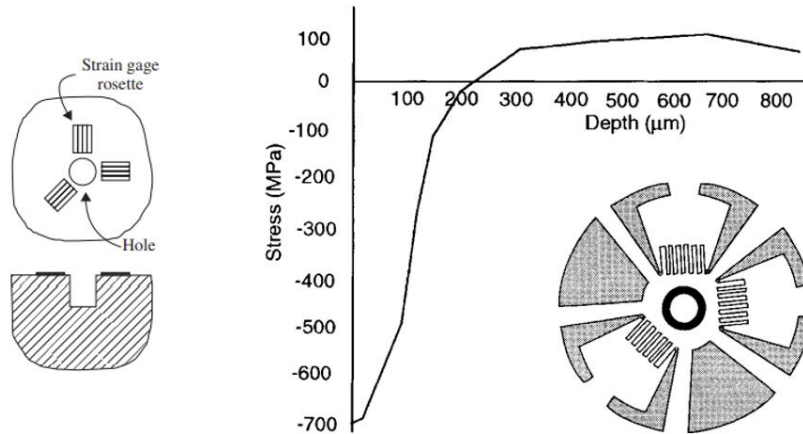


Figura 9 - Set di dati raccolti per le sollecitazioni in una lega a base di Ni pallinata [7]

I metodi di diffrazione, appartenenti alla seconda categoria, offrono, invece, la possibilità di procedere nelle misurazioni in maniera non distruttiva. Il principio che sta alla base delle tecniche di diffrazione, per la misurazione delle tensioni residue, è rappresentato dalla legge di Bragg. Gli atomi nei materiali cristallini sono posizionati ad intervalli regolari, mentre la presenza di stress residui spinge tali atomi in nuove posizioni di equilibrio e causa la variazione della distanza interplanare, che porta, a sua volta, una modifica dell'angolo di diffrazione. [6]

$$\lambda = 2d\sin\theta$$

Dove λ è la lunghezza d'onda della radiazione incidente, θ è l'angolo di diffusione di Bragg e d è la distanza tra i piani atomici del reticolo cristallino.

Naturalmente, è di fondamentale importanza la conoscenza del valore d_0 , ossia della distanza interplanare in assenza di tensioni residue (il parametro reticolare del materiale "non-stressato"). Conoscendo la variazione della distanza interplanare o quella dell'angolo di Bragg, si può ricavare la deformazione $\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} \approx -\cot\theta\Delta\theta$. Dalla deformazione così ottenuta si ricavano le sollecitazioni attraverso la nota legge di Hooke.

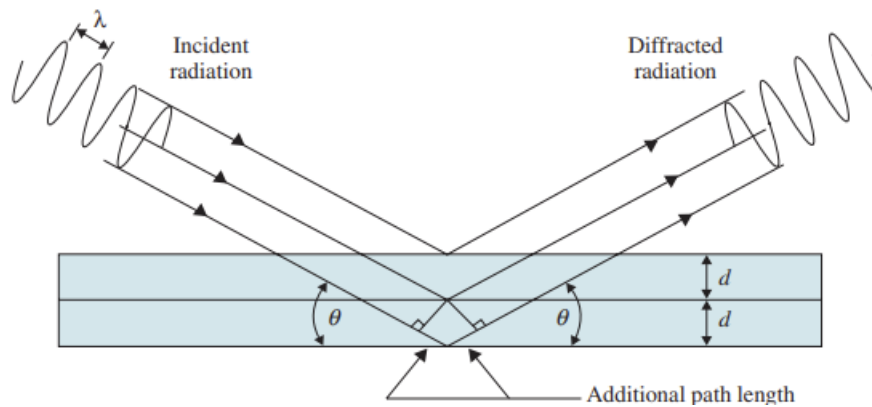


Figura 10 -Diffrazione della radiazione all'interno di una struttura cristallina (d = distanza tra i piani reticolari, θ = angolo di Bragg e λ = lunghezza d'onda della radiazione) [5]

Le **tecniche di diffrazione dei raggi X (XRD)** permettono di misurare gli spazi reticolari interatomici, indicativi della deformazione nell'area irradiata. Quando un raggio X colpisce un cristallo, i raggi vengono deviati in diverse direzioni a causa dell'interazione con i piani atomici del cristallo. Le tensioni residue causano una deformazione nella struttura cristallina del materiale che modifica la distanza interatomica. La relazione tra la variazione della distanza interatomica e lo stato di tensione è nota, consentendo una stima accurata delle tensioni residue. Come spiegato in [6], nel caso di fascio monocromatico, la deformazione viene rilevata in base allo spostamento della posizione angolare del picco di Bragg, rispetto al materiale non deformato. Le sollecitazioni di trazione fanno sì che i picchi di diffrazione si spostino ad angoli di incidenza inferiori, mentre le sollecitazioni di compressione portano alla situazione opposta. Le lunghezze d'onda dei raggi X più comunemente utilizzate non sono in grado di penetrare in profondità nella maggior parte dei materiali ma solo per alcuni micron (meno di $20 \mu\text{m}$), a causa della caduta esponenziale in intensità. Per ottenere il profilo delle tensioni residue più in profondità con tale tecnica, è necessaria la rimozione degli strati di materiale mediante elettrolucidatura o altri metodi che fanno ricadere la tecnica nella categoria dei metodi distruttivi. Nonostante tali limiti, essendo una tecnica ormai affermata è spesso utilizzata per validare i risultati numerici e le distribuzioni di tensioni residue ottenute tramite altre tecniche più innovative. [6]

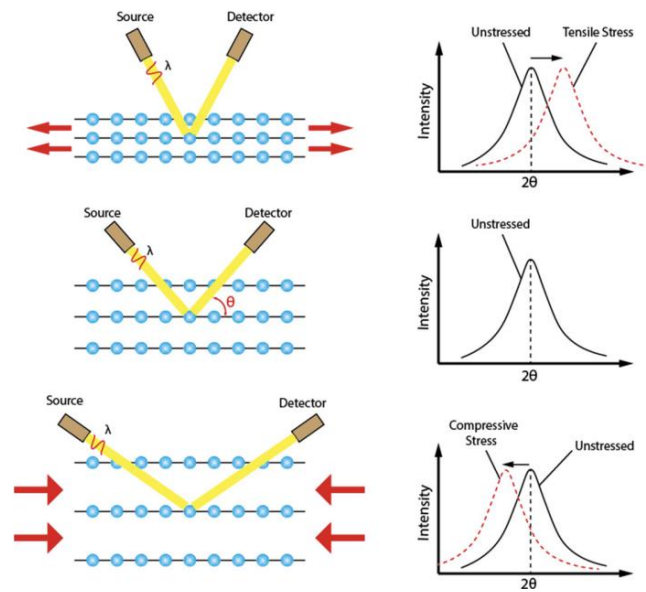


Figura 11 - variazioni del picco di intensità dei raggi X in presenza di stress residui di compressione e trazione [6]

L'utilizzo di raggi x di **sincrotrone** rappresenta una valida alternativa alla tecnica precedente. Tale metodo permette di andare più in profondità, rispetto ai raggi x tradizionali, permettendo di analizzare lo stato di tensioni residue tri assiale con un'eccellente risoluzione. I sincrotroni sono acceleratori di particelle elettricamente cariche (elettroni o positroni) che producono una radiazione elettromagnetica utilizzata al fine di studiare la struttura della materia e lo stato di tensioni residue presenti. Gli elettroni iniziano il loro viaggio nell'acceleratore lineare e poi si trasferiscono al booster per guadagnare energia finché la loro velocità non si avvicina a quella della luce. Quando gli elettroni circolano intorno all'anello di accumulazione, passano attraverso dei magneti appositamente progettati, chiamati ondulatori, che fanno percorrere alle particelle delle traiettorie sinusoidali o a spirale, producendo intensi fasci che possono essere anche milioni di volte più intensi dei raggi X convenzionali. [6]

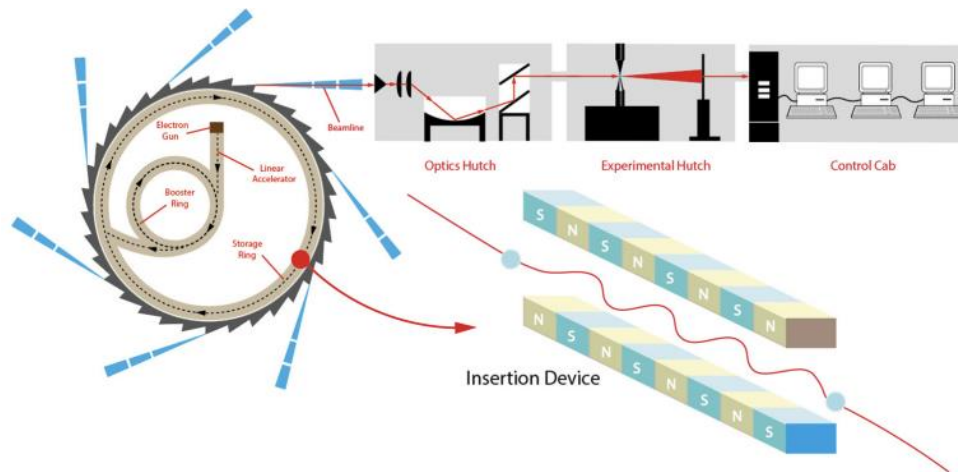


Figura 12 - schema sincrotrone [6]

Il problema della profondità di penetrazione può essere risolto anche dai **neutroni** che hanno il vantaggio, al contrario dei raggi X, di poter penetrare, a pari lunghezza d'onda, per diversi centimetri ma con una limitata risoluzione spaziale. La diffrazione di neutroni è, però, una tecnica lenta e costosa, e per tale motivo viene utilizzata solo sui componenti più critici. La tecnica di diffrazione del sincrotrone colma il gap tra ciò che è possibile fare con i neutroni e ciò che è accessibile con la tecnica tradizionale a raggi X. Ma, nonostante ciò, le sorgenti di sincrotrone a raggi X sono limitate a livello globale, il che limita le misurazioni di routine. [6]

Ulteriori metodi di misurazione delle tensioni residue, di tipo non-distruttivo, sono:

I **metodi magnetici** che sfruttano le correnti parassite e l'effetto piezo-resistivo: esiste una relazione lineare tra la variazione di resistività/conducibilità e la sollecitazione a cui è sottoposto il materiale. La profondità di penetrazione può essere modificata andando a variare la frequenza di eccitazione. I metodi magnetici risultano essere non solo non distruttivi ma anche molto economici. Tuttavia, l'influenza delle tensioni residue sulla conducibilità può essere macchiata da altri parametri influenti, come la microstruttura del componente, la durezza e rugosità superficiale, le possibili lavorazioni a freddo del componente, tutti effetti che devono quindi essere tenuti presenti in fase di calibrazione. [6]

Il **metodo ad ultrasuoni**, che permette una misura delle macro-sollecitazioni su grandi volumi. La velocità delle onde ultrasoniche nei solidi può essere modificata dalla presenza delle tensioni residue. Ma tale velocità può essere alterata anche dalla presenza di disomogeneità microstrutturali e questo rende difficile la separazione dei due effetti.

Quindi, i metodi a ultrasuoni e magnetici richiedono una calibrazione dettagliata e specifica per il singolo materiale in esame, anche piccole variazioni di quest'ultimo possono avere effetti fortemente negativi.

Il **metodo fotoelastico**, che sfrutta la tendenza della velocità della luce nei materiali trasparenti a variare in modo anisotropo quando il materiale è sottoposto a una sollecitazione.

In conclusione, si può affermare che le metodologie non distruttive offrono un grande vantaggio consentendo la ripetizione delle misurazioni e l'acquisizione di ulteriori dati senza danneggiare il materiale, ma presentano dei limiti come costi e tempi elevati, scarsa reperibilità delle fonti e calibrazioni dettagliate ed estese.

1.1.1 Metodi non distruttivi per la misurazione delle tensioni residue

In vista del fatto che gli stress residui sono una delle cause maggiormente influenti per la frattura dei componenti meccanici, in campo meccanico si effettua una costante ricerca di tecniche non distruttive per monitorare regolarmente i profili di tensione. A causa delle limitate possibilità nella profondità di indagine, come anticipato in precedenza, sono state esplorate metodologie diverse rispetto alla ormai consolidata tecnica di diffrazione a raggi X [6]. Le tecniche di radiazione neutronica e di sincrotrone permettono di caratterizzare un'ampia varietà di materiali e in particolare di valutare le tensioni residue indotte dai trattamenti termici e meccanici.

Come spiegato in [6], per quanto riguarda le radiazioni di sincrotrone, esistono due tipi di radiazioni per il calcolo delle tensioni residue, che danno origine a due metodi di analisi differenti:

- I fasci monocromatici che, con un'unica lunghezza d'onda, danno vita al “metodo della dispersione angolare”. Il detector, in questo caso, deve scansionare la regione dei 2θ per ottenere la posizione del picco d'intensità. Così come accade per la tecnica a raggi X, cambia la posizione angolare del picco di intensità della radiazione rilevata dal detector rispetto alla posizione angolare in condizioni “unstressed”.
- I fasci bianchi, che comprendono l'intero spettro di lunghezze d'onda, danno vita all' “energy dispersive method”. In questo caso, il fascio illumina il campione ad un angolo fissato. I fotoni con diverse lunghezze d'onda hanno differenti energie e per tale motivo si deve ricorrere ad un detector sensibile all'energia. Tale metodo permette, inoltre, la determinazione simultanea delle tensioni residue e della texture³ del materiale cristallino.

Nello studio “The use of high-energy synchrotron diffraction for residual stress analyses” di [8] viene utilizzato l'energy dispersive method per la determinazione delle tensioni residue su un sottile layer adesivo posto tra strato ceramico e substrato di un TBC. Lo studio di [8] considera una duplice barriera termica costituita da uno strato ceramico di

³ La texture è la **distribuzione degli orientamenti cristallografici** di un campione policristallino. Un campione in cui questi orientamenti sono completamente casuali viene detto privo di texture.

ZrO₂-7 wt % Y₂O₃ con uno spessore di 0,5 mm e uno strato legante di NiCoCrAlY con uno spessore di 0,15 mm, entrambi depositati su un substrato di superlega In 718.



Figura 13- TBC [8]

In questo “thermal barrier coating” (TBC) si sono potute misurare, grazie all'elevata intensità e alla profondità di penetrazione del fascio di sincrotrone ad alta energia, le tensioni residue nel sottile strato di NiCoCrAlY, interposto tra strato ceramico e substrato e quindi non accessibile ai raggi X. Inoltre, le sollecitazioni residue di quest'ultimo non possono essere determinate neanche dai neutroni a causa del piccolo spessore dello strato stesso. Le misure sono state eseguite senza carico e poi a due diversi livelli di carico (93 N e 140 N). È stato riscontrato un buon accordo tra i valori di sollecitazione residua misurati e i calcoli basati su un modello multistrato.

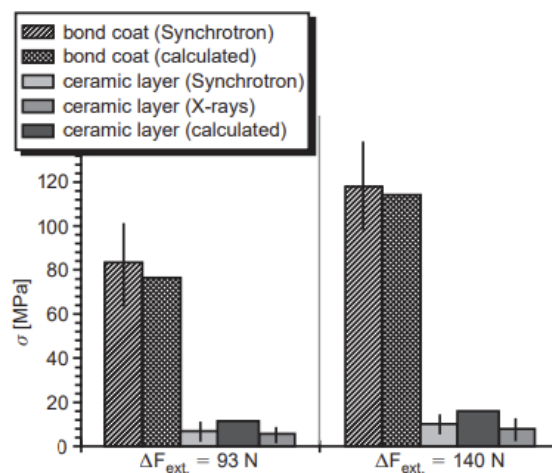


Figura 14- stress residui nello strato ceramico e nello strato di legante del TBC [8]

Per quanto riguarda la radiazione neutronica, come spiegato in [6], le misurazioni delle tensioni residue vengono eseguite sia nella configurazione convenzionale a scansione angolare monocromatica sia nella configurazione time-of-flight a fascio bianco (TOF). La scansione angolare monocromatica utilizza neutroni di lunghezza d'onda fissa. Il fascio di neutroni diffratto dal campione viene rilevato da un detector ad un angolo fisso che soddisfi le condizioni di Bragg e le deformazioni possono essere ottenute valutando lo spostamento del picco d'intensità, come per la tecnica a raggi X. Nella configurazione TOF, i detector sono orientati a un angolo fisso, preferibilmente a 90° rispetto al fascio incidente per garantire un volume di misura cubico.

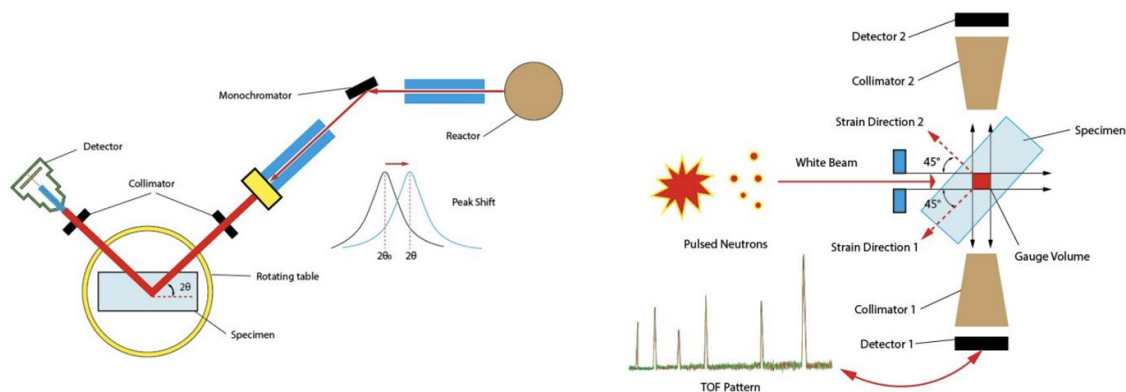


Figura 15 - diffrazione di neutroni: fascio monocromatico (sx), fascio bianco e configurazione TOF (dx) [6]

Nello studio "Neutron diffraction measurements for the determination of heat treatment effectiveness in generating compressive residual stress in an automotive crown gear" di [9], viene utilizzata la diffrazione neutronica monocromatica per la misurazione delle tensioni residue in una ruota dentata di acciaio UNI55Cr3 sottoposta a tempra ad induzione multi-frequenziale, di cui è stata verificata l'efficacia. Secondo i calcoli FEM effettuati in tale studio, i carichi applicati durante il funzionamento sono massimi in superficie o appena al di sotto di essa. Il cedimento del dente si verifica principalmente a causa della fatica sotto flessione, del degrado della superficie laterale del dente e degli strati subsuperficiali. La regione più critica risulta essere la radice del dente, zona preferenziale per l'innesco delle cricche da fatica. La generazione, per mezzo di un trattamento termico, di un stress residuo di compressione è quindi fondamentale per prevenirne l'innesco. Le misurazioni di diffrazione con neutroni sono state eseguite presso il diffrattometro E3 dell'HMI-BENSC di Berlino. La lunghezza d'onda dei neutroni è di 1.370 \AA , e il picco di Bragg indagato era $\alpha\text{-Fe} (2\ 1\ 1)$. Si può affermare che vi è un ottimo accordo tra i valori misurati e i valori ottenuti dalla più convenzionale tecnica a raggi X,

tenendo presente che i risultati dei neutroni sono mediati su un più ampio volume di misura.

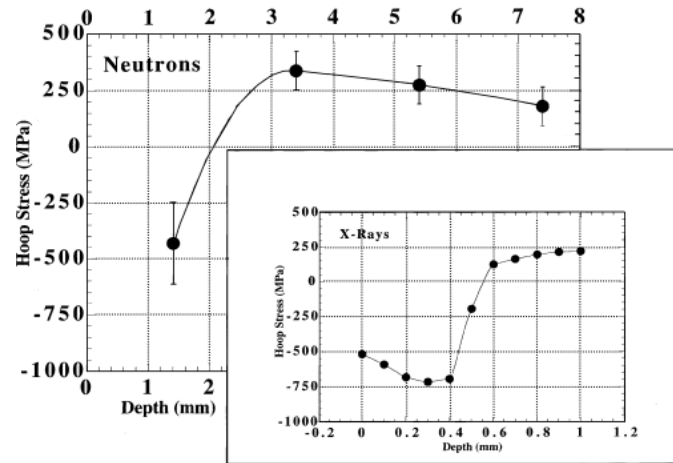


Figura 16 - profilo stress residui: neutroni (sx) vs. raggi x (dx) [9]

In conclusione, mediante la misurazione degli stress residui tramite la tecnica di diffrazione neutronica viene verificata la validità del trattamento termico nel generare tensioni di compressione superficiale tali da contrastare efficacemente i carichi di flessione durante il funzionamento, evitando la formazione di cricche e il conseguente cedimento.

Nella seguente tesi è perseguito un nuovo approccio per affermare la presenza e la validità di un trattamento termico, nonché per studiare l'evoluzione delle tensioni residue indotte da quest'ultimo. Si correlano i valori di diffusività termica, misurati tramite l'utilizzo della termografia attiva, alle tensioni residue e alle modifiche microstrutturali che seguono un trattamento superficiale, proponendo così un metodo che caratterizzi l'ingranaggio a 360° senza dover ricorrere a tecniche distruttive o eccessivamente difficili.

Tale approccio è stato utilizzato anche in [3] dove, come nel nostro caso, si è cercato di caratterizzare le tensioni residue partendo dall'analisi delle proprietà di trasporto termico all'interno del campione. In questo studio, vengono analizzate le tensioni residue presenti in un provino metallico ad osso di cane deformato plasticamente, partendo sempre dalla misura della diffusività termica del campione tramite termografia di tipo lock-in. Il riscaldamento è prodotto da un fascio laser che genera un'onda

termica periodica che si diffonde nel campione ad una distanza dell'ordine della lunghezza di diffusione termica μ .

$$\mu = \sqrt{\frac{\alpha}{\pi f}}$$

Dove α è la diffusività termica [m^2/s] e f la frequenza di modulazione del laser [Hz].

Una telecamera IR fornisce l'immagine di ampiezza e fase della variazione di temperatura oscillante sulla superficie del campione. Per i campioni termicamente spessi (spessore $> \mu$), utilizzando la mappa della fase, α può essere facilmente stimata dalla pendenza della dipendenza lineare asintotica della fase $\Phi(r)$ in funzione dello spostamento laterale r dal punto di eccitazione termica.

$$\Phi(r) = \phi_0 - \frac{r}{\mu}$$

Nel caso di campioni termicamente sottili, è necessario un modello che includa l'effetto dello spessore finito del campione sulla fase del segnale.

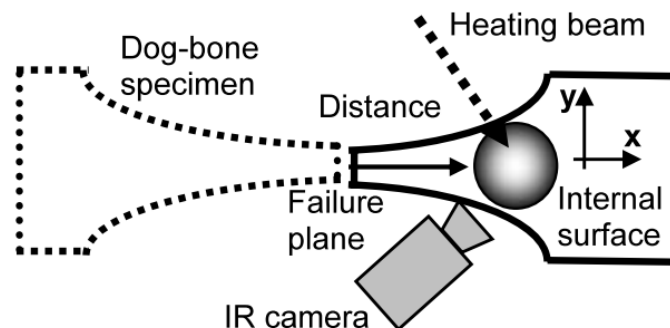


Figura 17 - set up sperimentale in [3]

Il campione è stato fratturato in due parti uguali e simmetriche e la diffusività termica è stata misurata in varie posizioni in prossimità del piano di rottura. I valori più bassi della diffusività termica sono stati ottenuti proprio in prossimità di tale piano dove le alterazioni nella microstruttura dell'acciaio, derivanti dalla deformazione plastica del provino, raggiungono il loro massimo. Come spiegato nello studio [3], le deformazioni plastiche e quindi le tensioni residue che nascono sono responsabili di un aumento della densità delle dislocazioni all'interno del reticolo metallico e quest'ultime interferiscono con la diffusione del calore. Sullo stesso provino sono state eseguite anche indagini

metallografiche ottiche e prove di micro-durezza, le quali hanno potuto evidenziare come i picchi del profilo di micro-durezza si presentano proprio in prossimità della frattura, dove la densità di dislocazioni era maggiore e il valore di diffusività termica minimo. Quest'ultima può, quindi, essere utilizzata come indicatore delle modifiche locali della microstruttura del materiale, e nel nostro caso come indicatore della presenza di un trattamento superficiale.

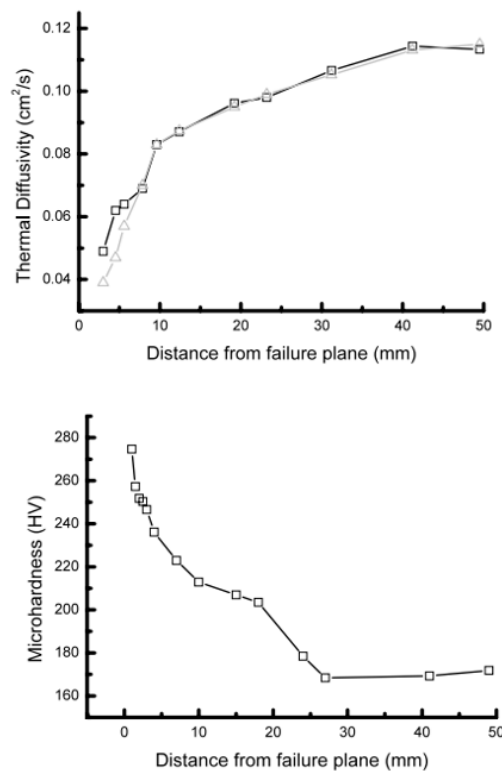


Figura 18 - diffusività termica e microdurezza in funzione della distanza dal piano di rottura [3]

Come spiegato nell'articolo sopra citato, questo approccio, pur richiedendo una fase preliminare di calibrazione, non richiede una preparazione specifica del campione e si distingue per l'utilizzo di una strumentazione facile, trasportabile e adatta anche per campioni di grandi dimensioni. Si configura, quindi, come un'ottima alternativa ai metodi riportati in letteratura per la valutazione delle tensioni residue.

1.2 Trattamenti Superficiali

I trattamenti superficiali hanno come ultimo scopo quello di fare ottenere ad un componente determinate caratteristiche e proprietà, quali durezza, resistenza, tenacità, lavorabilità, malleabilità. Tra questi ci sono i trattamenti termici, ossia dei cicli di riscaldamento e raffreddamento, che a volte comportano, oltre alle modifiche della struttura cristallina del campione, anche una modifica della composizione chimica dei materiali, tramite la diffusione di carbonio, azoto ed altri materiali gassosi/solidi sulla superficie del componente. Oppure trattamenti di natura puramente meccanica, come nel caso della pallinatura che comporta la deformazione plastica della superficie del componente. Nei paragrafi successivi si trattano più nel dettaglio tre trattamenti in particolare, tempra ad induzione, cementazione e pallinatura, eseguiti rispettivamente su ingranaggi di materiale C45(tempra ad induzione) e 20MnCr5(cementazione e pallinatura).

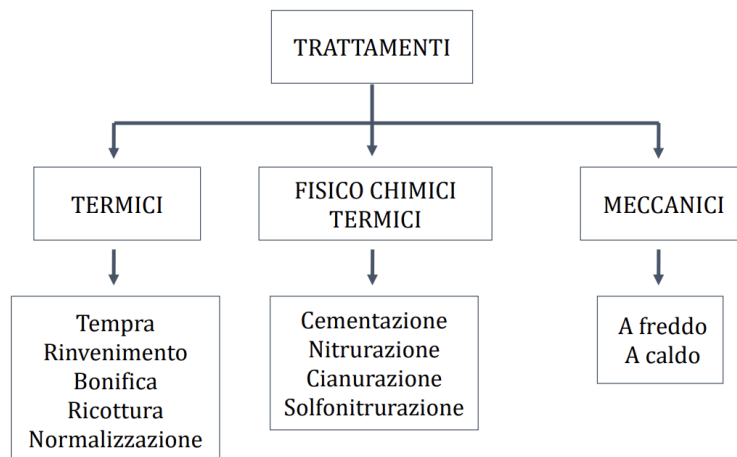


Figura 19 - tipologie di trattamento termico [10]

Come spiegato in [1], i trattamenti termici inducono trasformazioni di fase che danno luogo a deformazioni permanenti, dette “**plasticità di trasformazione**”. Le trasformazioni di fase possono essere categorizzate in due tipologie [1]:

- 1) Trasformazioni **dislocative**, il cambiamento della struttura cristallina avviene tramite una deformazione della matrice cristallina madre. Sono previsti grandi sforzi di taglio ma nessuna diffusione atomica.

- 2) Trasformazioni **ricostruttive**, il cambiamento della struttura cristallina è ottenuto da un flusso di materia che si verifica in modo tale da ridurre al minimo le deformazioni. Contrariamente alle prime, le trasformazioni ricostruttive coinvolgono la diffusione atomica e si manifestano con una velocità relativamente più ridotta.

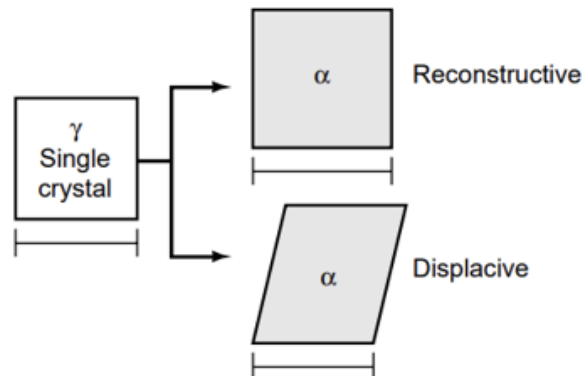


Figura 20 - Le due tipologie di trasformazione di fase [1]

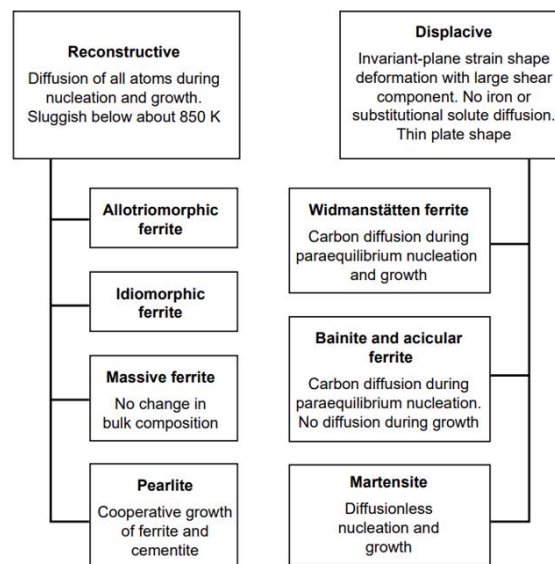


Figura 21 - trasformazioni ricostruttive e dislocative [1]

Indipendentemente dal tipo di trasformazione, tutte causano un cambiamento di forma della struttura cristallina. Per le trasformazioni ricostruttive, come nel caso della formazione di perlite, va sottolineato che la plasticità di trasformazione è principalmente

attribuibile alla differenza di densità tra la fase madre e la fase prodotta. In questo contesto, il cambiamento di densità è il principale driver della deformazione permanente e quindi delle tensioni residue. Al contrario, per le trasformazioni dislocative, come ad esempio per i casi di bainite e martensite, la plasticità di trasformazione può essere notevolmente amplificata a causa della presenza di una significativa componente di taglio, cioè una combinazione di un taglio sul piano invariante e di una dilatazione normale a tale piano.

1.2.1 Tempra ad induzione

I trattamenti termici induttivi sono dei processi di trattamento dei materiali metallici basati principalmente sul riscaldamento induttivo causato dalla circolazione di correnti indotte dovute a fenomeni di induzione elettromagnetica. Il riscaldamento induttivo viene comunemente utilizzato in svariati processi industriali, oltre che nei trattamenti termici propriamente detti, come la forgiatura, la saldatura e la fusione [2]. Di particolare interesse è l'impiego della tempra superficiale ad induzione sugli acciai al carbonio, al fine di conferire al componente buona durezza superficiale (54-60 HRC da 0,5 a 5 mm di profondità), resistenza all'usura, al danneggiamento, alla deformazione plastica, al carico da contatto e al grippaggio, e contemporaneamente mantenere un nucleo tenace e resistente (28-35 HRC, dipende dalla composizione chimica dell'acciaio base).

La tempra ad induzione permette il riscaldamento superficiale sfruttando l'induzione elettromagnetica generata quando un oggetto, di materiale ferromagnetico, è immerso in un campo elettromagnetico variabile nel tempo. Questo campo è ottenuto facendo passare della corrente alternata in una bobina (induttore) che circonda il componente da trattare. Si genera un flusso di corrente indotta (correnti parassite o correnti di eddy o di Foucault) che determina il riscaldamento del componente per effetto Joule. Tale flusso interessa solo la zona superficiale, con uno spessore tanto più limitato quanto maggiore è la frequenza della corrente alternata; regolando la frequenza si può regolare la profondità della zona austenitizzata. Le temperature di processo, invece, dipendono dai materiali e dalle durezza superficiali desiderate, mentre i tempi di mantenimento, sono legati alle dimensioni dei pezzi. Il processo di tempra, si dice “a scansione” (“scanning”), quando l'induttore di riscaldamento e la doccia di spegnimento, si muovono in continuo sul componente (che può essere a sua volta posto in rotazione), oppure “a single-shot”, se

l'induttore è fermo sulle superfici da temprare ed è il pezzo ad essere posto in rotazione.
[11]

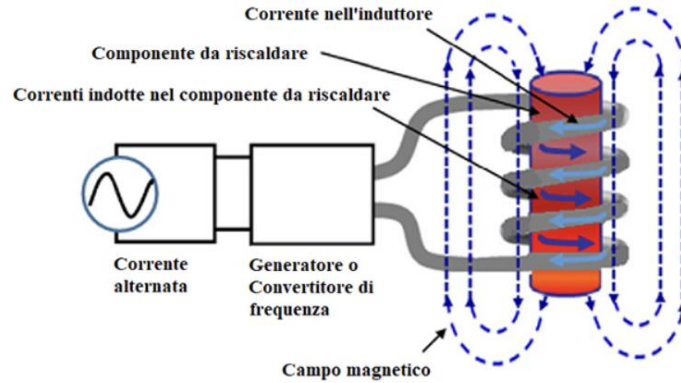


Figura 22 - schema induttore e componente temprato a induzione [11]

Il trattamento si compone di un rapido riscaldamento localizzato di austenitizzazione. Dopo un adeguato tempo di mantenimento, che permette la diffusione degli atomi di carbonio e l'omogenizzazione della microstruttura, la sezione di materiale austenitizzata viene raffreddata tramite un mezzo temprante, scelto in base alla drasticità di raffreddamento necessaria (aria, acqua, acqua additivata con speciali polimeri, ...). In tal modo, l'austenite si trasforma in martensite. Il ciclo termico è completato dal rinvenimento di distensione finale.

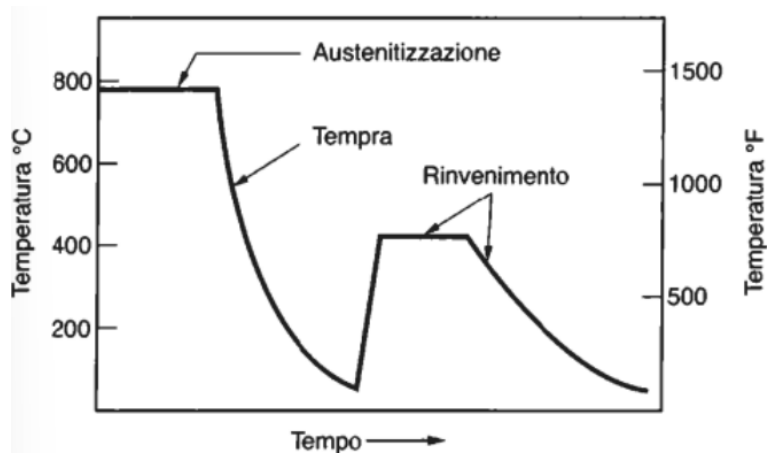


Figura 23- fasi tempra ad induzione [12]

Si può quindi schematicamente rappresentare il processo in tre fasi principali:

- 1) **FASE 1, rapido riscaldamento** del pezzo fino alla temperatura di austenitizzazione (850°C). Si assiste alla prima trasformazione di fase, dal materiale base ferritico-perlitico al materiale austenitizzato. Il riscaldamento per induzione, applicato agli ingranaggi, può essere effettuato o dente per dente (“tip by tip”) o tramite tempra rotativa degli ingranaggi con l’induttore che circonda l’intero ingranaggio.



Figura 24 - tempra ad induzione per ingranaggi meccanici: dente per dente [13] [14] (sx), tempra rotativa (dx) [15]

- 2) **FASE 2, rapido raffreddamento** tramite un getto di acqua pressurizzata a temperatura ambiente. Seconda trasformazione di fase, da austenite cubica a facce centrate a martensite tetragonale a corpo centrato.
- 3) **FASE 3, rinvenimento** per ridurre le tensioni nella struttura martensitica e diminuirne la fragilità. Il riscaldamento avviene a temperature più basse di quella critica ($580/620^{\circ}\text{C}$) e, dopo il successivo raffreddamento in aria, avviene la terza e ultima trasformazione di fase dalla martensite tetragonale a corpo centrato alla martensite rinvenuta caratterizzata dalla presenza di carburi.

La buona riuscita del trattamento è fortemente influenzata dalla microstruttura e dalla composizione chimica dell'acciaio non trattato. Il **materiale base** è caratterizzato da una microstruttura di tipo **ferritico-perlitica** rappresentata in Figura 25.

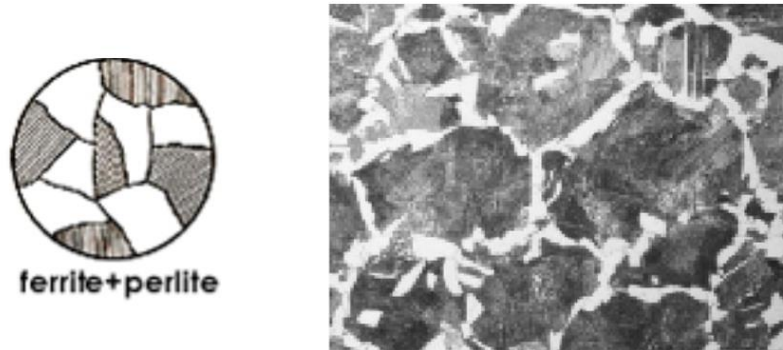


Figura 25 - microstruttura materiale base

La **perlite** è un costituente metallografico delle leghe ferro-carbonio ed è caratterizzata dall'alternarsi regolare di lamelle di ferrite e cementite. La perlite si ottiene tramite il raffreddamento dell'austenite al di sotto del punto critico (temperatura di 723 °C, sotto la quale l'austenite non è più stabile e tende a trasformarsi in una struttura stabile come la ferrite e/o la perlite) e tramite la diffusione del carbonio dalle regioni di ferrite verso gli strati di cementite [16]. La **ferrite** è una struttura cubica a corpo centrato CCC nella quale gli atomi di carbonio si insinuano come difetto "interstiziale" (ossia nello spazio compreso tra gli atomi che occupano i punti del reticolo della struttura), e proprio per il basso contenuto di carbonio la ferrite è la struttura dell'acciaio con le durezze più basse. [17]

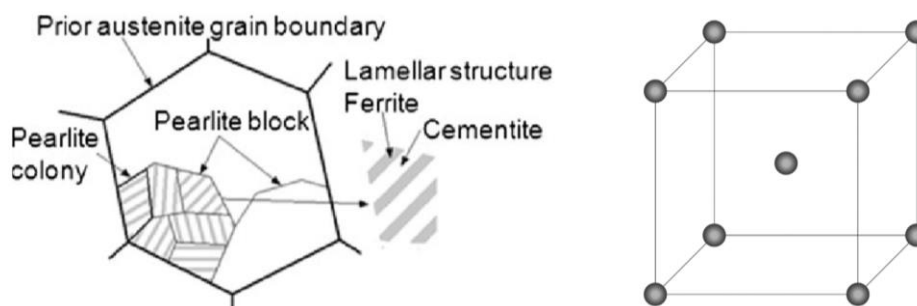


Figura 26- perlite sx [18] , ferrite CCC dx [17]

Il **materiale post-riscaldamento** è caratterizzato da una **microstruttura austenitica** cubica a facce centrate, dove il ferro si posiziona agli angoli del cubo ed al centro delle facce, mentre il carbonio a metà tra gli angoli del cubo ed al centro del cubo. La

particolarità dell'austenite è la sua instabilità a relativamente basse temperature; infatti, per ottenere questa struttura si porta l'acciaio ad una temperatura compresa tra i 723 ed i 1495°C.

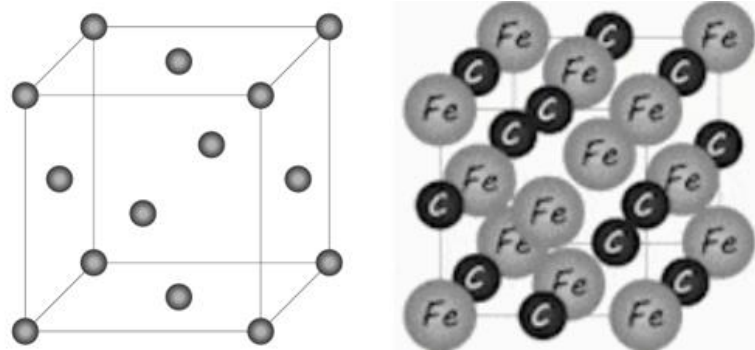


Figura 27 - austenite CFC [17]

Successivamente al riscaldamento segue la tempra, ossia il rapido raffreddamento dell'austenite e la sua conseguente trasformazione in martensite. L'austenite CFC subisce una trasformazione polimorfa in martensite tetragonale a corpo centrato (TCC). Gli atomi di carbonio rimangono come impurità interstiziali nella martensite e costituiscono una soluzione solida soprassatura. La martensite è una fase metastabile che si forma da una trasformazione atermica e senza diffusione (trasformazione displasiva). È caratterizzata da una struttura ad alta densità di dislocazioni, elevato stato tensionale residuo e bassa tenacità. La trasformazione martensitica avviene quando la velocità di tempra è sufficientemente alta da impedire la diffusione del carbonio e conseguentemente la formazione di cementite e ferrite, per cui può essere considerata come un prodotto di trasformazione competitivo con la perlite e la bainite.

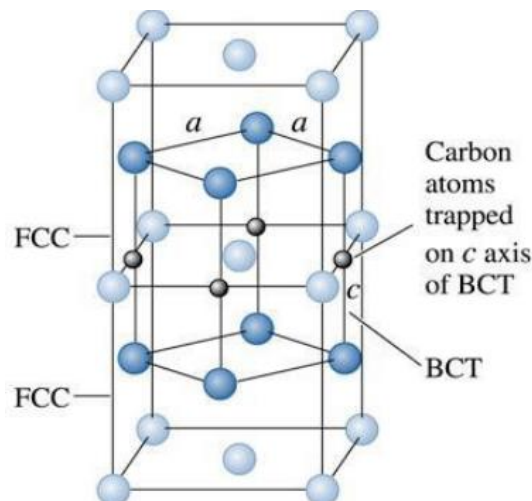


Figura 28 - struttura martensitica [10]

La fase bianca nella microfotografia seguente è austenite residua che non si è trasformata durante il rapido raffreddamento. Se l'acciaio è a "basso" tenore di carbonio la martensite sarà di tipo aciculare mentre in caso contrario si formerà una martensite a placchette.

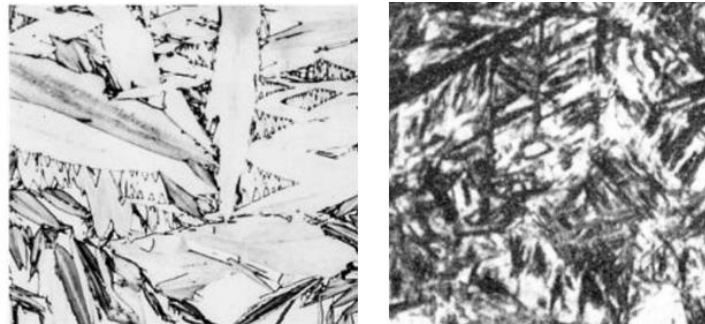


Figura 29 - martensite in acciaio ad alto tenore di C (sx), martensite in acciaio a basso tenore di C (dx)

Nello studio di [19] è riportata una ricerca, effettuata da [20], dove sono state monitorate sia le distorsioni sia le variazioni degli stress residui dopo la tempra ad induzione di ingranaggi in acciaio S35. In questo studio le ruote dentate sono state riscaldate per induzione a una temperatura massima di 860 °C, raggiunta in 187 secondi. La Figura 30 mostra le isoterme trasversali ai denti dell'ingranaggio calcolate durante il riscaldamento per induzione a sinistra e il raffreddamento tramite getto d'acqua pressurizzato a destra. La Figura 31, invece, mostra la distribuzione volumetrica della martensite all'interno del dente (caso a) e quella che si otterrebbe con diversi valori di trasmittanza termica del materiale (caso b).

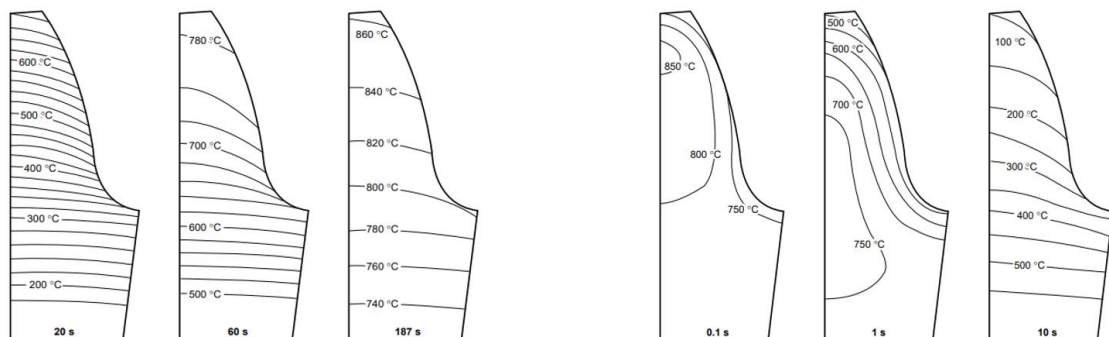


Figura 30 - andamenti della temperatura durante il trattamento termico di tempra ad induzione su ingranaggio: riscaldamento(sx), raffreddamento(dx) [20]

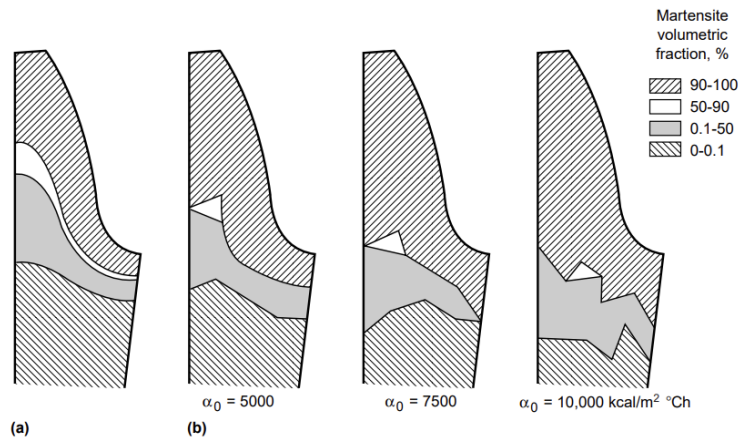


Figura 31 - distribuzione della martensite in un ingranaggio temprato ad induzione: a) frazione volumetrica misurata sperimentalmente, b) frazione volumetrica teorica a diversi valori di trasmittanza termica [20]

Il raffreddamento deve avvenire con una velocità sufficientemente elevata, tale da impedire la formazione di microstrutture meno dure della martensite e indesiderate, come quella perlitica o bainitica. Tuttavia, come spiegato in [19], è altrettanto importante mantenere sotto controllo la distorsione dell'ingranaggio, cercando di garantire che le tensioni interne siano inferiori allo sforzo di snervamento in ogni istante e in ogni punto del componente. Inoltre, un altro parametro da non sottovalutare è la temperatura di austenitizzazione. Se l'ingranaggio presenta una microstruttura iniziale con perlite o ferrite grossolana, il processo richiederà tempi di austenitizzazione più lunghi e/o temperature più elevate, portando a una crescita dei grani, alla formazione di austenite grossolana e conseguentemente martensite altrettanto grossolana che può influire negativamente sulla tenacità del dente, sulla resistenza all'urto e favorire la formazione di cricche [14]. La microstruttura iniziale "favorevole" dovrebbe essere caratterizzata da una struttura omogenea e a grana fine, consentendo così migliori proprietà meccaniche. Un altro fattore che influenza in maniera decisiva le durezze che si andranno ad ottenere è la percentuale di carbonio presente nell'acciaio.

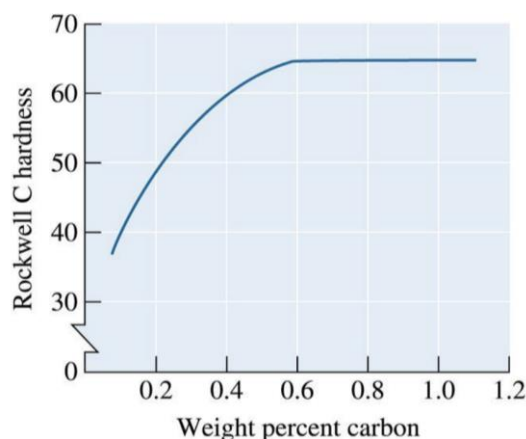


Figura 32 - L'effetto del contenuto di carbonio sulla durezza della martensite negli acciai. [10]

La struttura martensitica è macroscopicamente fragile e altamente tensionata, perciò spesso alla tempra si fa seguire un trattamento di rinvenimento. Il rinvenimento induce la precipitazione di carburi molto fini e comporta la diminuzione di volume della struttura martensitica con conseguente diminuzione delle tensioni residue, miglioramento della tenacità del componente e diminuzione della sua fragilità.

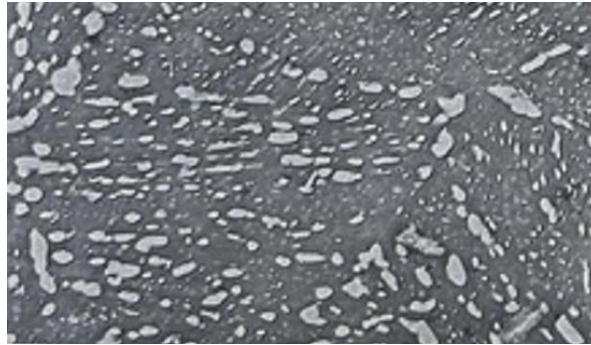


Figura 33 - martensite rinvenuta

Per riassumere, si riporta la seguente figura da [19] che mostra la distribuzione delle singole fasi microstrutturali alla fine del trattamento, in funzione della distanza dalla superficie trattata.

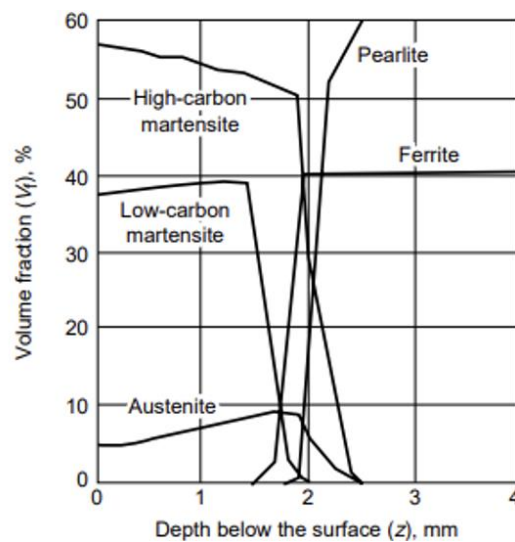


Figura 34 - distribuzione microstruttura a fine tt (tempra ad induzione) [19]

Durante la fase di riscaldamento superficiale, a causa dell'espansione termica, si verificano in superficie delle tensioni di trazione. Tali tensioni diminuiscono non appena si raggiunge la temperatura critica di austenitizzazione, che permette di passare da una microstruttura a più alta densità (la perlite) ad una a minore densità e di conseguenza maggiore volume specifico (l'austenite). Nascono, quindi, delle tensioni residue di compressione che si intensificano nella successiva fase di raffreddamento, dove oltre ad esserci contrazione termica, avviene anche la trasformazione austenite → martensite, anch'essa caratterizzata da un aumento di volume specifico. Durante la trasformazione, l'espansione dovuta al cambiamento di fase contrasta la contrazione dovuta al raffreddamento e produce forti sollecitazioni residue di compressione in superficie. Tale condizione, determina un miglioramento della resistenza all'usura ed alla fatica del componente meccanico, prevenendo anche la formazione o la propagazione di cricche sulla superficie. Le sollecitazioni di compressione aumentano con l'aumentare della frazione di martensite.

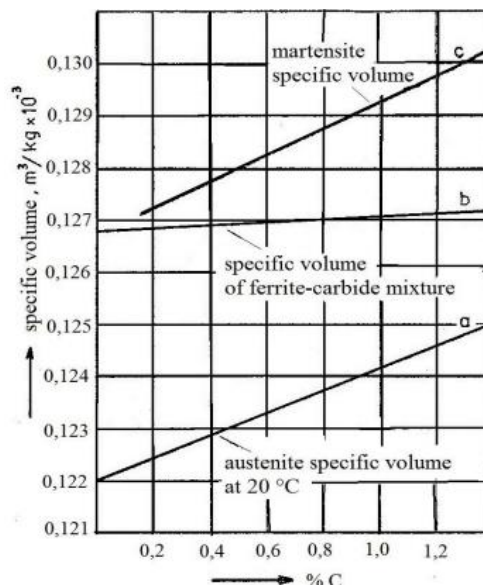


Figura 35 - dipendenza tra volume specifico delle fasi e contenuto di carbonio [21]

Il punto di vista comune secondo cui la variazione di volume dovuta alla trasformazione martensitica è la componente principale della plasticità di trasformazione è, in parte, errato. Essendo una trasformazione dislocativa dovrebbe avere una componente di taglio molto più grande del termine dilatativo, ma questo tende, in media, ad annullarsi in un campione policristallino a grana fine. [22]

Le sollecitazioni sono auto-equilibranti, cioè le aree locali di sollecitazione di trazione e compressione si sommano per creare risultanti di forza e momento nulle nell'intero volume del materiale. Nel nucleo non temprato, infatti, si ottengono sollecitazioni di segno opposto a quelle in superficie, ovvero sollecitazioni di trazione, i cui valori massimi si raggiungono proprio nella zona di transizione tra strato indurito e non indurito.

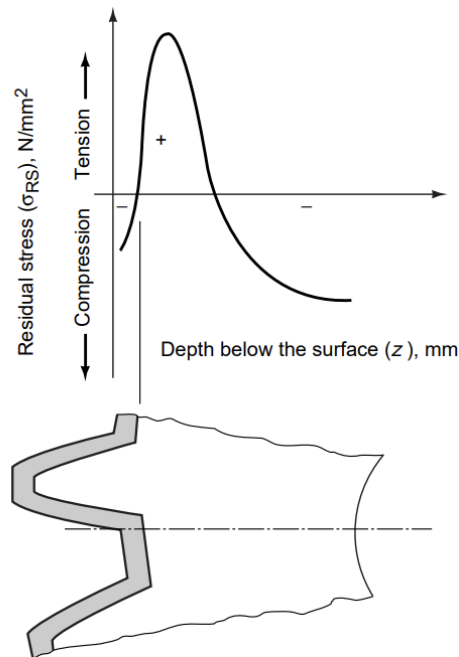


Figura 36 - distribuzione degli stress residui in un ingranaggio i cui denti sono stati temprati ad induzione [19]

Dopo la tempra, i pezzi vengono sottoposti al rinvenimento e solitamente a un livello minimo di rettifica a fine processo. Il primo determina un de-tensionamento del componente, le tensioni residue diminuiscono, aumenta la tenacità del componente e diminuisce la sua fragilità. La rettifica, invece, produce tensioni di trazione in superficie che risultano spesso trascurabili nell'andamento generale degli stress residui.

Si riporta, a titolo di esempio, l'andamento delle singole componenti delle tensioni residue (assiale, tangenziale e radiale), su un ingranaggio sottoposto a tale processo e riportato nello studio [19]. Le componenti assiali e tangenziali sono di compressione e ammontano a -1600 N/mm^2 in superficie. Queste si riducono gradualmente fino a diventare di trazione dopo lo strato indurito, circa 870 N/mm^2 nel nucleo. La componente radiale è invece nulla in superficie ed aumenta gradualmente.

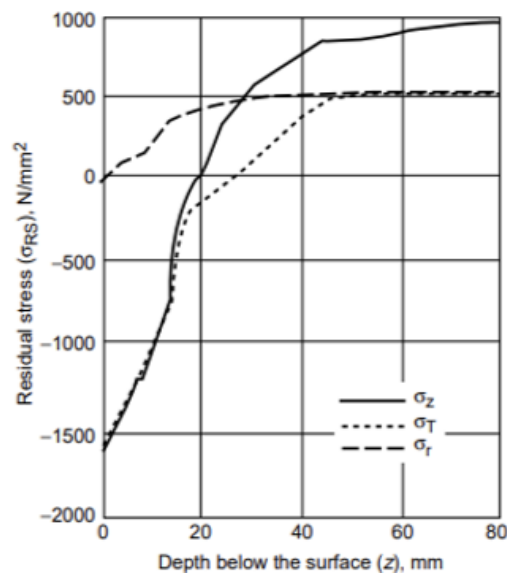


Figura 37 - distribuzione singole componenti delle tensioni residue su ingranaggio temprato ad induzione [19]

1.2.2 Cementazione

Il focus dei seguenti paragrafi sono due trattamenti in particolare, cementazione e pallinatura, volti a migliorare le proprietà meccaniche e superficiali del 20MnCr5, un acciaio a basso tenore di carbonio con una notevole predisposizione all'assorbimento di carbonio e una buona temprabilità.

La cementazione è un processo di diffusione termochimica che prevede l'introduzione di carbonio nella superficie di un acciaio a basso tenore di carbonio, in modo tale da produrre una superficie esterna dura e resistente all'usura e, contemporaneamente, mantenere duttilità e robustezza nel nucleo la cui composizione chimica rimane inalterata. Tale obiettivo è raggiunto introducendo il componente in un ambiente carburante (i materiali carburanti possono essere di natura liquida, solida o gassosa), per un periodo di tempo determinato e ad una data temperatura a seconda della profondità di cementazione desiderata, che può variare da diversi millimetri fino a decimi di millimetro [23].

Il processo di gran lunga più utilizzato, per grandi volumi di produzione, è la cementazione a gas. L'acciaio è esposto a un'atmosfera di gas vettore con idrocarburi gassosi e monossido di carbonio, che si decompongono per introdurre carbonio nella superficie dell'acciaio. [24]

Il processo può essere sintetizzato in quattro fasi fondamentali:

- 1) **FASE 1, riscaldamento del componente** solitamente ad una temperatura compresa fra gli 850-950°C.
- 2) **FASE 2, mantenimento in temperatura** per un lungo periodo di tempo (anche 40h) e **diffusione del carbonio** sulla superficie del componente.
- 3) **FASE 3, tempra**
- 4) **FASE 4, rinvenimento di distensione** a relativamente basse temperature (circa 120-210°C).

Dopo la diffusione del carbonio ad alte temperature, la tempra è necessaria per ottenere una microstruttura martensitica ad alto tenore di carbonio in superficie (TCC). Come spiegato in [24], la tempra può essere eseguita in due differenti modalità: (a) tempra diretta dal forno di carburazione (tempra diretta) o (b) reaustenitizzazione del pezzo e successiva tempra (tempra singola). Il secondo caso viene spesso utilizzato per gli acciai altamente legati e per migliorare l'affinamento dei grani, anche se può comportare un

maggior rischio di distorsione del pezzo. Inoltre, la quantità di austenite residua è di solito inferiore nella microstruttura dei pezzi trattati con tale metodo. L'effetto dell'austenite residua sulle prestazioni del componente è controverso, così come la vantaggiosità di un metodo rispetto all'altro. [24]

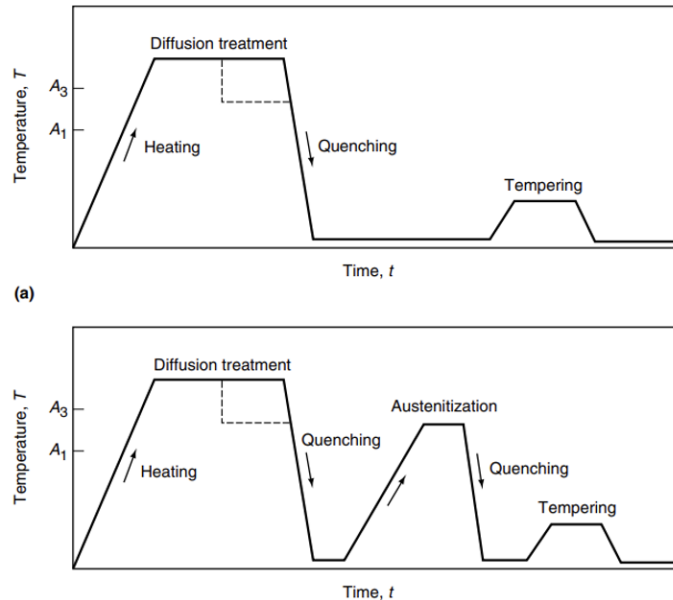


Figura 38 - cicli alternativi per il tt di cementazione: (a) tempra diretta, (b) tempra singola [24]

La riduzione dell'austenite residua è auspicabile in termini di resistenza all'usura e per garantire stabilità a livello dimensionale. D'altra parte, però, una certa quantità di austenite residua sembra essere vantaggiosa per la durata a fatica da contatto del componente. I produttori mirano a produrre componenti cementati contenenti martensite insieme a una piccola quantità di austenite residua stabilizzata e ben distribuita perché, oltre ad essere la migliore combinazione in termini di resistenza a fatica, è anche la più adatta per una rettifica efficace. [24]

La martensite più superficiale sarà di forma aciculare ad alto contenuto di carbonio, mentre man mano che la profondità dallo strato carburato aumenta e la concentrazione di carbonio diminuisce, la martensite cambia da aciculare a lamellare/ a placchette e si riduce la sua durezza (minore distorsione reticolare). Attraverso il processo di rinvenimento, invece, emerge una martensite detensionata, molto più tenace e meno fragile rispetto alla martensite tetragonale ottenuta post tempra, senza però compromettere la durezza superficiale acquisita. Dopo il rinvenimento, le peculiarità morfologiche della martensite aciculare rimangono invariate sulla superficie ma si assiste a una diminuzione del tenore di carbonio che precipita sotto forma di carburi. La quantità

di carburi precipitati in superficie è significativamente superiore a quella a profondità maggiori.

Nei componenti cementati le tensioni residue che nascono a causa della trasformazione martensitica, che si riscontrano anche nei materiali semplicemente temprati, si uniscono alle tensioni dovute alla diffusione termochimica che avviene in superficie. A causa di questo fenomeno di diffusione, infatti, si crea una distribuzione disomogenea di carbonio all'interno del componente e conseguentemente nascono delle tensioni residue di compressione in superficie dove la sua concentrazione è maggiore. La seguente figura, riportata in [24], mostra il profilo di tensione residua presente in un componente adeguatamente cementato e temprato, e contemporaneamente il profilo del contenuto di carbonio percentuale e dell'austenite residua. Questo profilo di tensione risulta molto vantaggioso per tutte le applicazioni in cui il componente è soggetto a grandi carichi di trazione, flessione o torsione.

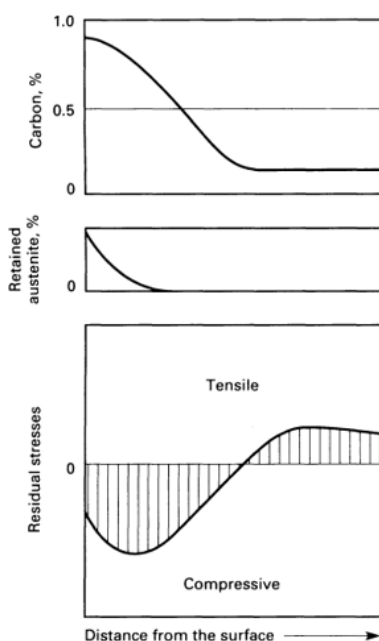


Figura 39 - distribuzione degli stress residui in un componente cementato [24]

Altri parametri che influenzano l'andamento degli stress residui nel componente sono la profondità di cementazione e la geometria del componente stesso. Dallo studio di [25], riportato in [24], si evince che con l'aumento della profondità di cementazione, i valori massimi delle tensioni di compressione aumentano e si spostano più in profondità rispetto alla superficie. Il seguente grafico mostra l'andamento delle tensioni residue per dei campioni in acciaio, di egual materiale, egual contenuto in carbonio ed egual geometria,

sottoposti a cementazione e tempra alle medesime condizioni ma ad con una profondità dello strato cementato di 0,2, 0,4 e 0,8 mm. [24]

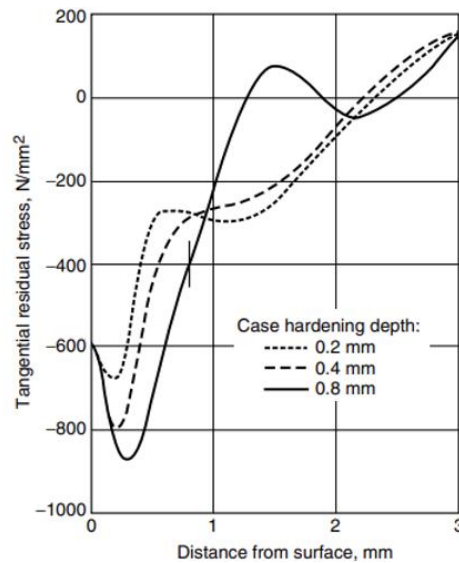


Figura 40 - stress residui tangenziali a diverse profondità di cementazione [25]

Nello stesso studio [25], vengono analizzati i profili delle tensioni residue per diversi campioni, di ugual materiale (acciaio da cementazione 20MnCr4) ma caratterizzati da dimensioni differenti. Cilindri di diametro 10.3, 20.7 e 30 mm sono stati carburati per 3 ore a 930 °C e successivamente è stata eseguita una tempra singola in olio e un rinvenimento alle medesime condizioni per tutti e tre i campioni considerati. Nello studio è stata effettuata un'analisi completa delle tensioni residue tramite diffrazione a raggi X e quest'ultima ha rivelato una tensione residua superficiale approssimativamente costante e un valore massimo della sollecitazione che tende ad aumentare con l'aumentare del diametro.

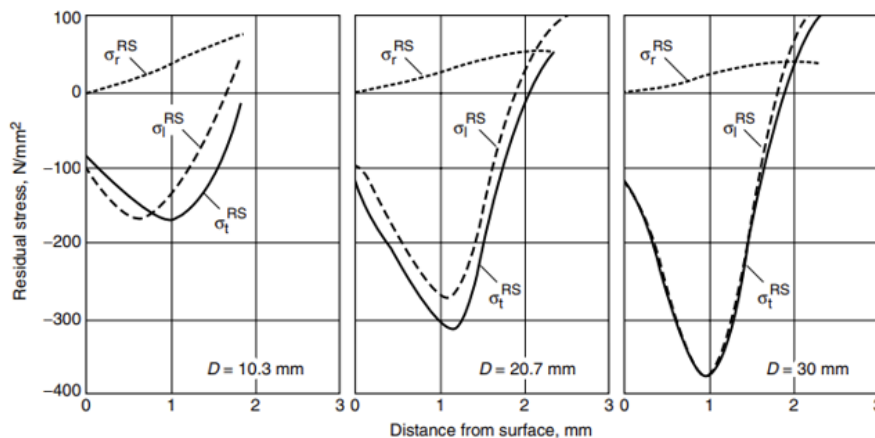


Figura 41 - tensione residue in componenti cementati di 20MnCr4 con differenti diametri [25]

1.2.3 Pallinatura

La pallinatura è un processo di lavorazione a freddo, dove un flusso ad alta velocità di piccole sfere, scagliate mediante un getto d'aria o da una girante a palette, impatta la superficie trattata dei pezzi e induce deformazioni elastiche e plastiche negli strati superficiali e sub superficiali.

I processi di deformazione e la generazione delle tensioni residue di compressione possono essere ricondotti a due processi elementari:

- stiramento plastico della superficie del pezzo
- la compressione di Hertz

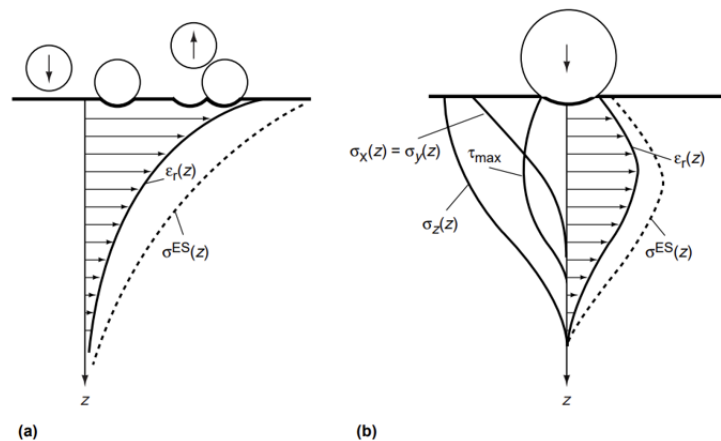


Figura 42 - stiramento plastico della superficie del pezzo (a), compressione Hertz (b) [26]

Il processo di stiramento/allargamento dell'area superficiale, a causa dell'impatto, ne produce la sua plastificazione, che diminuisce con l'aumentare della distanza dal bordo superficiale. La zona deformata plasticamente della superficie esterna tende ad espandersi, mentre la zona di deformazione elastica inibisce questo processo nella sotto superficie vicina. Di conseguenza, il componente vede un campo di tensioni residue di compressione in superficie e tensioni interne di trazione. In accordo con il processo di compressione di Hertz, le massime deformazioni plastiche (e quindi anche le massime sollecitazioni di compressione) si verificano appena al di sotto del luogo di impatto. Entrambi i processi elementari si verificano sempre, come già detto, fianco a fianco e sono influenzati sia dalle proprietà del materiale sia dai parametri della pallinatura [26].

Di seguito si mostra un esempio di profilo di sollecitazione residua creato dalla pallinatura, rispettivamente: S_s , “sollecitazione superficiale”, è la sollecitazione misurata in superficie; $C_{S(max)}$, “sollecitazione massima di compressione”, che normalmente è appena sotto la superficie; d , “profondità della sollecitazione di compressione”, è il punto in cui la sollecitazione di compressione attraversa l'asse neutro e diventa di trazione; $T_{S(max)}$, “massima sollecitazione di trazione”, è il valore massimo della sollecitazione di trazione indotta. La sollecitazione di trazione nel nucleo del materiale bilancia lo strato superficiale di tensione di compressione. [26]

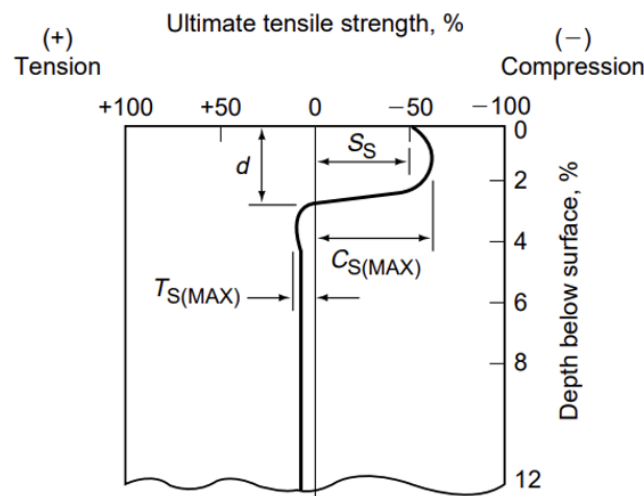


Figura 43 - profilo sollecitazione residua creato da pallinatura [26]

In [24], viene riportato uno studio dove vengono analizzati i profili di sollecitazione residua per componenti in acciaio cementati a gas e pallinati con diverse intensità. Nel seguente grafico viene evidenziato come le tensioni superficiali di compressione si intensifichino all'aumentare dell'intensità del processo di pallinatura.

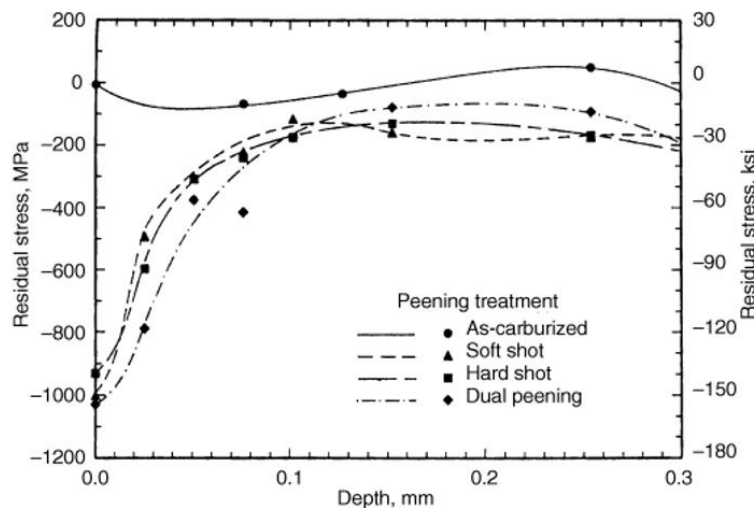


Figura 44 - profilo tensioni residue per un componente solo cementato e poi successivamente pallinato [24]

Tuttavia, più è intensa la pallinatura più la rugosità superficiale peggiora, la superficie diventa più ruvida e l'impronta delle palline più evidente e profonda. Poiché la propagazione delle cricche è influenzata anche dalle condizioni dei piani di usura, è necessario fare un adeguato bilanciamento tra i due aspetti analizzati. [27]

La pallinatura comporta un'ulteriore trasformazione dell'austenite residua in martensite e permette un affinamento dei grani superficiali, condizione favorevole per le caratteristiche meccaniche.

1.3 Termografia Attiva

La termografia a infrarossi (IRT) è una metodologia non invasiva e senza contatto finalizzata alla rivelazione dell'energia termica emessa dagli oggetti all'interno della banda infrarossa dello spettro elettromagnetico. Si acquisiscono delle immagini molto simili a quelle visibili ad occhio nudo, ma in questo caso rappresentano lo stato termico e le sue variazioni spaziali e temporali. Come spiegato in [28], un'immagine visibile è composta da diverse tonalità a seconda di come viene riflessa la luce incidente, mentre le diverse tonalità nell'immagine a infrarossi rappresentano una misura dell'energia emessa dall'oggetto, l'oggetto è una sorgente e appare anche al buio in assenza di luce.

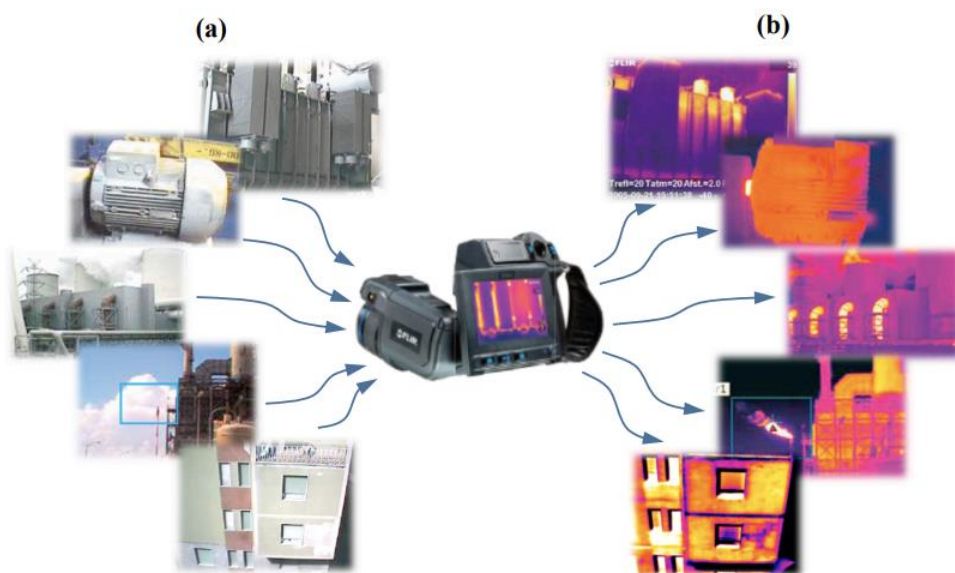


Figura 45 – (a) immagine visiva, (b) immagine termica ([29])

Questa peculiarità conferisce alla tecnica un notevole potenziale applicativo in diversi settori. Nel campo della meccanica, l'IRT è spesso utilizzata come metodo di controllo non distruttivo per l'individuazione dei difetti e per la caratterizzazione dei materiali. Come riportato nell'articolo sulla corrosione di Doshvarpassand S., Wu C., e Wang X. [29], i difetti si comportano come ostacoli per la conduzione del calore all'interno del campione stesso. Si evidenziano come anomalie termiche in zone che dovrebbero essere termicamente omogenee. Di contro, uno dei più grandi limiti della termografia ad infrarossi è che non sempre risulta possibile ottenere dei dati precisi. In alcuni casi, soprattutto per materiali che presentano una bassa emissività, si predilige un'analisi

qualitativa piuttosto che un'analisi quantitativa. Nonostante ciò, grazie ai recenti progressi nei sistemi di acquisizione e analisi dei dati, la termografia ottiene sempre più consensi come tecnica di ispezione veloce e non distruttiva. Ad esempio, nel contesto preso in esame nella seguente tesi, si può valutare molto velocemente se un trattamento termico è stato adeguatamente eseguito o meno, e quindi se le tensioni residue presenti nel componente sono idonee, partendo dal misurare le caratteristiche termiche del materiale trattato ed in particolare la sua diffusività post trattamento confrontata con quella del materiale base.

1.3.1 Principi Base

La trasmissione di calore si verifica attraverso tre diverse modalità: la conduzione, attraverso i solidi; la convezione, attraverso i fluidi; e l'irraggiamento. La termografia infrarossa sfrutta il principio dell'irraggiamento, che si basa sulla capacità di un corpo, con temperatura superiore agli 0 K, di emettere radiazioni nel campo infrarosso (range di lunghezza d'onda compreso tra 0,75-1000 μm). Tutti i corpi irradiano energia continuamente e l'irraggiamento avviene anche nel vuoto perché si basa sulla propagazione di onde elettromagnetiche. Come spiegato in [30], la vibrazione generata dall'agitazione termica delle particelle costituenti un oggetto a livello microscopico, come atomi e molecole, determina l'emissione di onde elettromagnetiche e la temperatura è una misura dell'intensità di questi processi (all'aumentare di questo moto vibrazionale corrisponde un aumento della temperatura del corpo). L'emissione di radiazioni si verifica quando una molecola passa da uno stato energetico eccitato a uno stato ad energia inferiore.

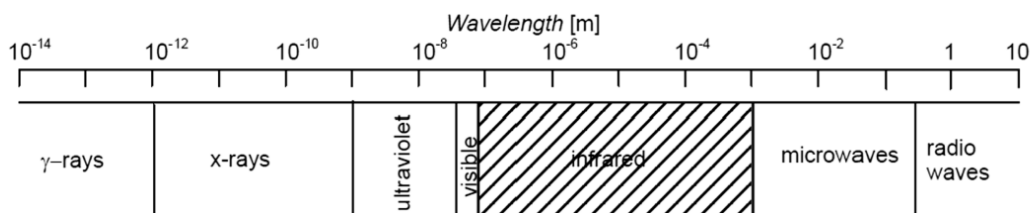


Figura 46 - spettro elettromagnetico [28]

La teoria che sta alla base della termografia vede le sue origini negli studi di **Kirchoff** e nella sua definizione di corpo nero. Il corpo nero è un corpo ideale, che non è in grado di riflettere o trasmettere la radiazione incidente ma è un perfetto assorbitore ed emettitore, ovvero assorbe tutta la radiazione incidente ed emette tutte le radiazioni che riesce ad assorbire. Quando si parla di corpo nero si fa dunque riferimento ad un modello ideale con coefficiente di assorbimento α unitario e utilizzato come standard di comparazione nelle misurazioni.

Si definisce, potere emissivo monocromatico E_λ la potenza radiante emessa da un corpo per unità di superficie e per unità di lunghezza d'onda λ ($[E_\lambda]=W/m^3$). Si definisce, invece, potere emissivo totale E , la potenza (energia per unità di tempo) emessa da un corpo sull'intero spettro di lunghezza d'onda per unità di superficie ($[E]=W/m^2$) [30].

$$E = \int_0^\infty E_\lambda$$

la Legge di **Planck** descrive il potere emissivo monocromatico, o spettrale, del corpo nero:

$$E_{b\lambda} = \frac{2\pi hc^2}{\lambda^5 (e^{hc/\lambda k_b T} - 1)}$$

Dove h è la costante di Planck ($h= 6,6 \times 10^{-34}$ Js), c è la velocità della luce ($c \approx 3 \times 10^8$ m/s) e k_b è la costante di Boltzmann ($k_b = 1.38 \times 10^{-23}$ J/K).

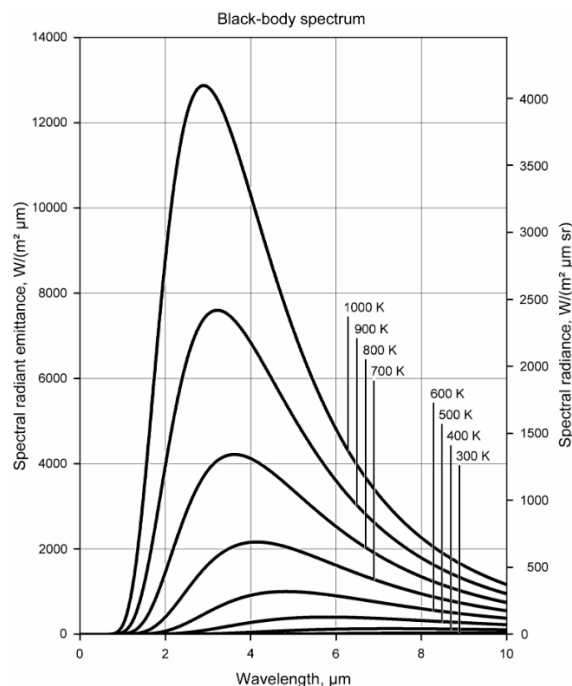


Figura 47 - andamento qualitativo del potere emissivo del corpo nero in funzione della lunghezza d'onda della radiazione [31]

Conseguentemente, se si integra la legge di **Plank** su tutto lo spettro di lunghezze d'onda si ricava l'equazione di **Stefan-Boltzmann**,

$$E_b = \sigma T^4$$

Dove σ rappresenta la costante di Stefan-Boltzmann ($\sigma = 5,67 \times 10^{-8} \text{ W/m}^2\text{K}^4$) e T la temperatura assoluta del corpo nero.

Nessun oggetto seguirà perfettamente il comportamento di un corpo nero, perché nessun corpo reale si avvicina al comportamento di un emettitore-assorbitore perfetto. Un corpo reale, oltre ad assorbire, in parte riflette e in parte trasmette la radiazione incidente, per cui emetterà sempre meno energia di un corpo nero a pari temperatura. L'emissività di un corpo è definita come il rapporto tra il potere emissivo totale del corpo e quello di un corpo nero nelle medesime condizioni ed ha un valore sempre compreso tra 0 e 1. Come dettagliatamente spiegato in [31], il valore dell'emissività di un corpo reale misura di quanto una superficie reale approssima un corpo nero per il quale $\varepsilon = 1$. L'emissività di una superficie reale non è costante ma varia con la temperatura della superficie, con la lunghezza d'onda e con la direzione della radiazione emessa. L'effetto della direzione si può trascurare effettuando una media su tutte le direzioni e definendo l'emissività come emisferica. La dipendenza dalla lunghezza d'onda può essere, al contrario, significativa; per cui si definisce l'emissività emisferica monocromatica e si indica con ε_λ . L'emissività emisferica totale ε è mediata su tutte le direzioni e su tutte le lunghezze d'onda e si esprime con la relazione:

$$\varepsilon = \frac{E}{E_b} = \frac{E(T)}{\sigma T^4}$$

Quest'ultimo valore viene comunemente utilizzato nella pratica per caratterizzare le proprietà emissive delle superfici nonostante la dipendenza dalla direzione e dalla lunghezza d'onda. Si definisce così il corpo grigio, la cui emissività è quindi indipendente dalla direzione e dalla lunghezza d'onda. In termografia, come spiegato in [29], si assume la media dell'emissività nell'intervallo di lunghezze d'onda in cui opera la termocamera, per cui un oggetto reale può essere trattato come un corpo grigio. Dal grafico sotto riportato, è chiaro che le curve di radiazione di un corpo grigio sono identiche a quelle di un corpo nero, tranne che vengono abbassate sulla scala della densità di potenza irradiata. La potenza totale emessa da un corpo grigio può essere espressa tramite la legge di Stefan-Boltzmann modificata come segue:

$$E = \varepsilon \sigma T^4$$

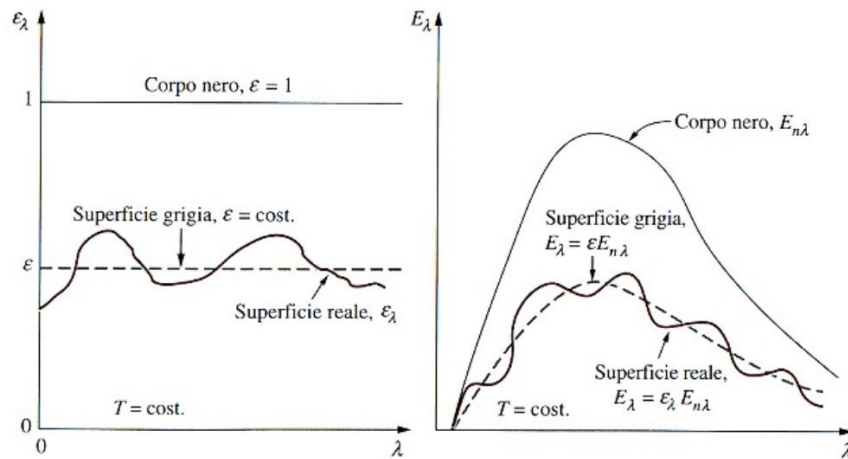


Figura 48 - confronto tra corpo nero, corpo grigio e corpo reale [32]

Le frazioni di energia incidente che vengono riflesse, trasmesse o assorbite, sono definite attraverso specifici coefficienti: Il coefficiente di riflessione, di assorbimento e di trasmissione. Questi sono legati dalla legge di conservazione dell'energia per cui la somma dei parametri è sempre unitaria. Infatti, una radiazione con potenza monocromatica E_λ che incide su un corpo si scompone in tre componenti

$$E_\lambda^\rho + E_\lambda^a + E_\lambda^t = E_\lambda$$

Da cui si definiscono i coefficienti $\alpha_\lambda = \frac{E_\lambda^a}{E_\lambda}$, $\rho_\lambda = \frac{E_\lambda^\rho}{E_\lambda}$ e $\tau_\lambda = \frac{E_\lambda^t}{E_\lambda}$

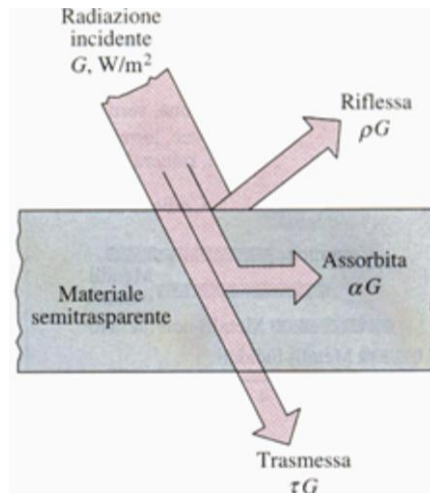


Figura 49 - radiazione incidente, assorbita, riflessa e trasmessa in un corpo reale

Tali coefficienti dipendono sia dalle proprietà superficiali del corpo, in particolare il coefficiente di riflessione di una superficie dipende molto dalla rugosità superficiale, che da quelle della radiazione incidente, ossia lunghezza d'onda e direzione. Tuttavia, nella pratica si è soliti riferirsi alle proprietà emisferiche totali, per cui:

$$\alpha + \rho + \tau = 1$$

Pertanto, la termocamera registra una varietà di raggi, inclusi quelli emessi, riflessi e trasmessi dagli oggetti all'interno del suo campo visivo, dando origine all'immagine termica. Come dettagliatamente delineato in [28], la conoscenza dell'emissività termica riveste un ruolo cruciale per ottenere misurazioni accurate della temperatura con un sistema di imaging infrarosso. Questa, se non conosciuta o riportata in letteratura, può essere stimata seguendo varie tecniche che non verranno trattate nella seguente tesi perché non necessarie ai fini dello studio.

Tuttavia, in una situazione reale non adiabatica, come descritto in [29], l'emissività del corpo non è l'unico parametro capace di influenzare l'analisi termografica. La termocamera acquisisce anche la radiazione riflessa dal corpo generata da sorgenti presenti nell'ambiente circostante e la radiazione emessa dall'atmosfera interposta tra termocamera e oggetto ispezionato.

$$E_{tot} = E_{obj} + E_{refl} + E_{atm}$$

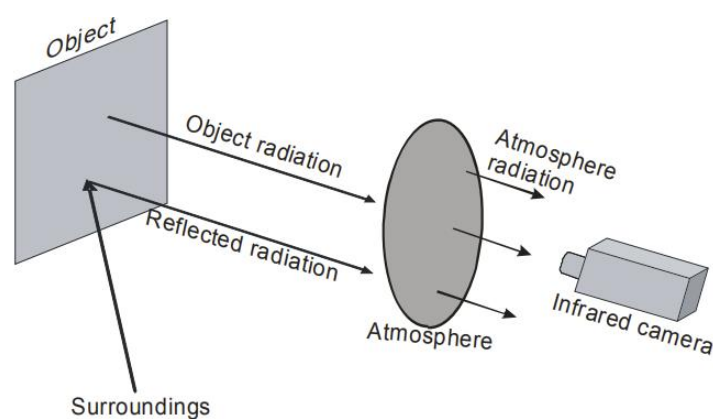


Figura 50 – influenza dell'ambiente circostante sull'acquisizione termografica [28]

Per cui la precisione delle misurazioni termografiche dipende da tre fattori principali: le caratteristiche della superficie dell'oggetto, il mezzo interposto (atmosfera o altro) e l'ambiente circostante. L'energia totale rilevata dalla telecamera è data da [29]:

$$E_{tot} = \varepsilon_{obj}\tau_{atm}E_{obj} + (1 - \varepsilon_{obj})\tau_{atm}E_{refl} + (1 - \tau_{atm})E_{atm}$$

Dove E_{obj} è l'intensità della radiazione emessa dal corpo analizzato, il quale è caratterizzato da emissività ε_{obj} e temperatura assoluta T_{obj} ; E_{refl} è l'intensità della radiazione riflessa dal corpo e generata da sorgenti esterne, le quali sono caratterizzate da temperatura assoluta T_{refl} ipotizzata uguale per tutte le sorgenti. Mentre E_{atm} è l'intensità della radiazione emessa dall'atmosfera, la quale è caratterizzata da temperatura assoluta T_{atm} ed emissività $\varepsilon_{atm} = 1 - \tau_{atm}$.

$$T_{obj} = \sqrt[4]{\frac{E_{tot} - (1 - \varepsilon_{obj})\tau_{atm}\sigma(T_{refl})^4 - (1 - \tau_{atm})\sigma(T_{atm})^4}{\varepsilon_{obj}\tau_{atm}\sigma}}$$

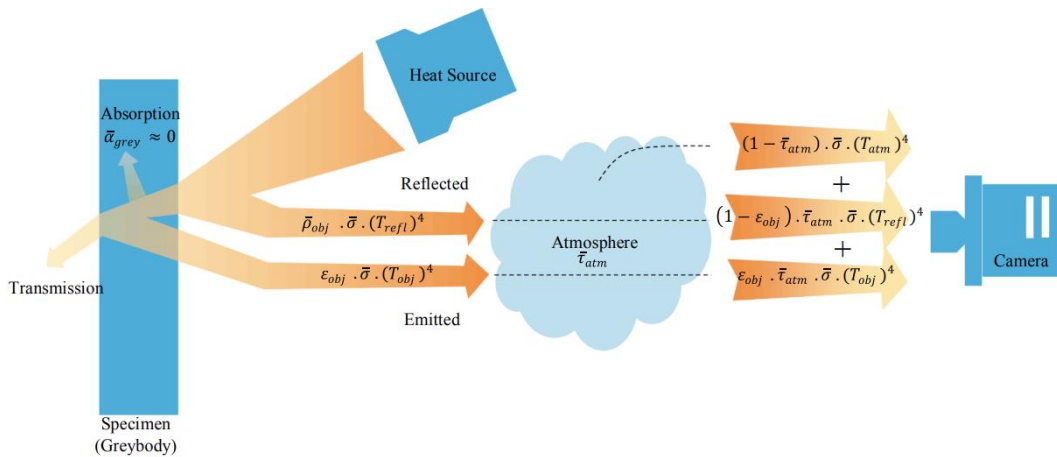


Figura 51 - comportamento corpo grigio a radiazione incidente [29]

Il calcolo della temperatura dell'oggetto a partire dall'equazione sopra riportata, tenendo conto degli effetti dell'ambiente circostante e dell'atmosfera, è chiamato compensazione. Se l'ispezione termografica si limita a trovare la temperatura di un corpo registrando le radiazioni termiche naturalmente emesse dall'oggetto in esame, si parlerà di termografia passiva. In caso contrario, in presenza di fonti di eccitazione esterne, come nel caso della seguente tesi, si parlerà di termografia attiva, dove si andranno a ricercare ampiezza e fase della variazione oscillante della temperatura. Entrambe queste tecniche verranno approfondite meglio nel paragrafo seguente.

1.3.2 Tipologie di termografia ad infrarosso

Si possono individuare due principali famiglie nel campo della termografia ad infrarossi: la termografia passiva e la termografia attiva. Nella prima, la termocamera registra le radiazioni termiche naturalmente emesse dall'oggetto in esame, senza dover ricorrere a fonti di eccitazione esterne. La termografia passiva è considerata una metodologia prevalentemente qualitativa e uno dei suoi principali obiettivi risulta la rilevazione dei difetti presenti nell'oggetto in analisi. Al contrario, la termografia attiva, oggetto di studio della seguente tesi, prevede il riscaldamento controllato del campione tramite specifiche sorgenti termiche quali laser, lampade alogene, raggi x... La termografia attiva permette di passare da un approccio quasi unicamente di tipo qualitativo ad uno quantitativo, tramite l'analisi della risposta termica dell'oggetto in esame. Quest'ultima, infatti, permette non solo l'identificazione di difetti ma anche la caratterizzazione di proprietà fisiche e termiche del difetto e del componente stesso, il monitoraggio non distruttivo dei materiali e si presta a varie applicazioni avanzate. [29]

Nel campo della termografia attiva, si possono effettuare le ispezioni sia in modalità di riflessione che in modalità di trasmissione, in base alla disposizione relativa di termocamera, fonte di eccitazione termica e oggetto in esame. Nel caso in cui sorgente e ricevitore siano posizionate dallo stesso lato, come nel caso in esame, si parla di riflessione.

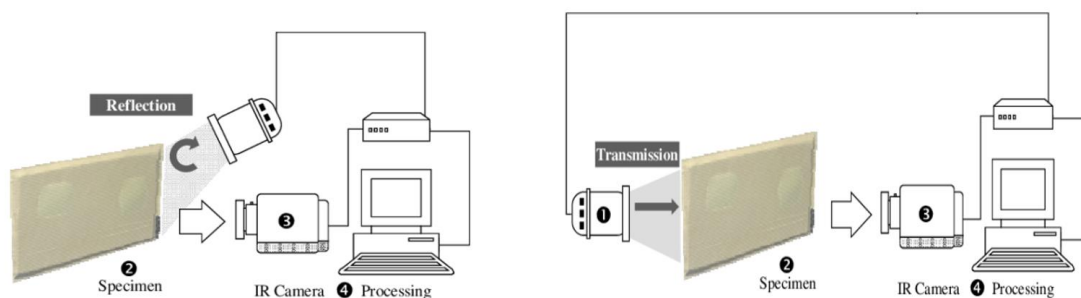


Figura 52 - configurazione in modalità di: riflessione (sx), trasmissione (dx)

Come ampiamente spiegato negli articoli [29] e [33], in letteratura esistono varie tipologie di eccitazione esterna, e in base a queste si possono distinguere in tre grandi categorie di termografia attiva:

- *Optical thermography*
- *Induction thermography*
- *Vibrothermography*

Nell'eccitazione ottica, l'energia viene erogata alla superficie per mezzo di dispositivi ottici come i flash fotografici, laser o lampade alogene. Usando l'uno o l'altro di questi dispositivi di eccitazione termica, si possono distinguere due differenti metodi tra i più usati e diffusi in letteratura, rispettivamente: "pulsed thermography" e "lock-in thermography". Utilizzando il flash fotografico, si è in grado di ottenere un impulso di calore ad alta energia in un intervallo di tempo molto limitato (pochi ms). Al contrario, le lampade alogene o i laser forniscono una quantità inferiore di energia ma in un lasso di tempo relativamente più lungo (pochi secondi) e in forma continua o modulata. La termografia ad induzione, o termografia a correnti parassite, utilizza le correnti magnetiche per riscaldare il campione in prossimità della superficie per effetto Joule. Nell'eccitazione meccanica, invece, l'energia viene rilasciata al campione per mezzo di oscillazioni meccaniche, utilizzando ad esempio un trasduttore sonico o ultrasonico. La termografia a microonde è una tecnica recente di termografia che viene considerata una variante della vibrotermografia.

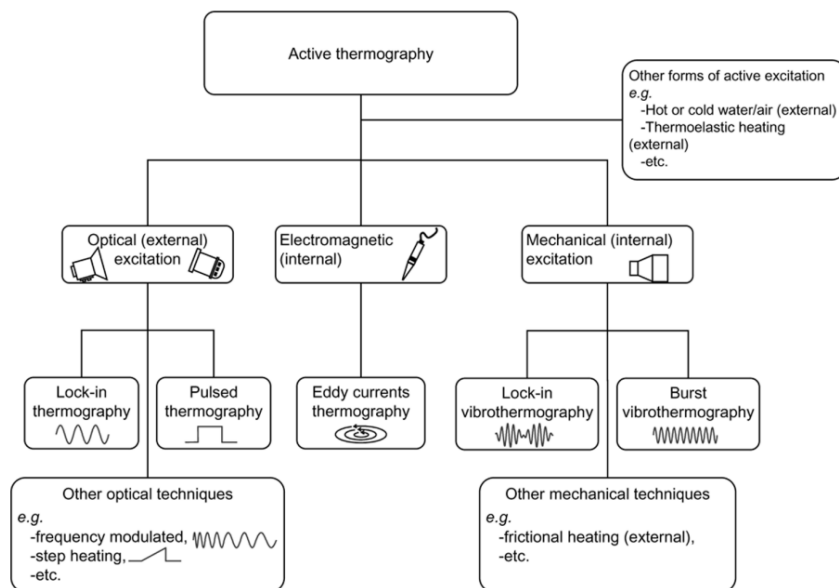


Figura 53 - tipologie di termografia attiva [33]

In particolare, analizziamo più in dettaglio la categoria di nostro interesse, ossia quella dell'*optical thermography*..

- 1) *Pulsed thermography*, che prevede di riscaldare il campione attraverso un impulso termico;
- 2) *Lock-in thermography*, che prevede di riscaldare il campione attraverso un'onda di calore periodica;
- 3) *Stop heating thermography*, che prevede di riscaldare il campione attraverso un'onda di calore assimilabile ad una funzione gradino;

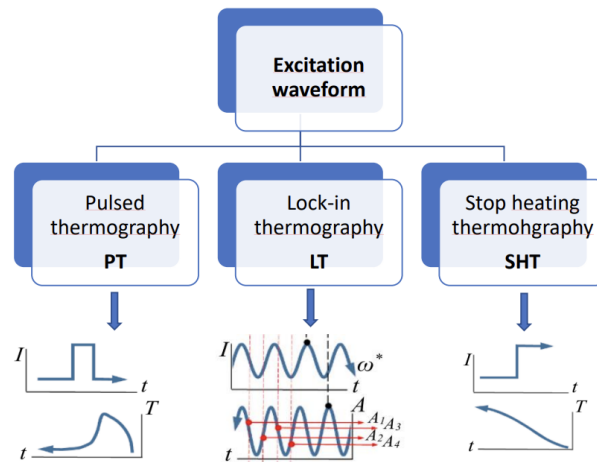


Figura 54 - tipologie di eccitazione termica usate in termografia attiva [32]

Come anticipato in precedenza, e come ampiamente spiegato in [34], le tecniche di PT e LT si basano, entrambe, sul principio di diffusione del calore e sulla riflessione delle onde termiche, ma differiscono per la diversa tipologia di eccitazione e per la diversa risposta termica che si ottiene. Nella termografia di tipo lock-in, che verrà ampiamente discussa in seguito, viene inviata al campione un'onda termica modulata in ampiezza e l'evoluzione termica superficiale viene valutata in regime stazionario. Contrariamente nella tecnica pulsed, il campione viene stimolato da un breve impulso termico e l'evoluzione termica viene monitorata in stato transitorio.

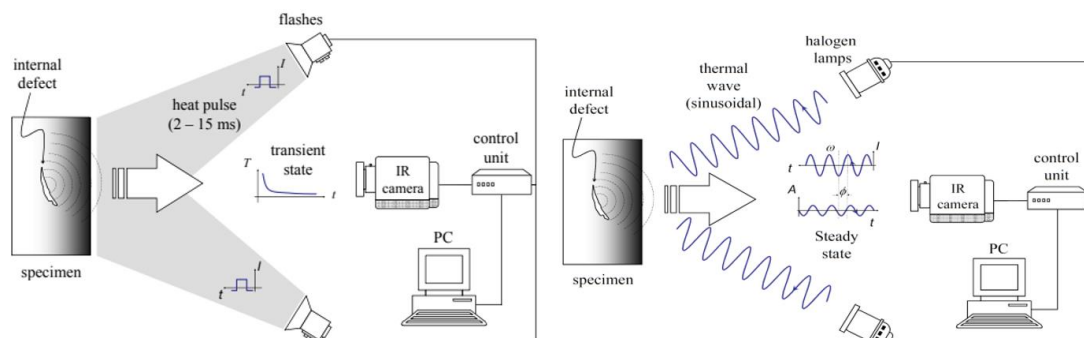


Figura 55 - configurazione PT (sx), configurazione LT (dx) [34]

1.3.3 Metodo lock-in

La termografia modulata, o Lock-in Thermography, è una tecnica che deriva dalla radiometria fototermica modulata PTR (Photothermal Radiometry). Quest'ultima consiste nell'inviare un fascio luminoso modulato in intensità e rilevare la componente oscillante dell'aumento di temperatura del campione, ossia la componente stazionaria della risposta termica, mediante un rivelatore infrarosso collegato a un amplificatore di fase (lock-in amplifier) che scomporrà il segnale in modo da calcolarne ampiezza e fase. Il nome di radiometria fotometrica si riferisce all'uso di un singolo sensore ad infrarossi, che misura i raggi infrarossi irradiati dagli oggetti all'interno del rispettivo campo d'azione. Mentre la terminologia lock-in viene usata quando l'emissione infrarossa viene rilevata da un array di sensori infrarosso sul piano focale, appunto una termocamera ad infrarosso che riesce a monitorare anche aree molto estese [35]. Il lock-in amplifier viene, invece, sostituito da software molto potenti e capaci di ricavare matematicamente ampiezza e fase.

La termografia di tipo Lock-in è caratterizzata dalla presenza di una o più sorgenti di calore esterne e non a diretto contatto con il campione, quali ad esempio lampade alogene o laser, che stimolano il campione con un'onda di calore periodica modulata in ampiezza. Tra le forme d'onda più utilizzate c'è quella sinusoidale e la risposta termica che si ottiene è un'onda termica analoga a quella eccitante ma diversa in fase ed ampiezza. Il termine Lock-in è utilizzato al fine di evidenziare tale dipendenza tra segnale di input e segnale di output. Ad esempio, come spiegato in [33], di grande rilevanza risulta essere il parametro del ritardo di fase nel caso di presenza di difetti.

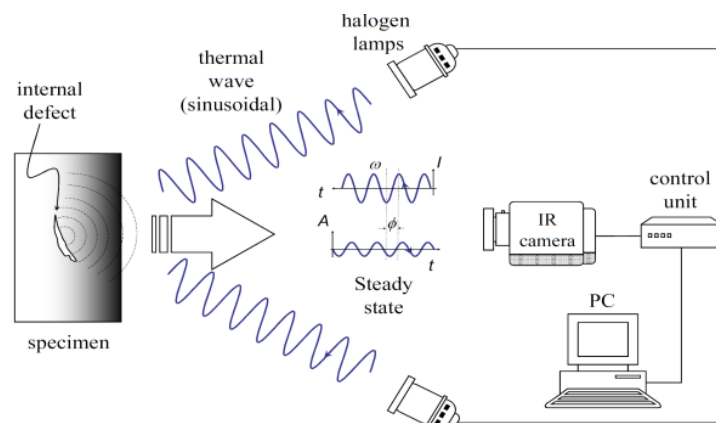


Figura 56 - metodo Lock-in [34]

La diffusione del calore attraverso un solido è un problema che può essere descritto dall'equazione della conduzione di Fourier:

$$\frac{\delta T}{\delta t} - \alpha \nabla^2 T = 0$$

Dove $\alpha = \frac{k}{\rho c}$ [m²] con K conducibilità termica [W/(mK)], ρ densità [kg/m³], c calore specifico [J/(kgK)], T è la temperatura assoluta [K].

L'equazione di trasmissione del calore, considerando una forzante termica e specifiche condizioni al contorno, consente di trovare il valore della temperatura del campione in funzione del tempo. L'andamento della temperatura, ossia la risposta termica superficiale del campione all'eccitazione termica impressa, è caratterizzato da un determinato profilo in campo transitorio e da uno in campo stazionario. Nel caso della termografia Lock-in, il campo di interesse risulta essere quello stazionario, ossia l'oscillazione periodica della temperatura superficiale del campione con la stessa frequenza della fonte d'eccitazione termica.

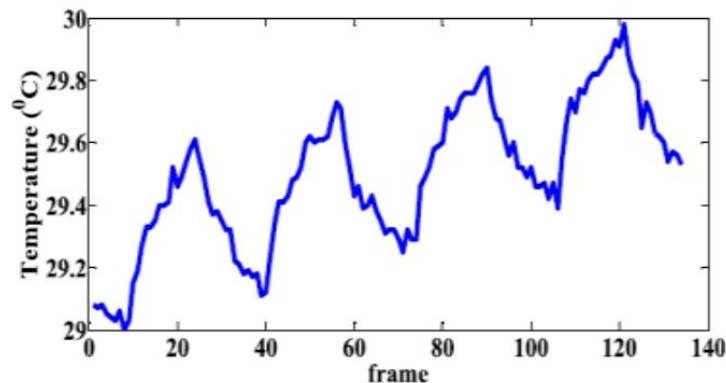


Figura 57 - esempio andamento della temperatura in un provino eccitato in maniera periodica [36]

La soluzione unidimensionale della legge di Fourier per un'onda termica periodica che si propaga attraverso un materiale omogeneo semi-infinito può essere espressa come viene riportato in [33]:

$$T(z, t) = T_0 e^{-\frac{z}{\mu}} \cos\left(\frac{2\pi z}{\lambda} - \omega t\right)$$

dove T_0 [K] rappresenta il valore iniziale di temperatura, $\omega = 2\pi f$ è la frequenza di modulazione [rad/s], f è la frequenza [Hz], $\lambda = 2\pi\mu$ è la lunghezza d'onda dell'onda termica [m], z [m] è la profondità a cui si vuole effettuare l'ispezione, e μ è la lunghezza

di diffusione termica [m] che determina il tasso di decadimento dell'onda termica mentre penetra nel materiale ossia fino a quale profondità il campione può essere analizzato.

$$\mu = \sqrt{\frac{2\alpha}{\omega}} = \sqrt{\frac{\alpha}{\pi f}}$$

Dove α è la diffusività termica [mm^2/s] e $\omega = 2\pi f$ è la frequenza di modulazione dell'onda termica [rad/s].

Quindi, può affermare che le onde termiche si propagano più in profondità nei materiali più diffusivi, ma anche che le informazioni sulle caratteristiche più profonde sono disponibili a frequenze più basse.

1.3.4 Metodo della fase

La termografia lock-in è una tecnica ben nota per la determinazione della diffusività termica nel piano. Nel “metodo della fase”, utilizzato nella seguente tesi, un campione viene periodicamente riscaldato da una sorgente ottica focalizzata e le oscillazioni di temperatura, in funzione della coordinata radiale, vengono rilevate utilizzando una termocamera a infrarossi [37]. Software dedicati provvedono poi a ricavare ampiezza e fase della componente oscillante della temperatura superficiale. L'aumento di temperatura dipende dalle proprietà termo-ottiche del campione e questo permette alla tecnica termografica di misurare la diffusività termica di una vasta gamma di materiali [35].

Al fine di comprendere meglio tale metodo, si riporta lo studio di [35], il quale propone di identificare l'influenza delle condizioni sperimentali sulle misurazioni della diffusività termica utilizzando la termografia lock-in e il metodo della fase. Il lavoro si concentra su lastre sottili, isotrope e anisotrope, riscaldate da un laser modulato e focalizzato. L'obiettivo dello studio è quello di estendere e validare l'applicabilità del metodo a materiali di vario genere, con diverse proprietà termiche e geometria.

In assenza di perdite di calore, i segnali termografici (logaritmo naturale dell'ampiezza e fase della componente oscillante della temperatura superficiale del campione termicamente eccitato) variano linearmente con la distanza radiale dal punto di eccitazione termica, con un coefficiente angolare m uguale per entrambi, o pendenza della risposta termica, pari a:

$$m = -\sqrt{\frac{\pi f}{\alpha}}$$

da cui è possibile ricavare la diffusività termica α .

Il segnale termografico può essere influenzato, però, da diverse condizioni di cui bisogna tenere conto al fine di non sovrastimare la diffusività termica di materiali poco conduttori e in generale per poter effettuare delle misurazioni valide ed affidabili con tale metodo:

- L'effetto dovuto alle perdite di calore per irraggiamento e convezione, che modificano l'andamento di temperatura che si avrebbe con un modello puramente conduttivo;
- L'effetto della diffrazione ottica;
- L'effetto delle non linearità causate dal riscaldamento del campione;

Lo studio di [35], permette di affermare la validità del metodo della fase per il calcolo della diffusività termica a condizione che vengano utilizzate condizioni sperimentali ottimali. Le misure devono essere effettuate in punti non troppo vicini al punto di eccitazione termica ($r > \mu$), al fine di non perdere il comportamento lineare di ampiezza e fase in funzione di r e avere una misura affidabile di diffusività. L'effetto delle perdite di calore è particolarmente evidente quando siamo in presenza di materiali a bassa diffusività termica, ad esempio polimeri, e quando si utilizzano lastre sottili, campioni con rapporto superficie/volume elevato. Questo è il motivo per cui è facilmente trascurabile la perdita di calore in campioni di dimensioni massicce. Per ovviare al problema delle perdite di calore per convezione, le quali sono causa della sovrastima della pendenza m e quindi della diffusività dei materiali poco conduttori, è possibile condurre gli esperimenti in condizioni di vuoto. Per evitare gli effetti dovuti alle non linearità del riscaldamento è meglio utilizzare potenze laser basse così da limitare l'aumento di temperatura superficiale del campione. Inoltre, per ovviare ai problemi dati dalla diffrazione è ottimale utilizzare frequenze di modulazione basse ($\omega = 2\pi f$), in particolar modo se in presenza di materiali poco conduttori.

Nel caso di propagazione del calore uni dimensionale (1D: la fonte di eccitazione copre l'intera larghezza del campione), è stato dimostrato che l'effetto delle perdite di calore modifica la pendenza sia della fase sia dell'ampiezza della componente oscillante della temperatura superficiale in modo tale che il prodotto di entrambi i coefficienti angolari cancelli l'effetto stesso

$$m_{\varphi} * m_{\ln(T)} = -\frac{\pi f}{\alpha}$$

Nel caso di propagazione del calore bidimensionale (2D), si considera una lastra isotropa di spessore l , illuminata da un fascio laser di potenza P_0 con profilo gaussiano di raggio a e modulato a una frequenza f .

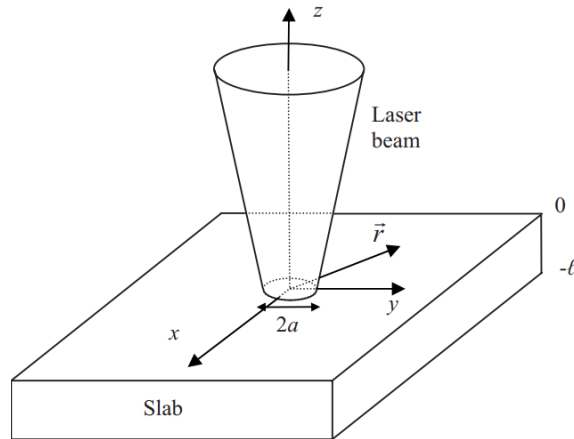


Figura 58 - misura diffusività termica lastra isotropa, metodo della fase [35]

Si riportano i risultati ottenuti per una lastra isotropa sia nel caso di lastra termicamente sottile che spessa, i calcoli effettuati per arrivare a tali equazioni sono riportati in [35]. Nel caso di lastra termicamente sottile ($l \ll \mu$), considerando un raggio laser strettamente focalizzato ($a=0$) e ipotizzando i coefficienti di scambio termico convettivo della superficie anteriore e posteriore del campione, rispetto al raggio laser, uguali $h_0 \approx h_l \approx h$, la componente oscillante della temperatura non dipende da z e l'equazione è pari a:

$$T_{ac}(r) = \frac{P_0}{4\pi Kl} K_0(\sigma' r)$$

Dove $\sigma'^2 = \sigma^2 + \left(\frac{2h}{Kl}\right)$ e K_0 è la funzione di Kelvin di ordine zero, e rappresenta un'onda termica cilindrica che si propaga lungo la direzione radiale. Utilizzando l'approccio asintotico per grandi valori di $r \rightarrow \infty$, si evince che la fase della temperatura ha una dipendenza lineare rispetto a r e il coefficiente angolare è pari alla parte immaginaria di σ' , e anche il logaritmo naturale dell'ampiezza moltiplicato per radice di r ha una dipendenza lineare da r con un coefficiente angolare pari alla parte reale di σ' . Il loro prodotto risulta indipendente dalle perdite di calore e consente di ottenere la diffusività termica della lastra sottile. Ciò si può considerare valido anche per condizioni in cui $a \neq 0$, perché quest'ultima condizione influenzerebbe solo la forma di ampiezza e fase vicino al punto di eccitazione termica, che sono punti comunque esclusi dalla condizione $r > \mu$ vista in precedenza.

Nel caso di lastra termicamente spessa ($\mu \ll l$), la soluzione analitica dell'equazione non esiste ma come accennato precedentemente per i campioni massicci si può tranquillamente trascurare a priori l'effetto della perdita di calore.

Per il caso di lastra anisotropa, ossia campioni in cui la diffusività termica varia a seconda della direzione considerata, i calcoli sono riportati sempre nello studio di [35] , ma non verranno citati, al fine di non appesantire la trattazione, perché non di nostro interesse.

Un ulteriore articolo a cui si può fare riferimento per comprendere il metodo della fase per il calcolo della diffusività termica è l'articolo di [3], già citato nel sottoparagrafo 1.1.1. In tale studio vengono analizzate le tensioni residue presenti in un provino metallico ad osso di cane deformato plasticamente e fratturato in due parti uguali e simmetriche. Il riscaldamento è prodotto da un fascio laser che genera un'onda termica periodica che si diffonde nel campione ad una distanza dell'ordine della lunghezza di diffusione termica μ .

$$\mu = \sqrt{\frac{\alpha}{\pi f}}$$

Dove α è la diffusività termica [m^2/s] e f la frequenza di modulazione del laser [Hz].

Una telecamera IR fornisce l'immagine di ampiezza e fase della variazione di temperatura oscillante sulla superficie del campione. Per i campioni termicamente spessi ($l > \mu$), utilizzando la mappa della fase, α può essere facilmente stimata dalla pendenza della dipendenza lineare asintotica della fase $\Phi(r)$ in funzione dello spostamento laterale r dal punto di eccitazione termica.

$$\Phi(r) = \phi_0 - \frac{r}{\mu}$$

Nel caso di campioni termicamente sottili, è necessario un modello che includa l'effetto dello spessore finito del campione sulla fase del segnale.

Di seguito, sono mostrate le mappe della fase, riportate in tale studio, dove la direzione del carico è rappresentata dall'asse x mentre la sua componente perpendicolare corrisponde all'asse y .

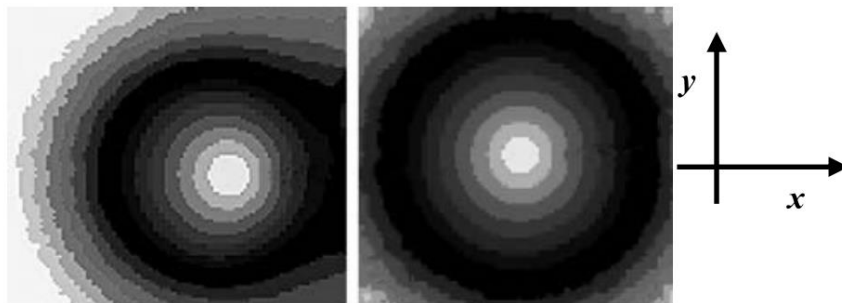


Figura 59 - mappe della fase: vicino al piano di rottura(sx), lontano dal piano di rottura (dx) [3]

La mappa della fase, lontana dal punto di rottura, risulta perfettamente simmetrica lungo gli assi, perché non è presente alcuna deformazione plastica e lo stato di tensioni residue è nullo. Le linee isofase circolari rispecchiano il comportamento isotropo della diffusività termica. Al contrario, la linea isofase ellittica della mappa vicino al piano di rottura rappresenta il comportamento anisotropo della diffusività termica, indicando quindi che lungo la direzione sollecitata la diffusività termica è maggiore rispetto a quella lungo la direzione ortogonale. Inoltre, i contorni ellittici non sono simmetrici lungo l'asse x, nei due siti opposti di incidenza del fascio, a causa della presenza degli stress residui, che vengono quindi evidenziati dalla presenza di un gradiente di diffusività termica. I corrispondenti andamenti della fase in funzione dello spostamento laterale dal punto di eccitazione termica sono riportati nella Figura 60, dove è evidente la relazione lineare tra la fase, espressa in radianti, e r, espresso in mm. Inoltre, l'anisotropia della diffusività termica può essere chiaramente osservata dalle diverse pendenze, dove i quadrati rappresentano.

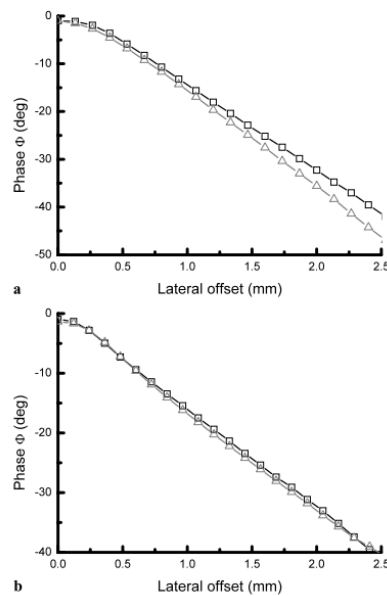


Figura 60 - fase in funzione dalla distanza r dal punto di eccitazione termica: (a) vicino al piano di rottura, (b) lontano al piano di rottura [3]

Capitolo 2

Materiali e Metodi

In questo capitolo viene effettuata un'analisi accurata della strumentazione utilizzata, dei componenti e dei materiali studiati, con annessa analisi dei profili di micro-durezza e rugosità superficiale e dello stato di tensioni residue superficiali presenti. Vengono anche discussi i metodi di approccio seguiti per l'indagine sperimentale, ossia il *design of experiment* di primo e secondo ordine e l'elaborazione dei dati.

Le prove sono state eseguite grazie all'utilizzo delle apparecchiature presenti al laboratorio interdipartimentale J-tech del Politecnico di Torino. Il macchinario è realizzato dalla DES (*Diagnostic Engineering Solutions*), mentre i provini e gli ingranaggi sono stati forniti da Gambini meccanica, i quali hanno eseguito tutti i trattamenti termici e meccanici analizzati in precedenza.

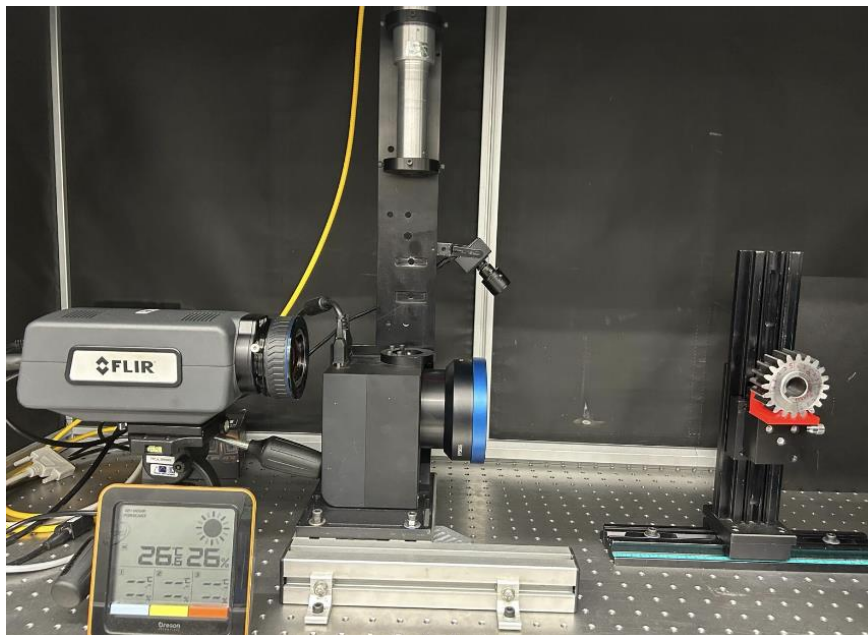


Figura 61 - strumentazione utilizzata, laboratorio J-tech

2.1 Strumentazione

Gli strumenti da impiegare variano in base alla tipologia di indagine termografica che si vuole effettuare. Nella termografia di tipo attivo, di nostro interesse, questi sono rappresentati dalla termocamera ad infrarossi, dalla sorgente termica, da un'unità di controllo e da uno schermo che funga da interfaccia con l'operatore. Gli strumenti vengono assemblati su una struttura dotata di una protezione al fine di lavorare in completa sicurezza. Sono anche presenti, come si può vedere nella Figura 61, dei supporti che permettono di orientare termocamera e laser nella maniera più opportuna.

La **termocamera** è la parte portante dell'intero sistema e risulta tale sia nelle analisi di tipo attivo che in quelle di tipo passivo. Come anticipato precedentemente nello stato dell'arte, la termocamera è uno strumento che permette di rilevare la radiazione infrarossa emessa da un corpo convertendola in un'immagine visibile all'occhio umano.

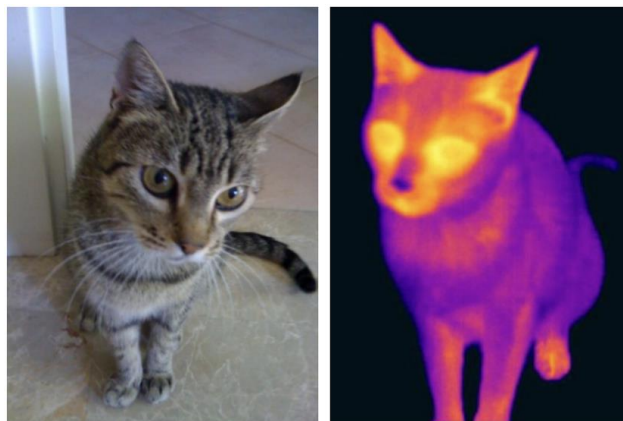


Figura 62 - immagine visibile vs. immagine infrarosso [28]

Come indicato nell'elaborazione di [38] sulle termocamere, la scelta di un dispositivo appropriato richiede l'attenta considerazione di diversi parametri. Fondamentali per tale scelta sono il range di temperatura operativa, la risoluzione termica, la risoluzione geometrica del sensore, il range spettrale e la frequenza di acquisizione di quest'ultimo (solitamente tra 9 e 50 Hz), e il budget disponibile. Il range di temperatura specifica la gamma entro cui la termocamera deve operare, influenzando direttamente la sua idoneità per applicazioni specifiche. La risoluzione termica è essenziale per la precisione delle misurazioni, indicando la minima variazione di temperatura rilevabile dal sensore, mentre

il range spettrale determina quali lunghezze d'onda nell'infrarosso questo è in grado di rilevare: il vicino infrarosso (SWIR) da 2 a 5 μm o il lontano infrarosso (LWIR) da 8 a 12-14 μm . Un'ottica adeguata, tipicamente composta da lenti al germanio, impedisce l'ingresso della radiazione visibile, assicurando una sensibilità ottimale nell'infrarosso. La messa a fuoco, gestita elettronicamente o manualmente dall'operatore per mezzo di una ghiera presente nell'ottica della termocamera, contribuisce alla qualità complessiva delle immagini termiche acquisite.

La termocamera presente nel laboratorio, e utilizzata nel seguente lavoro di tesi, è la FLIR A6751sc. Una termocamera raffreddata che opera nella banda d'onda tra 3 e 5 μm con una risoluzione 640x512 pixel campionati ad una frequenza di 125 Hz.



Figura 63 - termocamera FLIR A6751sc

Il secondo strumento fondamentale, nonché discriminante tra logiche di tipo attivo e passivo, è la sorgente di **eccitazione termica**. L'eccitazione termica utilizzata nella seguente tesi avviene tramite laser, le cui onde termiche sono assimilabili a delle onde quadre. In base alla posizione relativa di termocamera, sorgente di eccitazione e campione da analizzare, l'indagine può essere eseguita in modalità di trasmissione, ossia la termocamera riprende la faccia del campione non colpita dal laser, oppure, come nel nostro caso, in modalità di riflessione, ossia laser e termocamera sono disposti dallo stesso lato, rispetto al campione, e quest'ultima riprende direttamente la faccia eccitata termicamente. Si riporta di seguito una fotografia scattata durante le prove in laboratorio, rappresentante termocamera e sorgente laser insieme.

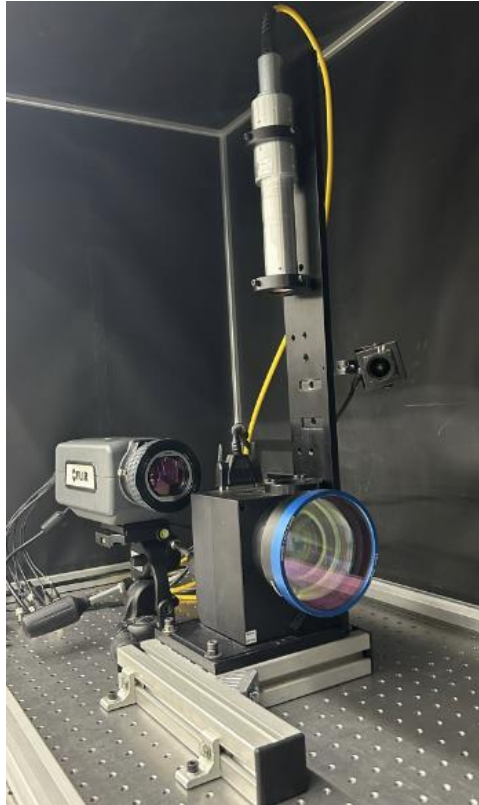


Figura 64 - termocamera e sorgente laser

Si effettua uno zoom sulla parte della strumentazione che è stata modificata appositamente per questo lavoro di ricerca.

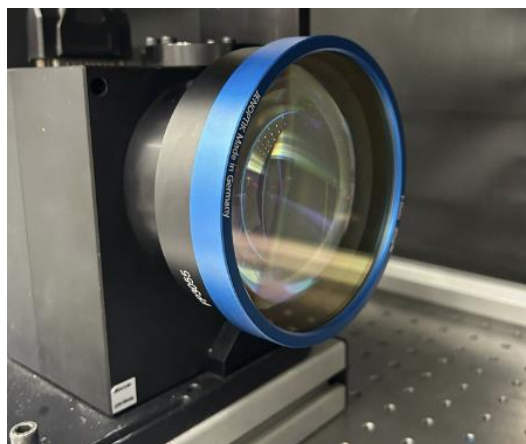


Figura 65 - lente collimazione laser

La fotografia sopra allegata documenta una lente, acquisita dalla DES, impiegata con l'obiettivo di ottimizzare la collimazione del raggio laser. Tale dispositivo consente di ridurre ulteriormente il diametro del raggio, rendendolo idoneo per applicazioni in spazi ristretti come la testa di un dente di un ingranaggio.

In aggiunta, per la conduzione di tali sperimentazioni, è stato impiegato un supporto appositamente progettato per ingranaggi di modulo 3 e modulo 4. Questa struttura consiste in una torretta mobile in due direzioni, sia parallelamente che perpendicolarmente al piano di appoggio, al fine di consentire un posizionamento preciso dell'ingranaggio rispetto al laser e alla termocamera. Per la mera funzione di supporto, sono stati realizzati, mediante stampante 3D, due supporti di colore rosso come evidenziato nella fotografia, che si adattano alle diverse dimensioni degli ingranaggi.

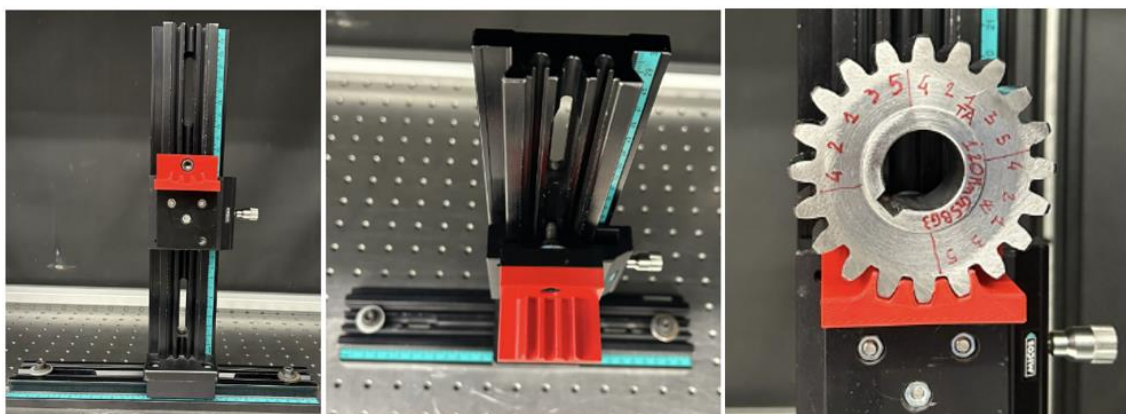


Figura 66 - supporto ingranaggi

Gli ultimi due strumenti necessari per l'indagine termografica sono **l'unità di controllo**, per collegare i vari componenti del sistema, e **il computer** che funge da interfaccia con l'operatore. Attraverso software dedicati, infatti, risulta possibile il processamento dei dati e la fattibilità delle indagini di nostro interesse. Per mezzo di **ResearchIR** è stato possibile calcolare il diametro del laser e verificare determinate condizioni di nostro interesse. L'acquisizione e l'analisi dei dati termografici raccolti durante le prove, invece, avviene attraverso l'utilizzo del software **IRTA2**, sviluppato dalla DES. IRTA 2 consente di estrarre profili, punti e aree da sequenze acquisite, singoli termogrammi o immagini precedentemente elaborate. Come più in dettaglio spiegato nel manuale [39], al centro si possono visualizzare le sequenze termografiche, mentre a sinistra sono presenti le ROI disponibili per le analisi (punto, linea, area) ed è indicato il rapporto millimetro pixel (ratio). Per posizionare le ROI, "results of interest", all'interno dell'area di misura si trascina la relativa icona direttamente sull'immagine e in automatico i dati, spaziali o temporali, saranno plottati a destra. Il procedimento iniziale per un'adeguata conduzione delle prove implica la definizione di alcuni parametri, come l'emissività del materiale

esaminato, la temperatura e l'umidità dell'ambiente di esecuzione delle prove, quindi del laboratorio.

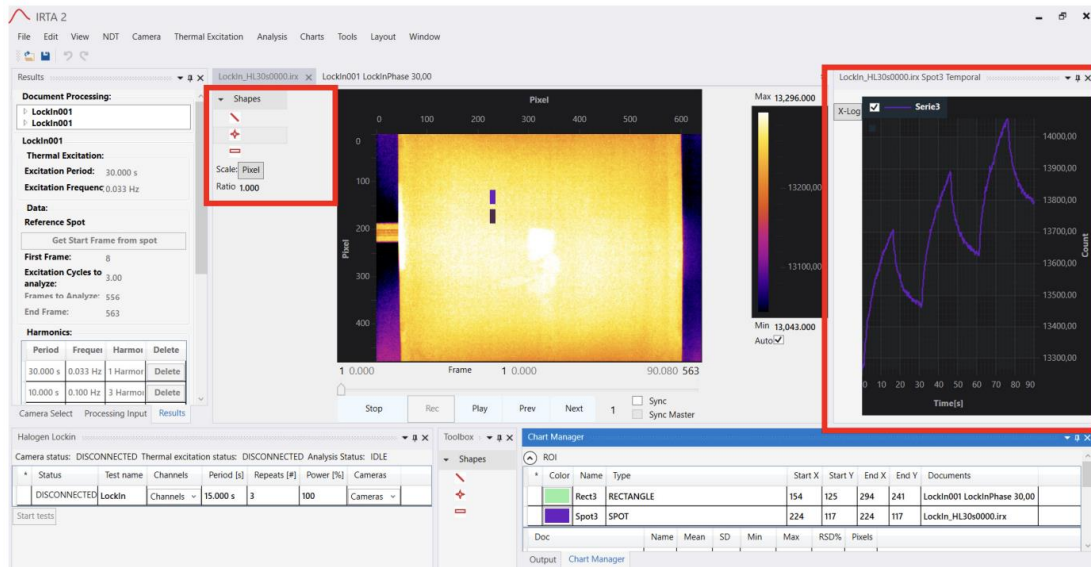


Figura 67 - IRTA2 [39]

Il controllo delle termocamere include i seguenti menu: Live, Recording, Storage e Control. In particolare, tramite il menu Control è possibile scegliere:

- l'intervallo di temperatura di misurazione
- il frame rate⁴
- la dimensione e posizione della finestra di acquisizione

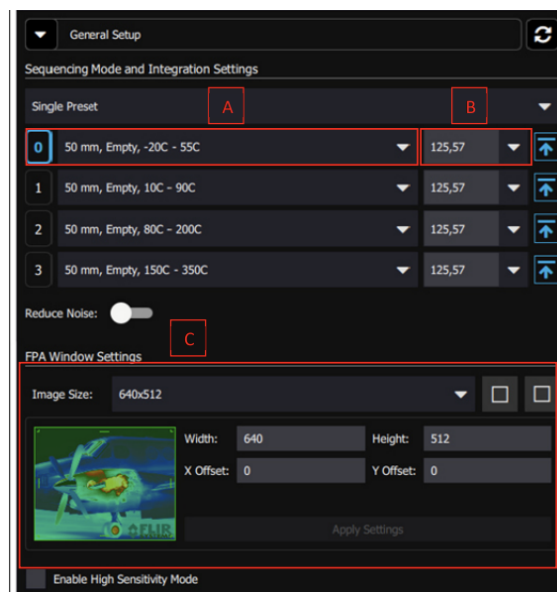


Figura 68 - configurazione termocamera [39]

⁴ Frame rate, numero di fotogrammi per secondo di un filmato

La scelta dell'intervallo di temperatura è un parametro di difficile identificazione perché è possibile che accada una saturazione delle immagini acquisite, ossia la rilevazione di temperature al di fuori dei limiti di tale intervallo. Per tale motivo, prima di iniziare la vera e propria campagna di sperimentazione sugli ingranaggi, si sono effettuate diverse prove per ottimizzare il setup previsto per l'analisi, in termini di posizione dell'ingranaggio e di tutta la strumentazione, di distanza dalla sorgente laser e di frequenza di eccitazione, numero di impulsi e potenza di quest'ultima.

Le sorgenti di eccitazione termica sono gestite dal MultiDES. In particolare, la sorgente Laser è gestita tramite la sezione Laser Control Unit e nella sottosezione Laser Config è possibile inserire:

- a. il periodo di eccitazione termica (Step duration) [s],
- b. il numero di ripetizioni (se $\text{Repeats} \leq 1$ il periodo di eccitazione termica è equivalente al periodo inserito; se $\text{Repeats} > 1$ il tipo di eccitazione termica sarà costituito da un'onda quadra con il duty cycle del 50%)
- c. la potenza (sono supportati valori nel range 15-100%, con incrementi del 5%).



Figura 69 - configurazione laser [39]

La testa di scansione del laser può essere spostata manualmente inserendo le coordinate x-y e lo step di spostamento. La prova può essere effettuata stazionando in un unico punto, come nel nostro caso, oppure facendo realizzare alla testa di scansione un percorso definito.

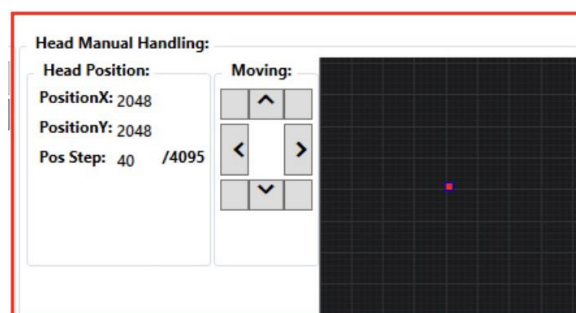


Figura 70 - configurazione testa di scansione laser [39]

Infine, dopo aver acquisito il termogramma, è necessario elaborare i dati raccolti utili alle indagini. Con IRTA2 è possibile effettuare un'analisi Lock-in ed esportare i risultati in .csv, per il successivo calcolo della diffusività termica tramite un algoritmo implementato in **Matlab**. Grazie a tale analisi realizzata da IRTA per mezzo di uno specifico algoritmo, è possibile ottenere le immagini di ampiezza e fase per un massimo di tre frequenze contemporaneamente (prima, terza e quinta armonica). Come spiegato in [40], oltre alla specifica frequenza con cui si desidera estrarre i valori, nel nostro caso la prima armonica, è necessario specificare il primo e l'ultimo frame per l'analisi della sequenza. Il primo frame corrisponderà all' inizio del primo ciclo di riscaldamento e l'ultimo ad un frame nel quale il termogramma è invece stabile.

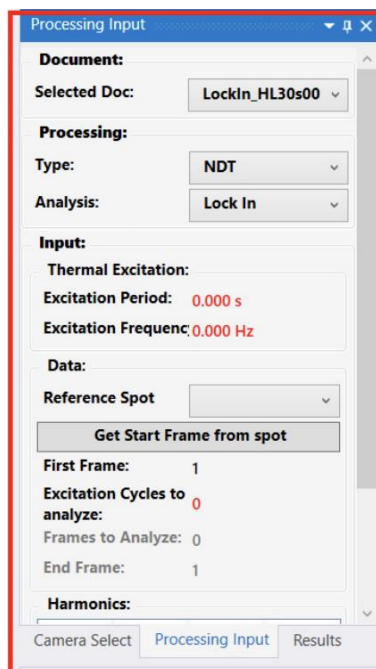


Figura 71 - analisi lock-in IRTA2 [39]

2.2 Materiali e Provini

In questo paragrafo si andranno ad analizzare i componenti meccanici utilizzati nella seguente tesi, ossia ingranaggi, di modulo 3 mm e 4 mm, caratterizzati dalla geometria di seguito rappresentata.

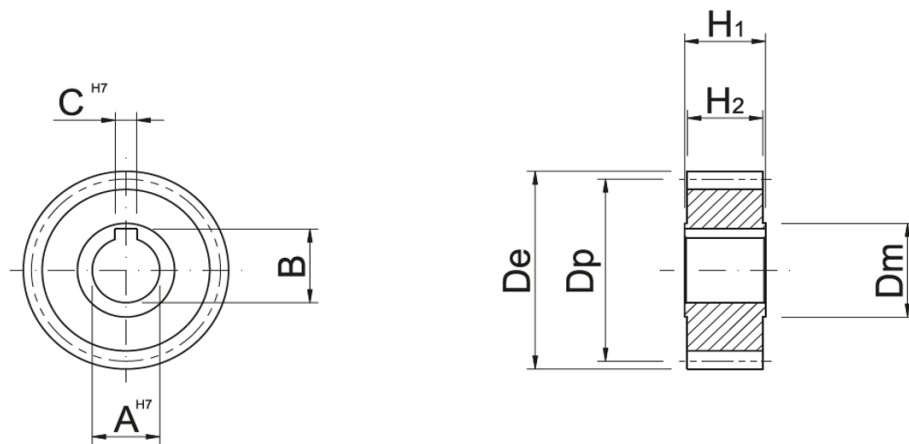


Figura 72 - geometria ingranaggi

M	Z	De	Dp	CH7	B	AH7	H2	H1	Dmh8
3	20	66	60	6	22,8	20	28	30	30

Tabella 1 - caratteristiche geometriche ingranaggi G3

M	Z	De	Dp	CH7	B	AH7	H2	H1	Dmh8
4	20	88	80	10	38,3	35	40	50	55

Tabella 2 - caratteristiche geometriche ingranaggi G4

In tale paragrafo verranno anche analizzati i profili di micro-durezza e rugosità superficiale degli ingranaggi, misurati in precedenti lavori di tesi ([41], [42]), e i valori medi delle tensioni residue superficiali, misurati per mezzo di un diffrattometro. Le modifiche locali della microstruttura, indotte da trattamenti, sono responsabili della nascita di tensioni residue e contemporaneamente influenzano non solo le proprietà meccaniche del campione, come durezza e rugosità superficiale, ma anche quelle di trasporto termico. Quindi, tale paragrafo permetterà di delineare un profilo definito e una caratterizzazione completa degli ingranaggi in esame.

I materiali sono acciaio C45, sottoposto a tempra ad induzione, e un acciaio da cementazione 20MnCr5, sottoposto a cementazione e successiva pallinatura. Come

anticipato precedente, per poter correlare la nascita di tensioni residue ad una variazione di diffusività termica, è stato necessario analizzare anche gli ingranaggi in materiale base non trattato. Si riportano di seguito le fotografie rappresentative di suddetti ingranaggi.

La composizione dell'acciaio C45 può variare leggermente a seconda delle specifiche ma, secondo la norma EN10083-2, presenta circa lo 0,45% di Carbonio, 0,17-0,40% di Silicio, 0,50-0,80% di Manganese e massimo 0,035% di Fosforo e Zolfo.



Figura 73 - ingranaggi C45: modulo 3 base e temprato (sx), modulo 4 base e temprato (dx)

Il materiale 20MnCr5 è un acciaio da cementazione con circa 0,20% di Carbonio, 0,011-0,014% di Manganese e lo 0,01% di Cromo. Nella cementazione, la superficie del manufatto viene arricchita in carbonio, mentre il cuore conserva invariata la sua composizione chimica.



Figura 74- ingranaggi 20MnCr5 modulo 3: base, cementato, pallinato



Figura 75 - ingranaggi 20MnCr5 modulo 4: base, cementato, pallinato

Le misure per il calcolo della durezza sono state eseguite, per mezzo di un indentatore Vickers, su tre denti: dente 1, dente 4 e dente 5. I valori di durezza sono stati ricavati posizionando il microdurometro in cinque diversi punti delle due facce del dente, anteriore e posteriore, e in tre punti differenti della testa.

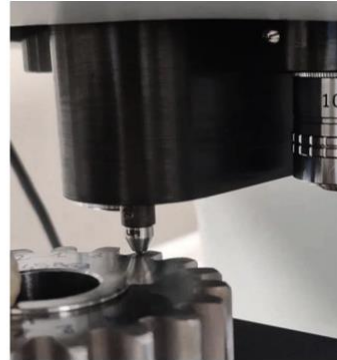
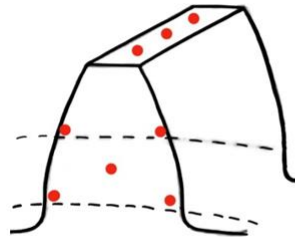


Figura 76 – misure micro-durezza: punti di misura (sx) [41], microdurometro (dx) [42]

Per i valori di rugosità, i denti testati sono stati i medesimi di cui sono state esaminate la testa e gli evolventi, riposizionando il rugosimetro per 3 volte in ogni zona.

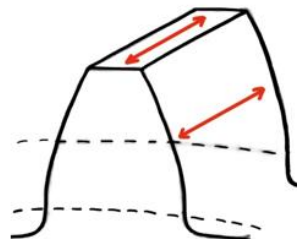


Figura 77 - misure rugosità superficiale: punti di misurazione (sx) [41], rugosimetro (dx) [42]

In merito agli ingranaggi in C45 si evince un aumento della durezza superficiale post trattamento. Infatti, a seguito della tempra ad induzione, come evidenziato dai seguenti grafici, la durezza del materiale ha un andamento crescente in tutte le zone del dente esaminate, testa, faccia frontale e posteriore, per entrambe le tipologie di ruote (G3, G4). Tuttavia, nonostante il trend di durezza sia corretto, i valori misurati per l'ingranaggio di modulo 4 mm a valle del trattamento sono inferiori rispetto quelli attesi. Si passa da un valore di durezza di $200 \div 300 HV$ per la ruota in materiale base ad un valore di $400 \div 500 HV$ per la ruota temprata, al fronte invece di valori pari a $700 \div 800 HV$ per la ruota

temprata di modulo 3 mm. Si può ipotizzare, come causa di tale incongruenza, un'inefficienza del trattamento termico non adeguatamente eseguito. I dati e le rispettive rappresentazioni grafiche, riportati di seguito, si riferiscono a dei valori medi calcolati sui tre denti e per le varie misurazioni effettuate su ciascun dente.

tip			face1			face2		
media	dev.std.	e (95%)	media	dev.std.	e (95%)	media	dev.std.	e (95%)
298,92	6,22	12,19	266,14	12,87	25,22	260,38	3,58	7,01
788,10	10,76	21,09	772,96	24,22	47,46	794,81	14,07	27,58

Tabella 3 - dati micro-durezza superficiale C45G3

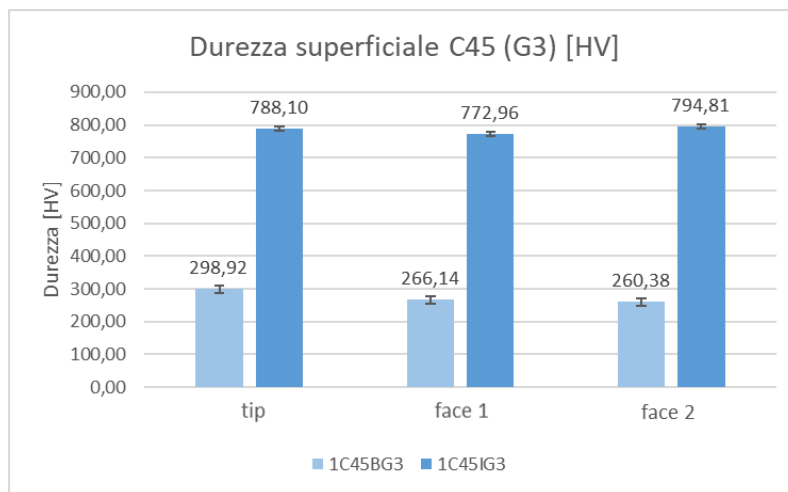


Figura 78 - Andamento durezza superficiale C45B-IG3

tip			face1			face2		
media	dev.std.	e (95%)	media	dev.std.	e (95%)	media	dev.std.	e (95%)
295,33	20,77	40,70	233,32	3,78	7,41	229,07	6,19	12,14
474,87	7,94	15,56	409,17	80,66	158,09	476,02	12,54	24,58

Tabella 4 - dati micro-durezza C45G4

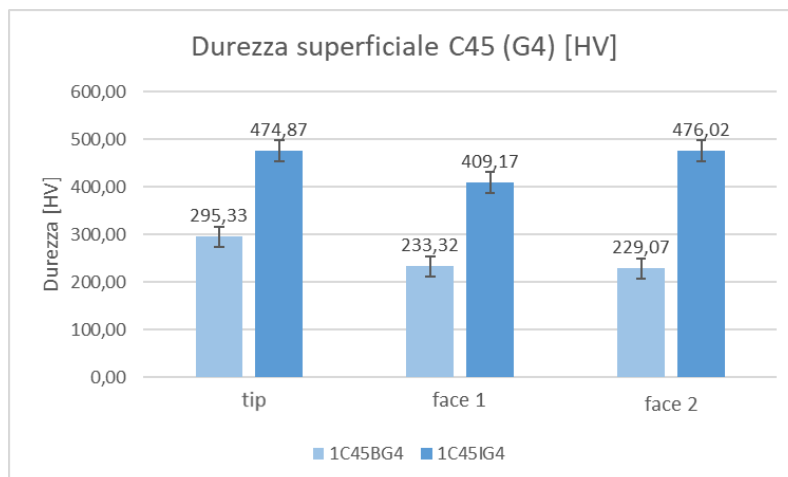


Figura 79 - Andamento durezza superficiale C45B-IG4

Post trattamento si assiste anche a un miglioramento della rugosità superficiale sulla testa del dente (R_a [μm] diminuisce), probabilmente per un trattamento di finitura superficiale applicato successivamente alla tempra. La rettifica produce tensioni di trazione in superficie che risultano però trascurabili nell'andamento generale degli stress residui. Esse sono tanto più grandi, quanto più la rettifica è drastica e grossolana. Anche in questo caso, i dati e le rispettive rappresentazioni grafiche si riferiscono a dei valori medi calcolati sui tre denti e per le varie misurazioni effettuate su ciascun dente.

1C45BG3	Zones				1C45IG3	Zones			
	Mean values					Mean values			
		Tip	Envolute 1	Envolute 2			Tip	Envolute 1	Envolute 2
	Ra (μm)	3,57	0,61	0,34		Ra (μm)	2,38	0,58	0,42
	Rq (μm)	4,23	0,75	0,41		Rq (μm)	2,73	0,73	0,53
	Rt (μm)	18,76	5,50	2,48		Rt (μm)	12,47	4,58	3,23
	Rz (μm)	17,92	3,27	1,87		Rz (μm)	11,85	3,26	2,33
	Rp (μm)	9,61	1,79	0,94		Rp (μm)	6,71	1,80	1,09
	Rv (μm)	8,12	1,58	1,05		Rv (μm)	5,05	1,46	1,20
	Error bars for 95% confid level					Error bars for 95% confid level			
		Tip	Envolute 1	Envolute 2			Tip	Envolute 1	Envolute 2
	Err bars(Ra)	0,183	0,221	0,167		Err bars(Ra)	0,105	0,265	0,187
	Err bars(Rq)	0,240	0,398	0,254		Err bars(Rq)	0,316	0,388	0,252
	Err bars(Rt)	1,171	3,292	1,332		Err bars(Rt)	0,972	2,263	1,995
	Err bars(Rz)	1,011	1,314	0,782		Err bars(Rz)	0,771	1,633	0,869
	Err bars(Rp)	0,341	1,216	0,332		Err bars(Rp)	0,288	0,974	0,366
	Err bars(Rv)	0,506	0,589	0,614		Err bars(Rv)	0,592	0,966	0,397

Tabella 5 - dati rugosità superficiale C45G3

1C45BG4	Zones				1C45IG4	Zones			
	Mean values					Mean values			
		Tip	Envolute 1	Envolute 2			Tip	Envolute 1	Envolute 2
	Ra (μm)	2,90	0,41	0,32		Ra (μm)	0,60	0,38	0,36
	Rq (μm)	3,38	0,51	0,40		Rq (μm)	0,77	0,49	0,45
	Rt (μm)	13,17	3,29	2,35		Rt (μm)	11,87	3,13	3,08
	Rz (μm)	12,52	2,31	1,89		Rz (μm)	3,85	2,35	2,61
	Rp (μm)	7,51	1,20	0,95		Rp (μm)	1,85	1,17	1,05
	Rv (μm)	5,01	1,11	0,93		Rv (μm)	1,88	1,18	1,05
	Error bars for 95% confid level					Error bars for 95% confid level			
		Tip	Envolute 1	Envolute 2			Tip	Envolute 1	Envolute 2
	Err bars(Ra)	0,025	0,118	0,106		Err bars(Ra)	0,052	0,076	0,368
	Err bars(Rq)	0,039	0,129	0,132		Err bars(Rq)	0,045	0,125	0,461
	Err bars(Rt)	0,642	0,705	1,757		Err bars(Rt)	0,485	1,102	2,742
	Err bars(Rz)	0,457	0,569	0,601		Err bars(Rz)	0,400	0,978	1,938
	Err bars(Rp)	0,238	0,187	0,343		Err bars(Rp)	0,133	0,432	1,038
	Err bars(Rv)	0,219	0,390	0,304		Err bars(Rv)	0,103	0,559	1,006

Tabella 6 - dati rugosità superficiale C45G4

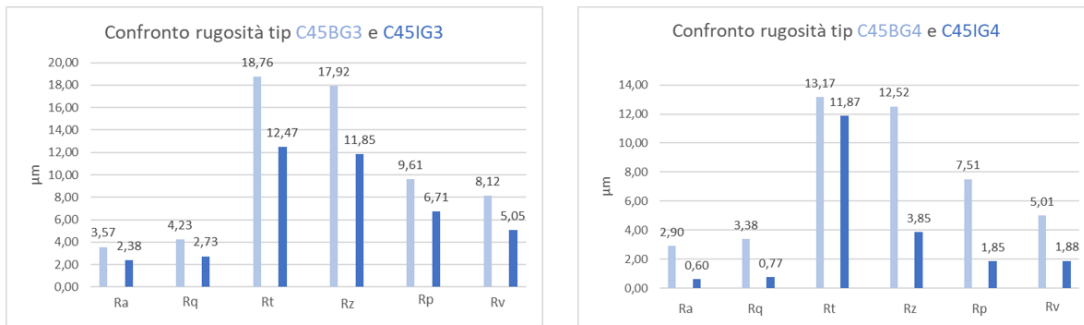


Figura 80 -rugosità testa: G3 (sx), G4(dx)

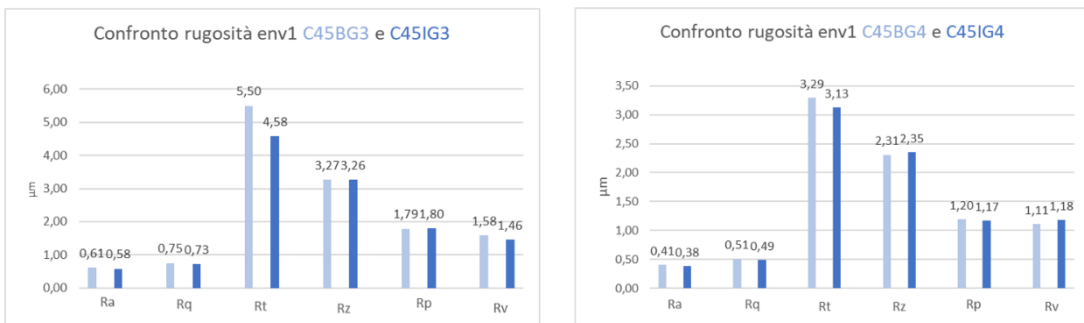


Figura 81 - rugosità evolvente 1: G3 (sx), G4 (dx)

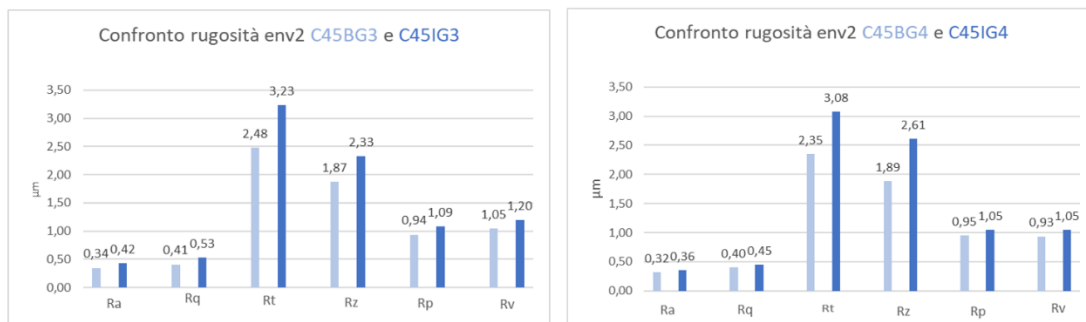


Figura 82 - rugosità evolvente 2: modulo 3 (sx), modulo 4 (dx)

In merito all'acciaio da cementazione 20MnCr5, si sono riportati gli andamenti della durezza considerando i valori medi sui tre denti presi in esame e per le varie misurazioni effettuate. Si sono analizzati i casi di materiale non trattato, materiale unicamente cementato e materiale cementato e pallinato. Come successo per gli ingranaggi in C45 ed il trattamento di tempra ad induzione, anche post cementazione la durezza superficiale del materiale cresce in tutte le tre zone analizzate, testa, faccia frontale e posteriore, per entrambe le tipologie di ruote (G3, G4). Ma al contrario della tempra ad induzione, in questo caso, gli incrementi di durezza risultano pressoché i medesimi tra le due ruote (G3, G4), il che porta a ipotizzare che il trattamento sia stato svolto efficacemente in ambo i

casi. Medesima tendenza ma con un distacco meno evidente si ritrova post trattamento di pallinatura. Si passa da valori di circa 250 HV a 820 HV tra materiale base e cementato e si aumenta fino a circa 970 HV per l'ingranaggio anche pallinato.

tip			face1			face2		
media	dev.std.	e(95%)	media	dev.std.	e(95%)	media	dev.std.	e(95%)
220,67	2,57	5,04	229,17	13,50	26,45	231,79	0,73	1,43
820,67	0,73	1,43	818,93	1,16	2,28	820,82	0,25	0,50
976,01	9,50	18,63	962,01	2,62	5,14	967,34	10,53	20,65

Tabella 7 - dati durezza superficiale 20MnCr5G3

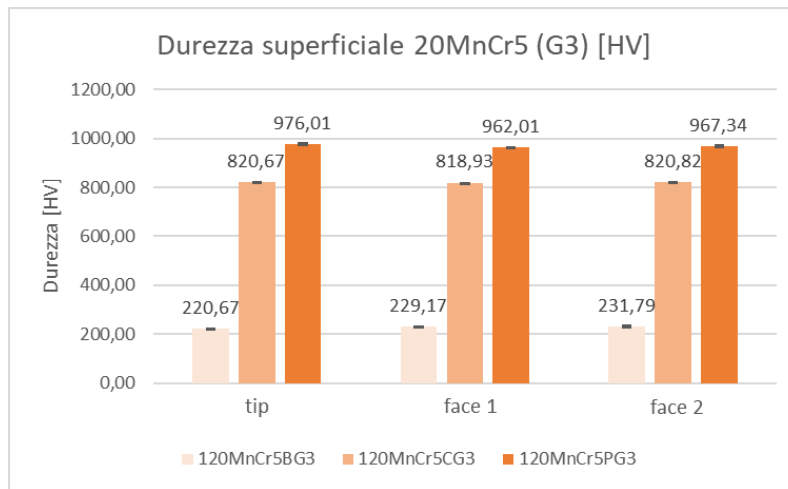


Figura 83 - Andamento durezza superficiale 20MnCr5B-C-PG3

tip			face1			face2		
media	dev.std.	e(95%)	media	dev.std.	e(95%)	media	dev.std.	e(95%)
262,90	3,95	7,73	236,09	3,14	6,16	224,90	8,66	16,97
833,45	28,97	56,78	814,90	83,74	164,13	852,44	9,79	19,20
913,74	10,02	19,65	876,08	46,06	90,27	852,17	84,13	164,90

Tabella 8 - dati rugosità superficiale 20MnCr5G4

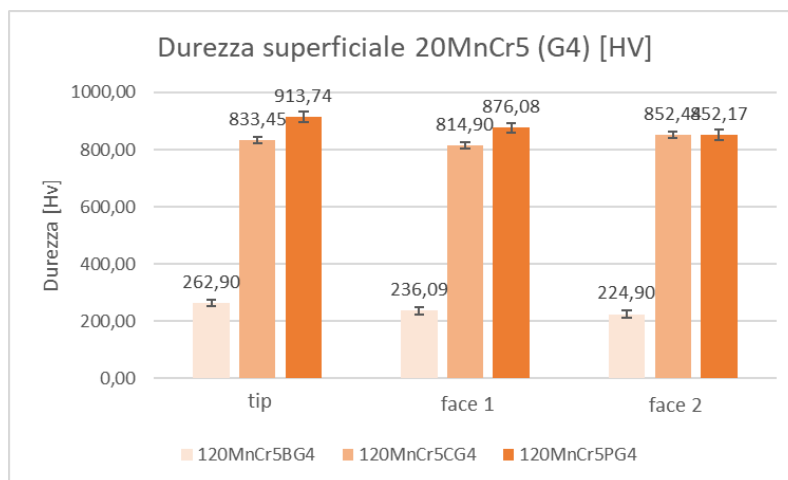


Figura 84- Andamento durezza superficiale 20MnCr5B-C-PG4

La pallinatura dovrebbe portare ad un peggioramento della rugosità superficiale. Più è intensa la pallinatura maggiori saranno le tensioni residue di compressione generate. Tuttavia, una pallinatura più intensa comporta una qualità superficiale peggiore perché l'impronta delle palline diventa sempre più evidente e profonda con conseguenti valori di rugosità più alti. Questo comporta, al fine di evitare la creazione e propagazione delle cricche, la necessità di effettuare un adeguato bilanciamento tra la volontà di ottenere degli stress compressivi maggiori e le condizioni superficiali dovute ad una pallinatura troppo intensa. [27] Nonostante ciò, sulla testa del dente, per gli ingranaggi di entrambi i moduli, si riscontra una diminuzione del parametro Ra, probabilmente per un'operazione di rettifica che non era stata eseguita per il materiale base.

120MnCr5BG3	Zones				120MnCr5CG3	Zones				120MnCr5PG3	Zones			
	Mean values			Tip		Mean values			Tip		Mean values			Tip
	Envolute 1	Envolute 2	Envolute 2			Envolute 1	Envolute 2	Envolute 2			Envolute 1	Envolute 2		
Ra (µm)	3,50	0,49	0,39		0,94	0,24	0,38		0,75	0,38	0,40			
Rq (µm)	4,15	0,60	0,48		1,14	0,31	0,48		0,93	0,49	0,51			
Rt (µm)	20,31	3,59	3,18		6,12	2,31	3,31		5,73	3,62	3,57			
Rz (µm)	17,40	2,72	2,20		5,61	1,55	2,39		4,70	2,68	2,86			
Rp (µm)	9,41	1,29	1,11		2,72	0,80	1,19		2,18	1,13	1,25			
Rv (µm)	7,99	1,43	1,09		2,81	0,75	1,20		2,53	1,54	1,61			
Error bars for 95% confid level					Error bars for 95% confid level					Error bars for 95% confid level				
	Tip	Envolute 1	Envolute 2		Tip	Envolute 1	Envolute 2		Tip	Envolute 1	Envolute 2			
Err bars(Ra)	0,017	0,264	0,058		0,039	0,094	0,137		0,090	0,099	0,020			
Err bars(Rq)	0,091	0,320	0,072		0,054	0,112	0,167		0,121	0,109	0,048			
Err bars(Rt)	5,123	1,354	0,719		1,134	0,186	1,567		1,215	1,232	0,452			
Err bars(Rz)	1,493	1,340	0,471		1,032	0,309	0,904		0,730	0,404	0,473			
Err bars(Rp)	0,488	0,560	0,169		0,391	0,108	0,550		0,300	0,030	0,134			
Err bars(Rv)	1,014	0,786	0,336		0,402	0,264	0,458		0,430	0,380	0,354			

Tabella 9 - dati rugosità superficiale 20MnCr5G3

120MnCr5BG4	Zones				120MnCr5CG4	Zones				120MnCr5PG4	Zones			
	Mean values			Tip		Mean values			Tip		Mean values			Tip
	Envolute 1	Envolute 2	Envolute 2			Envolute 1	Envolute 2	Envolute 2			Envolute 1	Envolute 2		
Ra (µm)	2,95	0,22	0,26		0,52	0,24	0,35		0,33	0,50	0,40			
Rq (µm)	3,49	0,27	0,32		0,67	0,30	0,44		0,41	0,64	0,51			
Rt (µm)	17,84	2,15	2,28		9,69	2,15	2,84		3,48	5,02	3,75			
Rz (µm)	14,08	1,31	1,54		3,57	1,46	2,09		2,32	3,48	2,82			
Rp (µm)	8,00	0,71	0,74		1,80	0,71	1,05		1,16	1,47	1,26			
Rv (µm)	6,08	0,60	0,78		1,72	0,75	1,04		1,16	2,01	1,56			
Error bars for 95% confid level					Error bars for 95% confid level					Error bars for 95% confid level				
	Tip	Envolute 1	Envolute 2		Tip	Envolute 1	Envolute 2		Tip	Envolute 1	Envolute 2			
Err bars(Ra)	0,055	0,041	0,025		0,086	0,025	0,167		0,031	0,096	0,045			
Err bars(Rq)	0,076	0,046	0,037		0,119	0,037	0,203		0,036	0,093	0,051			
Err bars(Rt)	1,412	0,227	0,686		3,953	0,548	1,050		0,826	0,418	0,450			
Err bars(Rz)	0,604	0,142	0,224		1,382	0,197	0,932		0,223	0,177	0,159			
Err bars(Rp)	0,306	0,093	0,055		0,517	0,017	0,623		0,046	0,195	0,167			
Err bars(Rv)	0,390	0,117	0,106		0,698	0,192	0,349		0,174	0,063	0,039			

Tabella 10 - dati rugosità superficiale 20MnCr5G4

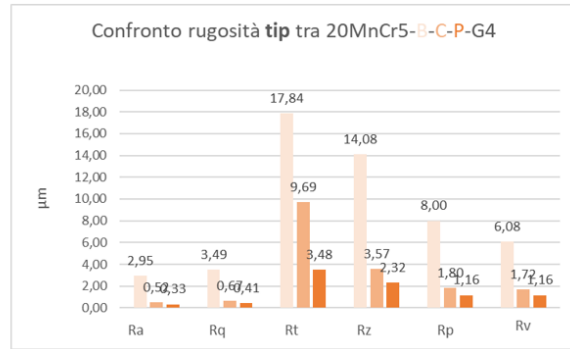
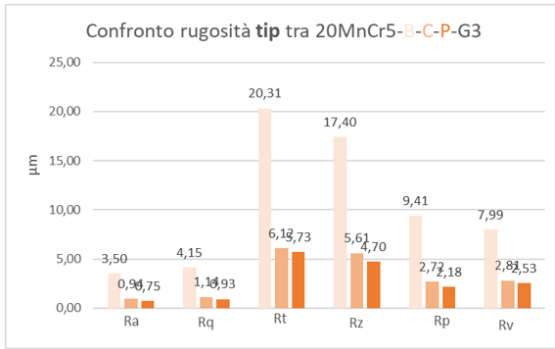


Figura 85 - rugosità testa 20MnCr5: modulo 3 (sx), modulo 4 (dx)

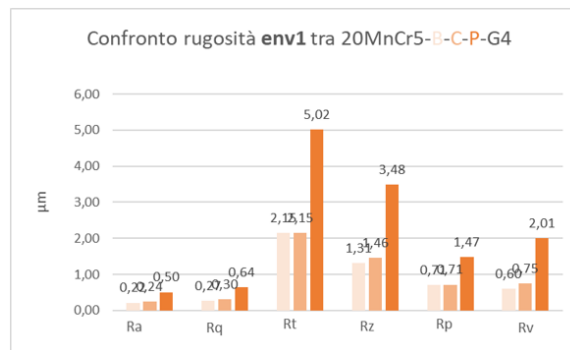
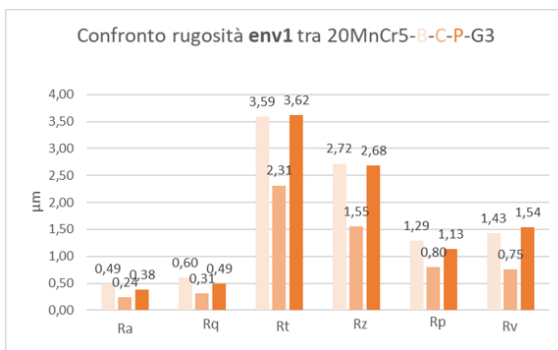


Figura 86 - rugosità evolvente 20MnCr5: modulo 3 (sx), modulo 4 (dx)

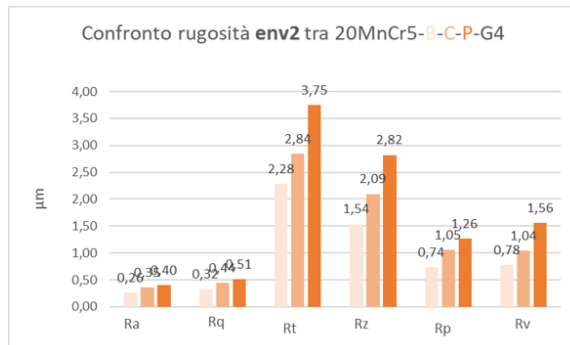
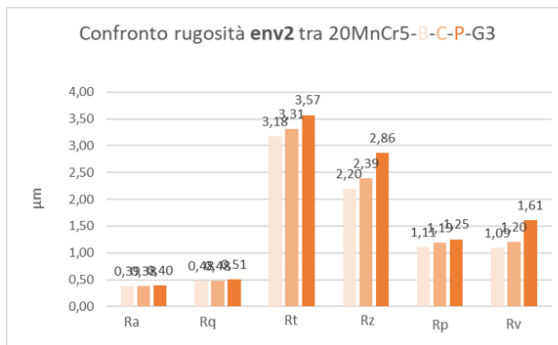


Figura 87 - rugosità evolvente2 20MnCr5: modulo 3 (sx), modulo 4 (dx)

I trattamenti superficiali presi in esame, come precedentemente anticipato nello stato dell'arte, sono stati effettuati al fine di indurre, nella superficie dell'ingranaggio, uno stato di tensioni residue di compressione benefiche per il componente stesso. A tal fine, si riportano i valori medi delle tensioni residue superficiali presenti negli ingranaggi di modulo 4 mm di entrambi i materiali, misurati per mezzo di un diffrattometro.

Modulo 4 mm	Materiale Base	Materiale Temprato
<i>C45</i>	0 MPa	-354 MPa

Modulo 4 mm	Materiale Base	Materiale Cementato	Materiale Cementato + Pallinato
<i>20MnCr5</i>	0 MPa	- 512 MPa	- 866 MPa

2.3 Elaborazione dei dati

La termocamera rileva i livelli di temperatura di ciascun pixel all'interno dell'area di interesse su cui è indirizzata. Nel contesto di questo studio, tale area comprende l'intera superficie della testa del dente. Questa operazione, ampiamente descritta in [32], [40], e [43], viene eseguita per ogni frame catturato. Nell'immagine seguente, il piano xy rappresenta la risoluzione spaziale dello strumento (ogni quadratino rappresenta un pixel), mentre la direzione z descrive l'evoluzione nel tempo (ogni quadrato grande rappresenta un frame specifico e sequenziale all'altro). Come spiegato in [43], se si effettua la media dei valori di temperatura di ciascun pixel considerato, si ottiene un vettore che ha come componenti tali valori medi per ogni frame acquisito dalla termocamera, permettendo una rappresentazione dell'andamento temporale della temperatura. Si riporta un'immagine esemplificativa, presa dalla trattazione [43], che riporta il processo appena descritto per un'eccitazione di tipo pulsed.

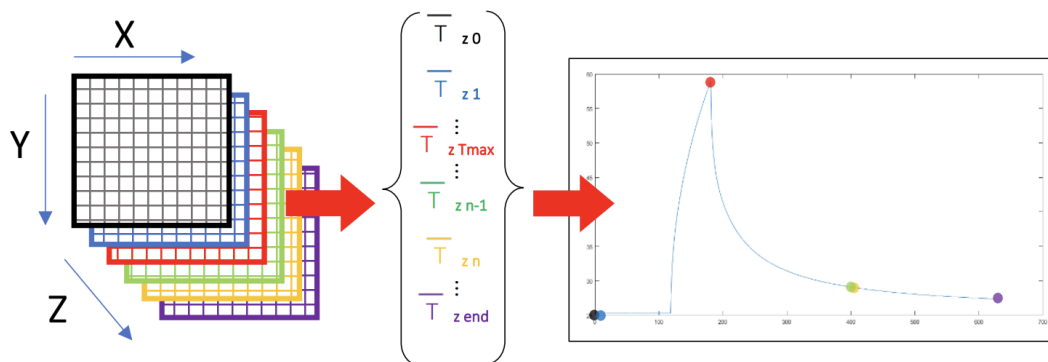


Figura 88 - schema processo creazione curve evoluzione termica nel tempo [43]

Fornendo calore, al campione analizzato, sotto forma di un'onda termica periodica è possibile valutare la risposta termica di quest'ultimo in termini di ampiezza e sfasamento, passando dal dominio del tempo a quello della frequenza. Come spiegato in [40], attraverso svariate tecniche di processamento del segnale (trasformata di Fourier, metodo dei quattro punti, ecc.), che non vengono riportate per non appesantire la trattazione, si possono ottenere i valori di ampiezza e di fase della risposta termica. Grazie all'utilizzo di IRTA2, si ottengono delle immagini, dette "mappe", che rappresentano i valori di ampiezza e fase per ciascun pixel dell'immagine a una determinata frequenza del segnale.

La scelta del seguente studio di utilizzare la mappa della fase, anziché quella dell'ampiezza, è dettata dalla necessità di dover eliminare, come spiegato in [40], alcune influenze a cui è soggetta quest'ultima, come variazioni locali dell'emissività o riscaldamenti non uniformi.

I profili di riscaldamento utilizzati sono assimilabili a delle onde quadre. L'utilizzo di quest'ultime comporta svariati vantaggi rispetto l'utilizzo di altre tipologie di onde periodiche che possono essere compresi effettuando l'analisi del segnale nel dominio delle frequenze. Un generico segnale periodico $s(t)$, come dimostrato da Fourier sotto opportune ipotesi, è rappresentabile come sovrapposizione di un opportuno numero d'onde sinusoidali ciascuna di opportuna ampiezza, frequenza e fase. Si definisce serie di Fourier [44]:

$$s(t) = A_0 + A_1 \sin(\omega t + \varphi_1) + A_2 \sin(\omega t + \varphi_2) + A_3 \sin(\omega t + \varphi_3) \dots$$

Che può essere scritta come

$$\begin{aligned} s(t) &= A_0 + \sum_{n=0}^{\infty} A_n \sin(2\pi f_n t) \cos\varphi_n + A_n \cos(2\pi f_n t) \sin\varphi_n \\ &= A_0 + \sum_{n=0}^{\infty} S_n \sin(2\pi f_n t) + C_n \cos(2\pi f_n t) \end{aligned}$$

Dove A_0 è l'ampiezza della componente sinusoidale (armonica) del segnale $s(t)$ a frequenza nulla ($n=0$) e rappresenta il valore medio del segnale.

$A_n = \sqrt{Re(s(t))^2 + Im(s(t))^2} = \sqrt{S_n^2 + C_n^2}$ è l'ampiezza dell' n -esima componente sinusoidale del segnale $s(t)$, $\varphi_n = \arctg \frac{Im(s(t))}{Re(s(t))} = \arctg \frac{C_n}{S_n}$ è la fase dell' n -esima componente sinusoidale del segnale $s(t)$ e f_n è la frequenza dell' n -esima componente sinusoidale del segnale $s(t)$ che è n volte multipla della frequenza fondamentale $f_0 = \frac{1}{T}$.

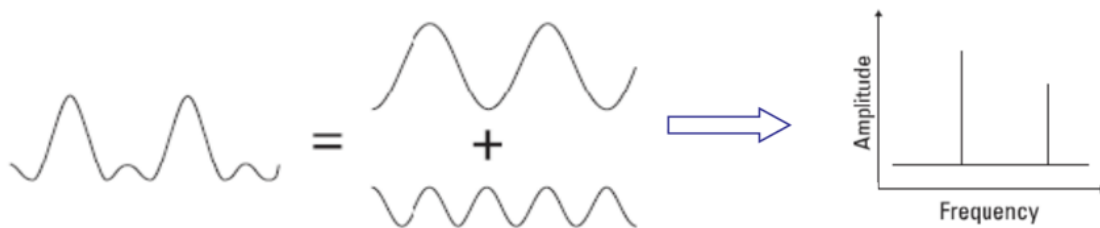


Figura 89 - teorema di Fourier [45]

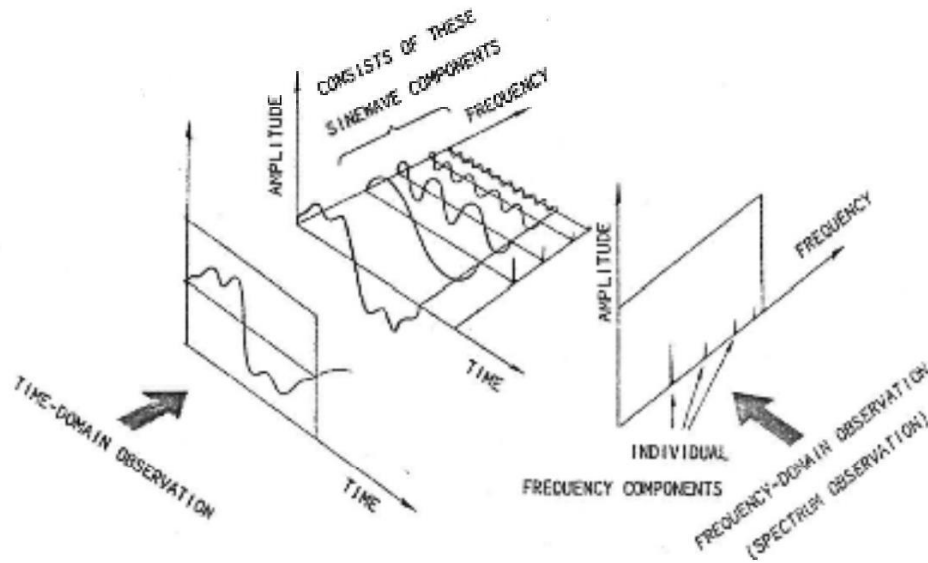


Figura 90 - analisi nel dominio delle frequenze [45]

Si può dunque scrivere [46]:

$$s(t) = \sum_{n=0}^{\infty} A_n \cos(2\pi f_n t + \varphi_n)$$

$A_n(f_n)$ e $\varphi_n(f_n)$ definiscono lo spettro delle ampiezze e delle fasi del generico segnale periodico $s(t)$. Sono funzioni discrete del dominio della frequenza, ossia non sono definite per tutti i valori di f ma solo per i multipli di f_0 , ossia per i valori di f_n .

Considerando l'onda quadra, che è la forma di onda termica di input utilizzata dal laser nel nostro studio, si avrà uno spettro delle ampiezze come quello di seguito riportato

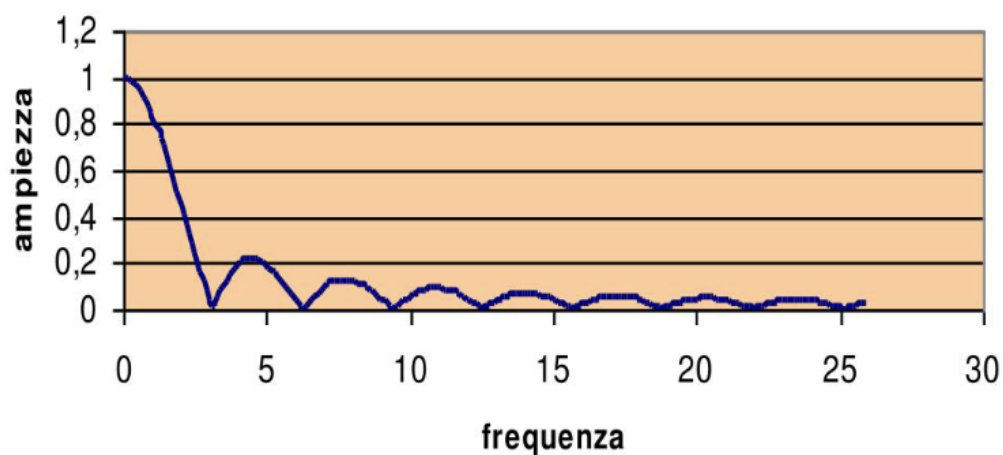


Figura 91 - spettro delle ampiezze onda quadra [46]

Si può notare che la potenza termica non è distribuita su una singola armonica, come avremmo nel caso di un'onda sinusoidale, ma su varie armoniche. L'ampiezza decresce con un andamento di tipo $1/n$, dove n indica l'ordine della armonica.

Stessa considerazione può essere fatta per la relativa risposta termica del campione. Si riporta di seguito un tipico aumento di temperatura superficiale del campione, rappresentato nel dominio del tempo, ottenuto tramite IRTA2 a seguito del riscaldamento laser.

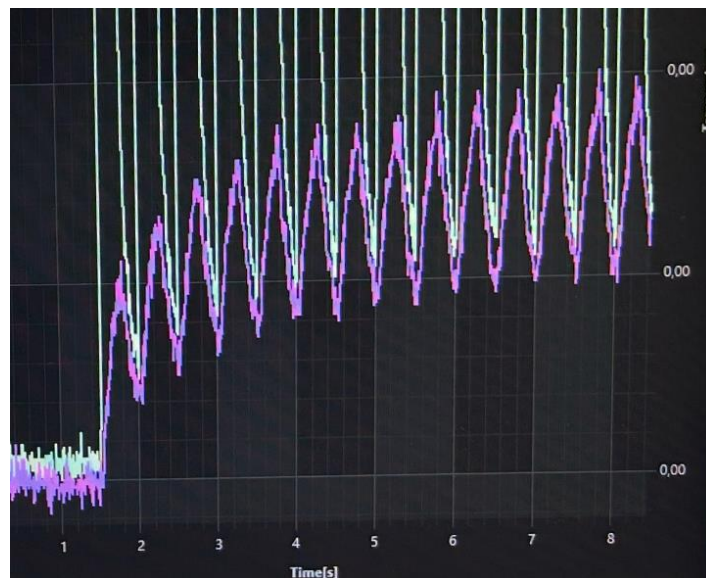


Figura 92 - risposta termica del campione

Quindi, come spiegato anche in [40], se analizziamo il segnale nel dominio delle frequenze, a differenza del profilo sinusoidale, il risultato finale non si tradurrà in una singola deposizione del contributo energetico attraverso un'armonica ma comporterà la distribuzione di contributi con minore energia su varie armoniche. Per cui è possibile affermare che con le onde quadre la potenza termica si distribuisce su diverse frequenze e questo risulta vantaggioso quando è necessario analizzare il componente in esame a diverse profondità, ad esempio durante le analisi per l'individuazione dei difetti. Lavorando con frequenze basse si analizzerà il materiale in profondità mentre con frequenza più alte si analizzerà la parte sottostante alla superficie. L'onda quadra consente di esplorare diverse profondità del campione con una sola eccitazione, eliminando la necessità di ripetere l'esperimento a differenti valori di frequenza.

Grazia al software IRTA2, oltre a poter stabilire, per ciascuna prova, il periodo di eccitazione termica, il numero di impulsi e la potenza del laser, è anche possibile, come

anticipato nel paragrafo precedente, effettuare un'analisi di tipo lock-in. Come risultato di tale analisi si ottengono sia l'immagine di ampiezza che quella della fase della risposta termica del campione. IRTA è capace di ottenere lo spettro delle ampiezze e delle fasi fino a tre armoniche contemporaneamente, di default sono presenti le mappe relative alle tre armoniche principali, la prima, la terza e la quinta, ma nel caso in esame viene scelta la prima perché quella a contenuto energetico maggiore.

Si riporta di seguito un esempio di mappa della fase ottenuta considerando, quindi, la prima armonica per ogni pixel costituente il termogramma registrato durante la prova. Tale mappa viene successivamente utilizzata per il calcolo della diffusività termica, tramite il già anticipatamente approfondito metodo della fase, ossia sfruttando il profilo della fase che si ottiene da questa e la linearità che caratterizza la relazione tra fase, espressa in radianti, e distanza laterale, in mm, dal punto di eccitazione termica.

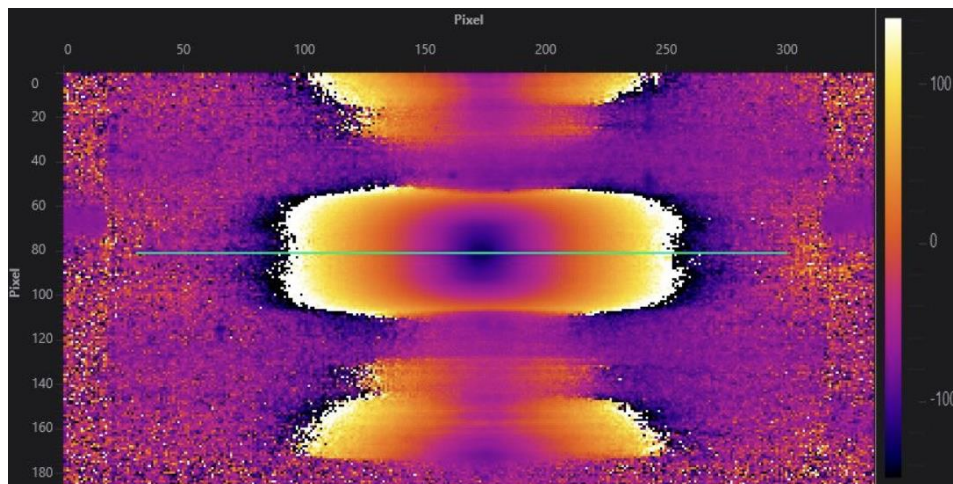


Figura 93 - mappa della fase 120MnCr5BG4-1rip

La reale utilità di tale software si manifesta, infatti, nella sua capacità di individuare il profilo della fase e di poter esportare i dati in formato Excel (.csv), consentendo così la successiva manipolazione e analisi dei medesimi. Questo processo consente il passaggio da un approccio inizialmente qualitativo dell'ispezione termografica, a un approccio primariamente quantitativo. Come delineato da Corsaro in [40], i dati di interesse, noti come ROI (*Results Of Interest*), vengono estratti dalle immagini mediante l'utilizzo di un tool appropriato, denominato "*ROI extraction*". Questo strumento può estrarre una griglia o individuare dei singoli pixel. Il risultato di questa estrazione viene quindi salvato in un

file Excel (.csv) che viene successivamente rielaborato mediante **MATLAB** per il calcolo della diffusività termica. La stringa di dati estratta durante le prove, e quindi il conseguente calcolo della diffusività termica, avviene nella direzione principale di diffusione del calore lungo la testa del dente, come evidenziato nella seguente rappresentazione.

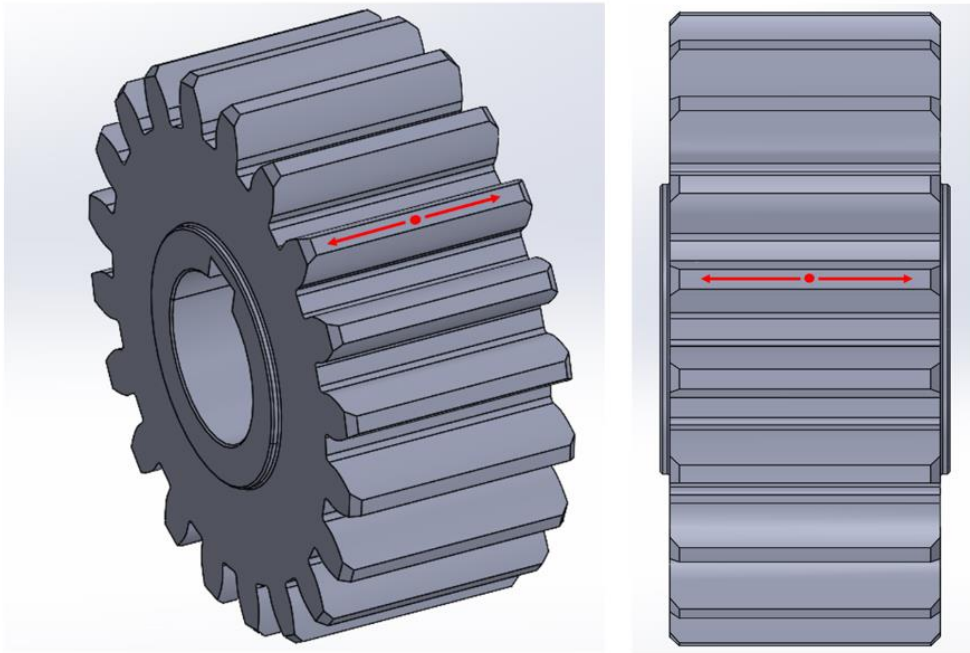


Figura 94- misura diffusività termica sulla testa del dente

Si ottiene così il profilo della fase che rappresenta lo sfasamento della risposta termica, espresso in gradi, in funzione dei pixel. Più ci allontaniamo dal punto di eccitazione termica, più lo sfasamento risulterà maggiore, per l'effetto legato al fenomeno della diffusione del calore. Riferendosi al metodo della fase illustrato nel relativo sottoparagrafo dello stato dell'arte, si evince che maggiore sarà la diffusività termica del corpo, minore sarà la pendenza del profilo e conseguentemente minore sarà lo sfasamento anche in punti più distanti dalla zona di eccitazione termica. Si riporta un esempio di profilo di fase ottenuto dall'analisi lock-in di IRTA2.

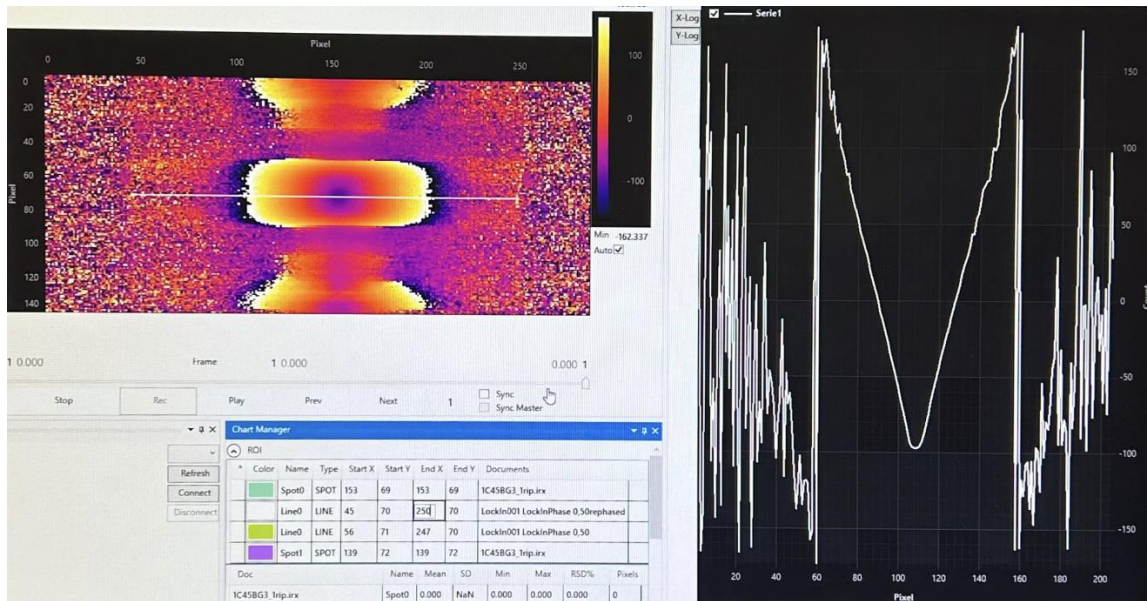


Figura 95 – profilo della fase ($^{\circ}$ in pixel)

Con un opportuno rapporto di trasformazione mm/pixel, che varia da componente a componente, definito come *ratio*, tale profilo di fase, espresso in gradi su pixel, viene convertito in radianti su mm e solo successivamente viene calcolato con un opportuno algoritmo implementato in matlab la diffusività termica del componente. Si mostra di seguito un profilo della fase espresso in radianti su millimetri.

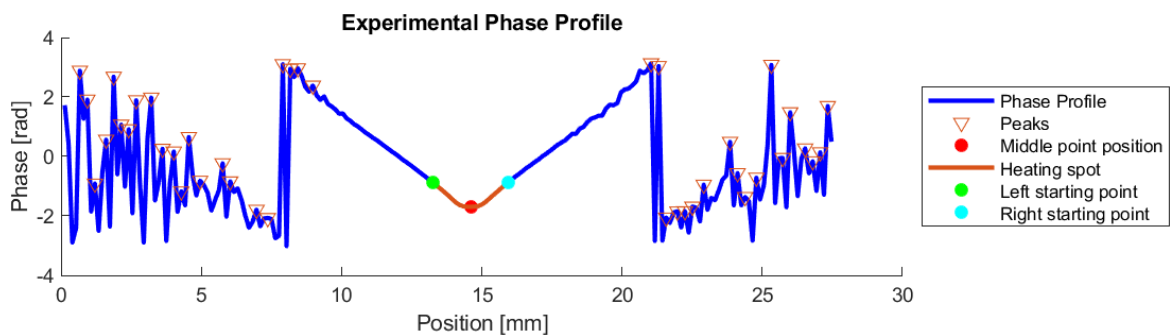


Figura 96 - profilo della fase (radianti in millimetri)

L'algoritmo implementato in Matlab per il calcolo della diffusività termica è stato realizzato dal gruppo di ricerca per il progetto "Sviluppo e set up di una metodologia basata sulla termografia attiva per la misura delle tensioni residue nei materiali e nei componenti metallici". Tale algoritmo segue il metodo della fase, a cui applica dei parametri opportuni e necessari per il calcolo di valori affidabili di diffusività termica, sia

per il ramo di sinistra del profilo che per quello di destra. Uno di tali parametri comprende la ricerca del punto iniziale e finale di tali rette. Per la ricerca del punto iniziale è stato necessario l'utilizzo di un ulteriore software, denominato **ResearchIR**, che ha consentito di calcolare il diametro del laser per ogni singola prova. La procedura è stata eseguita per garantire che il diametro del fascio sia costantemente inferiore a μ , al fine di poter verificare la condizione in cui $r > \mu$, dove r rappresenta la distanza laterale dal punto di eccitazione termica, mentre μ è la lunghezza di diffusione termica. Nel caso in cui il diametro del fascio avesse superato il valore di μ , sebbene ciò non sia avvenuto nella nostra situazione, la condizione da verificare sarebbe stata $r > D$, dove D rappresenta il diametro del fascio. Nel caso in esame, per sicurezza ulteriore è stata considerata la condizione per cui $r > 2\mu$. Tale condizione, analizzata precedentemente nel sottoparagrafo dello stato dell'arte riguardante il metodo della fase, afferma che non devono essere presi in considerazione i punti troppo vicini alla zona di eccitazione termica, al fine di non perdere il comportamento lineare della fase in funzione di r .

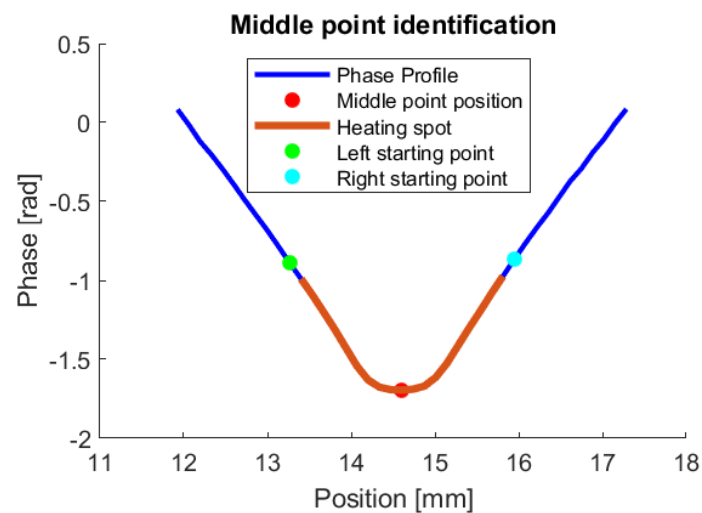


Figura 97 - identificazione punto di mezzo

Un esempio di analisi del termogramma tramite ResearchIR è rappresentato di seguito.

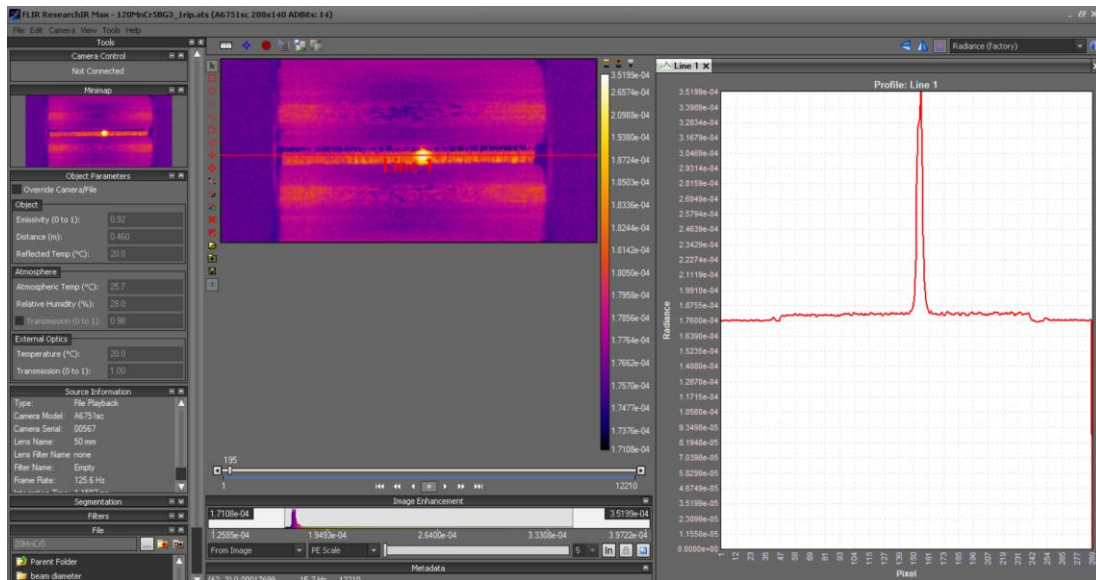


Figura 98 – ResearchIR

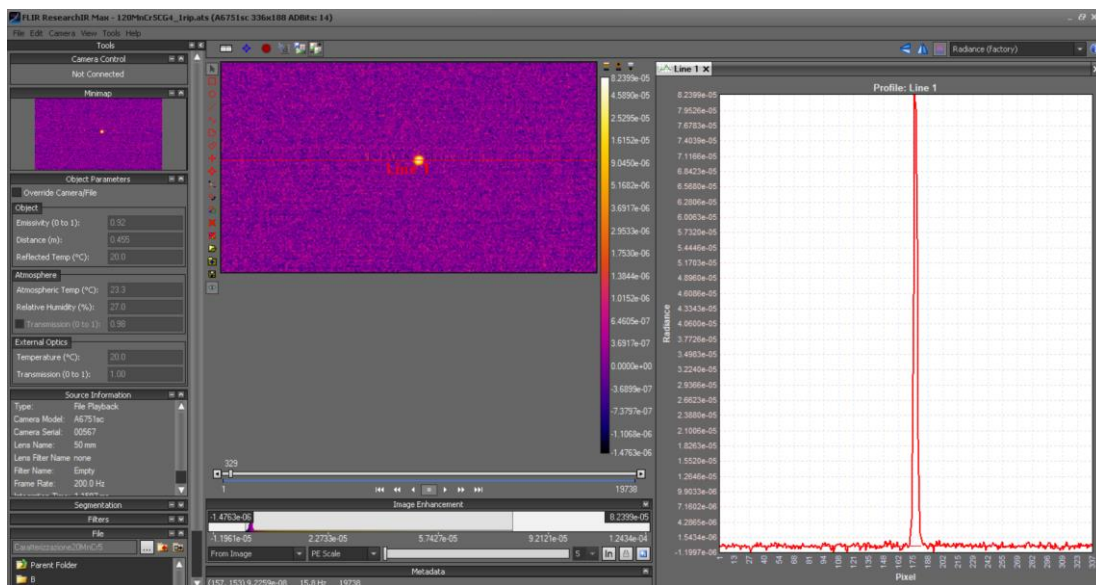


Figura 99 - ResearchIR calcolo del diametro

Per la ricerca del punto finale, invece, l’algoritmo si basa sul parametro R^2 rappresentante la bontà dell’approssimazione dei dati tramite regressione lineare. Per cercare di garantire l’esclusione della parte più rumorosa del grafico, è essenziale individuare il punto finale dei rami, al fine di evitare l’inclusione nei calcoli della porzione finale del tratto di propagazione del calore che potrebbe compromettere l’affidabilità del risultato. Nel processo di costruzione di un modello di regressione lineare, assume rilevanza valutare

quanta differenza c'è tra i valori osservati/misurati ed i valori stimati dal modello. Piccole discrepanze indicano un buon adattamento del modello. Per valutare ciò ci sono una serie di indicatori di qualità della regressione, detti "goodness of fit", tra cui l' R^2 . Con un valore sempre compreso tra 0 e 1, tanto più grande è l' R^2 tanto più il modello ha un alto potere predittivo e tanto più buona è l'approssimazione dei dati. Il caso ideale sarebbe avere un R^2 maggiore di 0,99. Tuttavia, per la scelta del punto finale, oltre a questo primo requisito si dovrebbe anche considerare almeno il 70% dei dati, se così non fosse l'algoritmo deve ricercare un'altra soluzione.

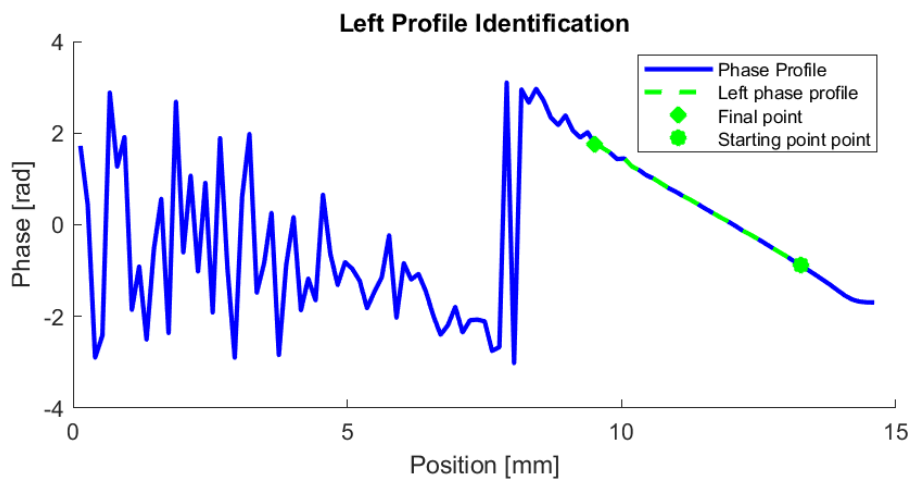


Figura 100 - profilo fase ramo di sinistra

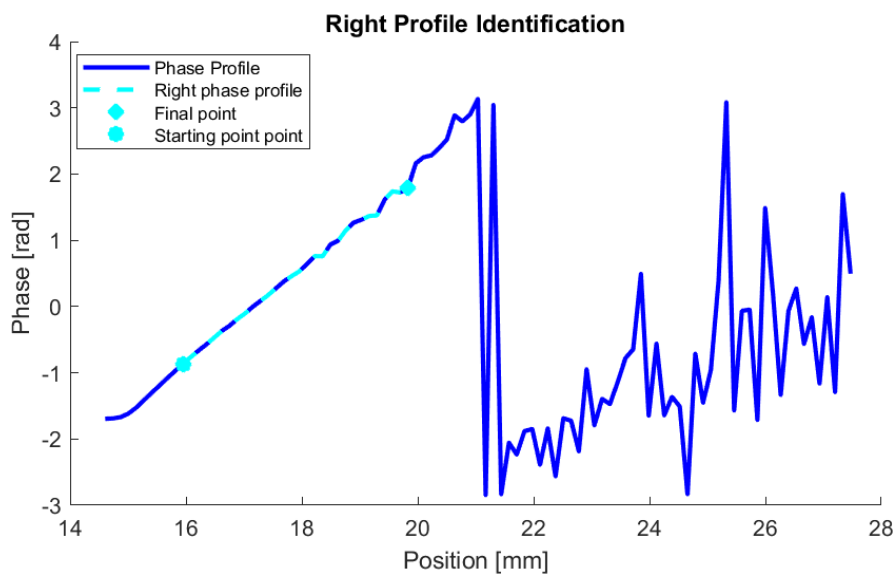


Figura 101 - profilo fase ramo destra

Si mostra di seguito un esempio di tabella riportante i dati ricavati dall'elaborazione di un set di prove. Nell'immagine sono presenti i risultati delle prove relative al primo ordine del DOE per l'ingranaggio in materiale base in C45.

Thermal diffusivity estimation											
Heating spot		Optimal left profile					Optimal right profile				
h	$m_{left-opt}$	α_{left}	$\alpha_{left} - inf. Bound.$	$\alpha_{left} - upp. Bound.$	R^2	$m_{right-opt}$	α_{right}	$\alpha_{right} - inf. Bound.$	$\alpha_{right} - upp. Bound.$	R^2	
[mm]	[rad/mm]	[mm ² /s]	[mm ² /s]	[mm ² /s]	[-]	[rad/mm]	[mm ² /s]	[mm ² /s]	[mm ² /s]	[-]	
4.6	0.3839	14.21	13.66	14.79	0.996	0.3846	14.16	13.68	14.66	0.997	
2.66	0.6902	13.19	12.75	13.65	0.998	0.71	12.46	12.07	12.88	0.998	
2.66	0.6937	13.06	12.80	13.33	0.999	0.7329	11.70	11.19	12.24	0.996	
2.66	0.7108	14.00	12.81	15.37	0.987	0.7064	12.59	11.53	13.80	0.987	
3.76	0.4696	14.25	13.91	14.60	0.999	0.5098	12.09	11.63	12.57	0.997	
4.6	0.3849	14.14	13.84	14.45	0.999	0.3907	13.72	13.26	14.21	0.997	
4.6	0.3843	14.18	13.56	14.85	0.996	0.3939	13.50	12.60	14.50	0.988	
4.6	0.3831	14.27	13.89	14.68	0.998	0.3806	14.46	13.53	15.49	0.985	
4.6	0.3878	13.92	13.40	14.48	0.997	0.4	13.09	12.40	13.85	0.994	
4.6	0.3779	14.67	14.29	15.06	0.998	0.3907	13.72	13.21	14.26	0.996	
4.6	0.3874	13.95	13.09	14.91	0.985	0.3998	13.10	12.58	13.65	0.998	
3.76	0.4838	13.42	12.95	13.92	0.997	0.4492	15.57	14.57	16.67	0.988	
3.76	0.4676	14.37	13.67	15.12	0.995	0.4852	13.34	12.75	13.98	0.996	
2.66	0.6849	13.40	12.51	14.38	0.991	0.7132	12.35	11.78	12.96	0.996	
3.76	0.4607	14.80	14.16	15.49	0.995	0.4961	12.77	12.21	13.36	0.997	
4.6	0.3827	14.30	13.76	14.87	0.997	0.3916	13.66	13.02	14.35	0.995	
3.76	0.4794	13.67	13.37	13.98	0.999	0.4725	14.07	13.32	14.89	0.993	
2.66	0.7229	12.02	11.33	12.78	0.995	0.7155	12.27	11.64	12.97	0.996	
3.76	0.4945	12.85	12.28	13.46	0.995	0.5012	12.51	12.00	13.05	0.996	
3.76	0.4618	14.73	14.11	15.39	0.996	0.4719	14.11	13.50	14.75	0.995	
2.66	0.6948	13.02	12.27	13.83	0.994	0.7061	12.60	11.96	13.30	0.996	
2.66	0.6623	14.32	13.70	14.98	0.996	0.7007	12.80	12.21	13.42	0.997	
3.76	0.4698	14.23	13.81	14.67	0.998	0.4574	15.01	14.30	15.78	0.994	
2.66	0.6861	13.35	12.95	13.76	0.999	0.6955	12.99	11.96	14.16	0.988	
2.66	0.7052	12.64	12.37	12.90	0.999	0.7053	12.63	12.19	13.09	0.998	
4.6	0.3922	13.62	13.32	13.93	0.999	0.3837	14.23	13.65	14.84	0.995	
3.76	0.4779	13.76	12.99	14.59	0.992	0.4735	14.01	13.11	15.01	0.990	

Figura 102 - esempio risultati elaborazione dati

2.3 DOE

In questo paragrafo viene affrontato, a grandi linee, il *design of experiments* (DOE), di primo e secondo ordine, utilizzato nel seguente lavoro di tesi. Come spiegato in [47] e [48], il DOE è un metodo di pianificazione degli esperimenti che permette di studiare simultaneamente l'effetto di più fattori tramite prove che prevedono la variabilità di quest'ultimi su diversi livelli. Un fattore è una variabile di input la cui modifica è capace di influenzare l'output della prova stessa. I livelli devono invece essere dei valori realistici da assegnare ai corrispondenti fattori. Nel caso in esame, i livelli, relativi al primo ordine, sono stati trovati in una prima fase di ottimizzazione del setup. Come precedentemente delineato, infatti, prima di avviare la vera e propria campagna sperimentale sugli ingranaggi sono state condotte diverse prove variando la posizione dell'ingranaggio, la distanza di quest'ultimo dalla sorgente laser e dalla termocamera, la frequenza di eccitazione, il numero di impulsi e la potenza del laser, al fine di individuare un range di livelli ottimale per la progettazione del DOE. Nella maggioranza dei casi, è possibile considerare lo stesso numero di livelli per ciascun fattore. La progettazione degli esperimenti si concentra, quindi, sulla scelta dei livelli, sulla loro combinazione e sul numero totale di prove da eseguire.

Nel caso in esame, il DOE è stato utilizzato al fine di ottimizzare la scelta dei parametri del laser, variabili durante la prova, per migliorare la stima della diffusività durante le indagini termografiche. In un primo momento, si sono effettuate 3 ripetizioni per ogni singola combinazione caratterizzata da tre fattori (periodo di eccitazione, numero di impulsi e potenza del laser) variabili su tre livelli (-1,0,1). Il numero totale di combinazioni possibili n di un numero assegnato di fattori f , ognuno con l livelli di settaggio, è dato dalla formula $n = l^f$. Se si intende procedere con prove multiple (ossia x ripetizioni per ogni singola combinazione) con un approccio classico, al fine di determinarne l'influenza di ogni fattore sull'output si devono effettuare $n * x$ prove, modificando un solo fattore di input per volta. L'utilizzo dell'approccio classico, nel caso in esame, avrebbe comportato un totale di 81 prove da effettuare per ogni singolo ingranaggio, un numero senz'altro eccessivo di esperimenti. Al fine di rendere scorrevole e praticabile la sperimentazione, si è ricorso, per il primo ordine, al design di *Taguchi*. Tale metodo offre la possibilità di variare più fattori contemporaneamente, riducendo così la quantità di test e conseguentemente i tempi e i costi della sperimentazione.

Come spiegato in [48], il design di Taguchi viene utilizzato quando si riscontrano dei “fattori di disturbo” che non possono essere controllati durante l’esperimento. Al fine di minimizzare l’effetto di quest’ultimi, si identificano e si gestiscono i fattori controllabili o “fattori di controllo”. L’obiettivo è determinare le combinazioni ottimali di tali fattori rendendo il processo “robusto”, ovvero resistente alle variazioni dovute ai fattori di disturbo. Tale metodo sfrutta matrici ortogonali che riducono drasticamente il numero di combinazioni previste garantendo, però, un confronto equilibrato dei diversi fattori in esame, ognuno valutato indipendentemente dagli altri. Gli strumenti che, in questo caso, si utilizzano per arrivare a una combinazione ottimale, da cui partire per la costruzione del DOE di secondo ordine, sono la *quality loss function* (QLF) e i *main effect plots*. I *main effect plots*, ricavati tramite il software minitab, permettono di valutare l’impatto del singolo fattore sul:

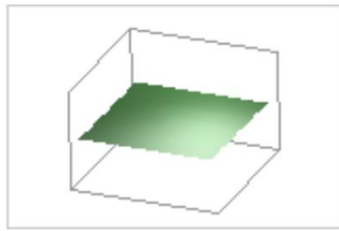
- *signal to noise* (rapporto segnale/rumore, che indica la robustezza del segnale)
- la *media* del segnale
- la *deviazione standard* del segnale

Mentre la QLF permette di definire quanto una determinata combinazione permetta di trovare un valore di diffusività che si avvicini il più possibile al valore target. Taguchi ha definito la *quality loss function* come:

$$Y = k (X - X_0)^2$$

Dove X_0 rappresenta il valore target e X la deviazione da tale valore. Nel nostro caso, X e X_0 rappresentano, rispettivamente, i valori di diffusività termica misurati durante le prove termografiche e il valore di diffusività termica atteso trovato con tecniche di misurazioni più convenzionali (Hot Disk).

Il DOE del secondo ordine, invece, segue un approccio diverso rispetto al metodo di Taguchi, denominato “*response surface design*”, spiegato molto più approfonditamente in [49], [50], [51]. L’aggiunta dei termini al quadrato (o quadratici), propri del secondo ordine, consente di modellare la curvatura della risposta nello spazio. Tale curvatura evidenzia il modo in cui le modifiche dei fattori influenzano la risposta, al fine di trovare i livelli che la ottimizzino.



Response surface with no curvature



Response surface with curvature

Figura 103 - response surface with and without curvature [51]

Name	Full factorial	Response surface	Orthogonal
Type	Full Factorial Array	Box-Behnken design Central Composite design	Orthogonal Array Plackett-Burman Array
Amount of tests	High (all combinations)	Medium	Small No interactions
Usage	Simple	More complex	Simple no interactions Complex with interactions
Interactions	All interactions	First level interactions	Yes possible
Response Surface design	No	Yes	No

Figura 104 - matrice full factorial, response surface e ortogonale [50]

L'array CCC standard, utilizzato in questo metodo, prevede 5 livelli per ogni singolo fattore e possiede la proprietà di essere ruotabile.

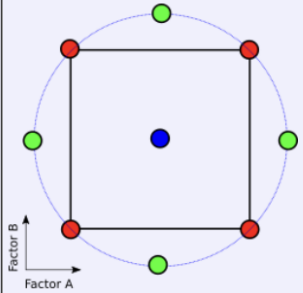
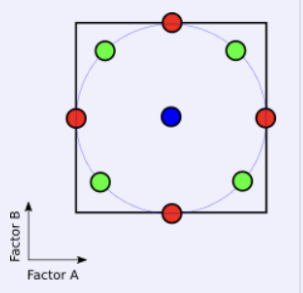
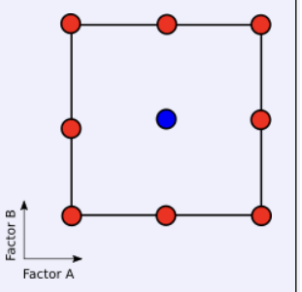
Standard CCC	CCI	CCF
		
Circumscribed	Inscribed	Face centered
Best fitting	The extreme settings are extrapolated	Poor Quadratic fitting
<ul style="list-style-type: none"> • 5 Levels • 2 Levels outside the investigated limits • Rotatable 	<ul style="list-style-type: none"> • 5 Levels • All levels are within the investigated limits • Rotatable 	<ul style="list-style-type: none"> • 3 Levels • All levels are within the investigated limits • Not Rotatable

Figura 105 – CCF [50]

A causa di limitazioni tecniche della strumentazione (ad esempio la potenza del laser che può variare solo di più o meno 5%), è stato necessario diminuire i livelli richiesti ed eliminare i punti al di fuori dei limiti d'investigazione, utilizzando l'array modificato CCF. Il punto blu risulta essere la combinazione ottimale ricavata dal primo ordine, mentre i punti rossi rappresentano i nuovi livelli da assegnare per ottimizzare ulteriormente la scelta dei parametri.

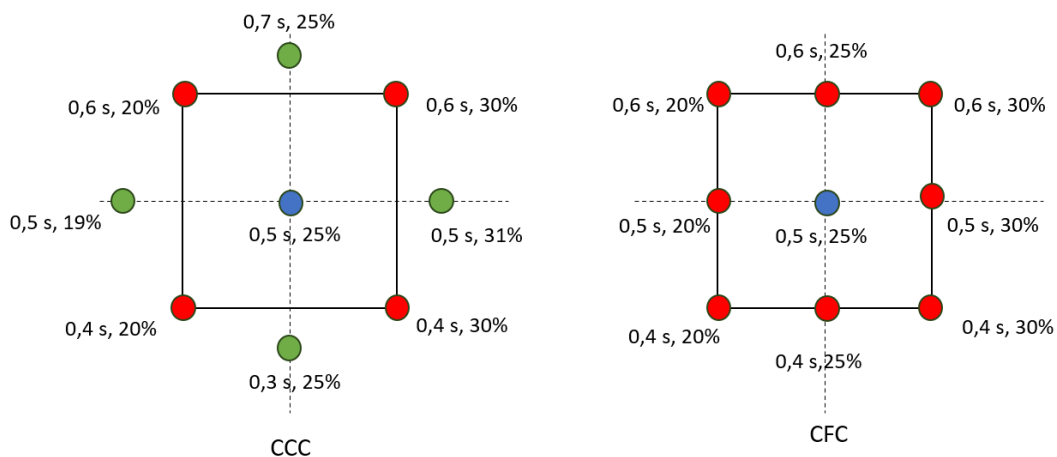


Figura 106- esempio di array CCC vs. CFC

Come spiegato in [49], il primo obiettivo del Response Surface Method è trovare un risultato ottimale, ossia, nel nostro caso, la combinazione ottimale dei parametri del laser che consente un calcolo affidabile della diffusività termica dell'ingranaggio. Il secondo obiettivo è quello di capire come, quanto e quali parametri influenzano maggiormente la risposta. Nel grafico sotto riportato, tratto da [49], è stata tracciata la funzione $f(x_1, x_2)$ in funzione dei livelli di x_1 e x_2 . Ciascun livello di x_1 e x_2 (che nella seguente tesi sono rappresentati dal periodo di eccitazione e dal numero di impulsi del laser) genera un valore di y (diffusività).

$$y = f(x_1, x_2) + e$$

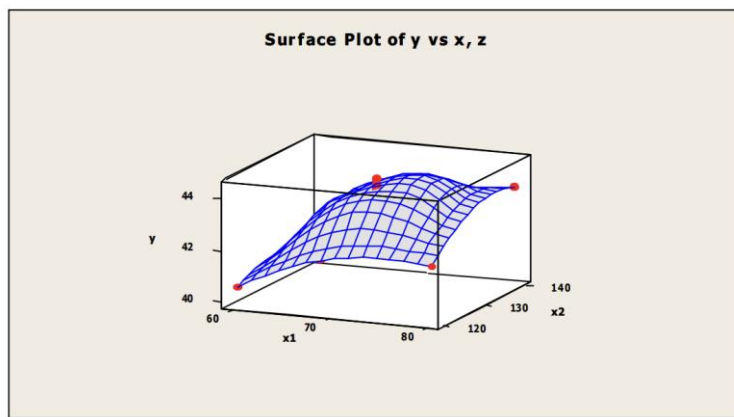


Figura 107 - response surface plot [49]

Questo grafico tridimensionale, denominato “*Response surface plot*”, può essere rappresentato anche in due dimensioni consentendo una facile determinazione della zona d’interesse, che nel caso della seguente tesi è la zona con minore errore percentuale rispetto al valore di diffusività calcolato tramite hot disk.

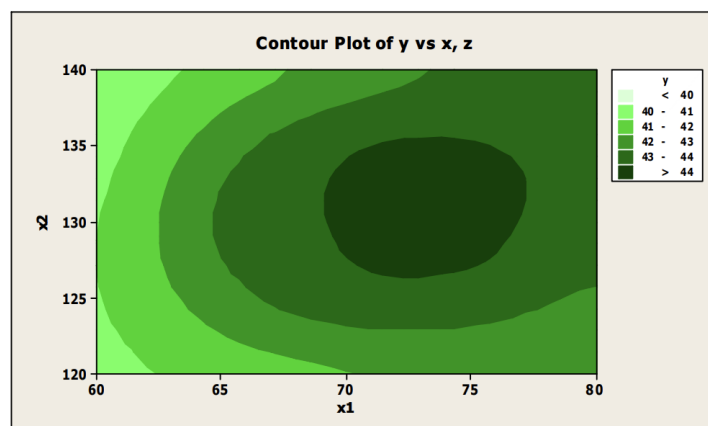


Figura 108 - contour plot [49]

2.4 Descrizione e Parametri delle Prove

In questo paragrafo vengono rappresentate, in maniera più dettagliata, tutte le fasi che hanno caratterizzato l'attività laboratoriale.

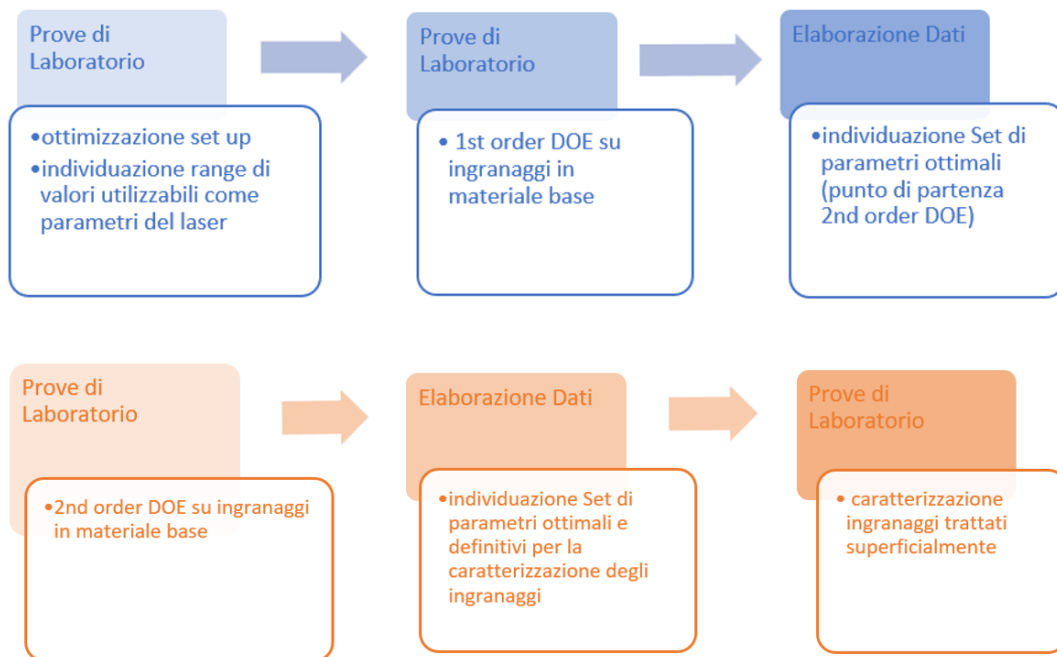


Figura 109 - fasi attività sperimentale

I passaggi seguiti per l'esecuzione di ogni prova sono:

1. Posizionamento e serraggio della strumentazione
2. Inserimento dei parametri necessari all'esecuzione della prova, alcuni di essi fissi (intervallo di temperatura in cui opera la termocamera, finestra d'acquisizione della termocamera) e altri variabili (Temperatura ambiente, umidità, Temperatura riflessa dall'ambiente sull'oggetto, frame rate (dipende dal periodo del laser, è scelto in modo tale da prendere almeno 100 immagini per secondo), parametri del laser)
3. Esecuzione della prova
4. Analisi lock-in con conseguente estrazione della mappa e del profilo della fase
5. Elaborazione dei dati (calcolo del beam diameter (verifica $\mu > D$) e della diffusività termica (ramo sx, ramo dx e media) per ogni prova)
6. Analisi dei risultati

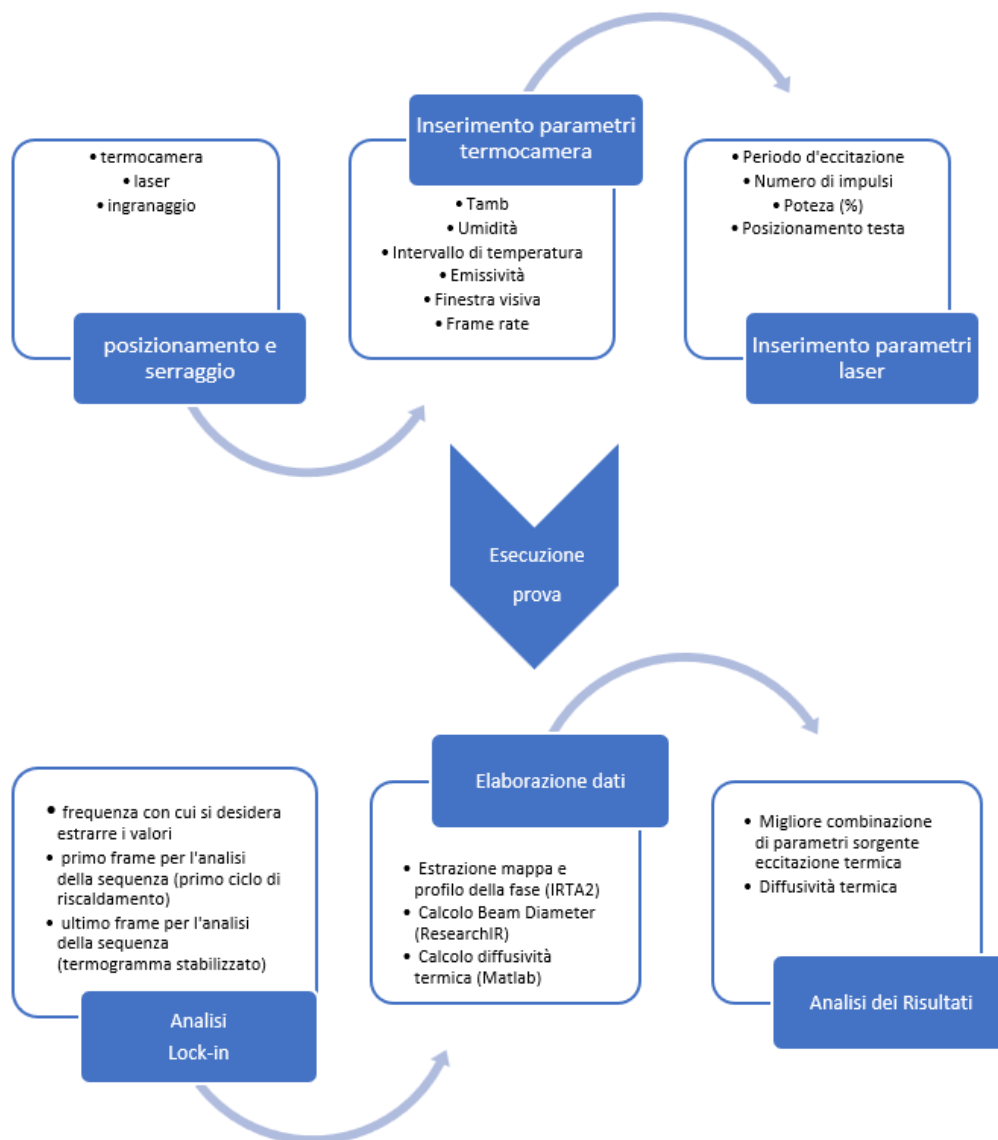


Figura 110 - passaggi esecuzione prova

Durante le prove preliminari di ottimizzazione del set up si è svolta un'attenta analisi del posizionamento relativo di ingranaggio, termocamera e laser al fine di bilanciare la volontà di avere una buona risoluzione e la necessità di non saturare l'immagine per l'eccessivo aumento di temperatura dato dalla troppa vicinanza.

Ingranaggio-Termocamera	45 cm
Ingranaggio-Laser	26 cm

Dopo tale passaggio, sono stati provati, effettuando diversi tentativi, svariati valori per i parametri sopra citati (periodo d'eccitazione, numero di impulsi, potenza laser), trovando un possibile primo range che consenta un'esecuzione della prova affidabile senza saturazioni o eventuali altri disturbi. Il comportamento riscontrato in questa prima fase è stato il medesimo per entrambi i materiali, permettendo l'individuazione dei medesimi livelli di variazione dei fattori. Per il primo ordine del DOE sono stati individuati tre fattori variabili su tre livelli:

Taguchi design	Factors		
Levels	Step duration [s]	Power [%]	N° cycles [-]
-1	0,5	15	50
0	1	20	100
1	1,5	25	200

Tabella 11- fattori e livelli 1st order DOE

Le prove sono state effettuate in ordine random al fine di evitare una deriva nel tempo dei risultati e per ogni combinazione di valori si sono effettuate tre ripetizioni, per un totale di 27 prove su ogni ingranaggio in materiale base. Essendo i fattori e i livelli trovati uguali per entrambi i materiali, le combinazioni (individuate dal metodo di Taguchi) e le prove effettuate per le due ruote sono state le medesime, di seguito riportate.

Runs	Factors		
Test name	Laser excitation conditions		
	Step Duration	% Power	N° Cycles
[-]	[s]	[%]	[-]
1.5s_15%_200_1rip	1.5	15%	200
0.5s_25%_200_1rip	0.5	25	200
0.5s_25%_200_2rip	0.5	25	200
0.5s_15%_50_1rip	0.5	15	50
1s_20%_200_1rip	1	20	200
1.5s_25%_100_1rip	1.5	25	100
1.5s_20%_50_1rip	1.5	20	50
1.5s_15%_200_2rip	1.5	15	200
1.5s_20%_50_2rip	1.5	20	50
1.5s_25%_100_2rip	1.5	25	100
1.5s_15%_200_3rip	1.5	15	200
1s_25%_50_1rip	1	25	50
1s_25%_50_2rip	1	25	50
0.5s_15%_50_2rip	0.5	15	50
1s_15%_100_1rip	1	15	100
1.5s_20%_50_3rip	1.5	20	50
1s_20%_200_2rip	1	20	200
0.5s_15%_50_3rip	0.5	15	50
1s_15%_100_2rip	1	15	100
1s_25%_50_3rip	1	25	50
0.5s_20%_100_1rip	0.5	20	100
0.5s_20%_100_2rip	0.5	20	100
1s_20%_200_3rip	1	20	200
0.5s_20%_100_3rip	0.5	20	100
0.5s_25%_200_3rip	0.5	25	200
1.5s_25%_100_3rip	1.5	25	100
1s_15%_100_3rip	1	15	100

Tabella 12 - prove 1st order DOE

In real time all'esecuzione delle prove, avveniva la loro elaborazione. Si riportano di seguito i risultati delle prove, relativi al primo ordine, rispettivamente per 1C45BG4 e 120MnCr5BG4.

Runs Factors			Runs	Factors			Responses		
A	B	C	Test name	Step Duration	% Power	N° Cycles	Optimal alpha left	Optimal alpha right	Mean value alpha
Levels			[]	[s]	[%]	[]	α_{left}	α_{right}	α_{mean}
			[mm ² /s]	[mm ² /s]	[mm ² /s]	[mm ² /s]			
-1	-1	-1	0.5s 15% 50 1rip	0.5	15	50	14.00	12.59	13.30
-1	-1	-1	0.5s 15% 50 2rip	0.5	15	50	13.40	12.35	12.87
-1	-1	-1	0.5s 15% 50 3rip	0.5	15	50	12.02	12.27	12.15
-1	0	0	0.5s 20% 100 1rip	0.5	20	100	13.02	12.60	12.81
-1	0	0	0.5s 20% 100 2rip	0.5	20	100	14.32	12.80	13.56
-1	0	0	0.5s 20% 100 3rip	0.5	20	100	13.35	12.99	13.17
-1	1	1	0.5s 25% 200 1rip	0.5	25	200	13.19	12.46	12.83
-1	1	1	0.5s 25% 200 2rip	0.5	25	200	13.06	11.70	12.38
-1	1	1	0.5s 25% 200 3rip	0.5	25	200	12.64	12.63	12.63
0	-1	0	1s 15% 100 1rip	1	15	100	14.80	12.77	13.78
0	-1	0	1s 15% 100 2rip	1	15	100	12.85	12.51	12.68
0	-1	0	1s 15% 100 3rip	1	15	100	13.76	14.01	13.88
0	0	1	1s 20% 200 1rip	1	20	200	14.25	12.09	13.17
0	0	1	1s 20% 200 2rip	1	20	200	13.67	14.07	13.87
0	0	1	1s 20% 200 3rip	1	20	200	14.23	15.01	14.62
0	1	-1	1s 25% 50 1rip	1	25	200	13.42	15.57	14.49
0	1	-1	1s 25% 50 2rip	1	25	200	14.37	13.34	13.85
0	1	-1	1s 25% 50 3rip	1	25	200	14.73	14.11	14.42
1	-1	1	1.5s 15% 200 1rip	1.5	15	200	14.21	14.16	14.18
1	-1	1	1.5s 15% 200 2rip	1.5	15	200	14.27	14.46	14.37
1	-1	1	1.5s 15% 200 3rip	1.5	15	200	13.95	13.10	13.53
1	0	-1	1.5s 20% 50 1rip	1.5	20	50	14.18	13.50	13.84
1	0	-1	1.5s 20% 50 2rip	1.5	20	50	13.92	13.09	13.51
1	0	-1	1.5s 20% 50 3rip	1.5	20	50	14.30	13.66	13.98
1	1	0	1.5s 25% 100 1rip	1.5	25	100	14.14	13.72	13.93
1	1	0	1.5s 25% 100 2rip	1.5	25	100	14.67	13.72	14.19
1	1	0	1.5s 25% 100 3rip	1.5	25	100	13.62	14.23	13.92

Tabella 13 - elaborazione dati 1st order DOE 1C45BG4

Runs Factors			Runs	Factors			Responses		
A	B	C	Test name	Step Duration	% Power	N° Cycles	Optimal alpha left	Optimal alpha right	Mean value alpha
Levels			[]	[s]	[%]	[]	α_{left}	α_{right}	α_{mean}
			[mm ² /s]	[mm ² /s]	[mm ² /s]	[mm ² /s]			
-1	-1	-1	0.5s 15% 50 1rip	0.5	15	50	11.54	12.39	11.96
-1	-1	-1	0.5s 15% 50 2rip	0.5	15	50	12.16	11.12	11.64
-1	-1	-1	0.5s 15% 50 3rip	0.5	15	50	11.28	11.76	11.52
-1	0	0	0.5s 20% 100 1rip	0.5	20	100	10.99	11.29	11.14
-1	0	0	0.5s 20% 100 2rip	0.5	20	100	12.01	10.96	11.48
-1	0	0	0.5s 20% 100 3rip	0.5	20	100	11.44	11.07	11.25
-1	1	1	0.5s 25% 200 1rip	0.5	25	200	11.08	10.21	10.64
-1	1	1	0.5s 25% 200 2rip	0.5	25	200	11.07	11.19	11.13
-1	1	1	0.5s 25% 200 3rip	0.5	25	200	10.76	10.68	10.72
0	-1	0	1s 15% 100 1rip	1	15	100	11.74	11.75	11.75
0	-1	0	1s 15% 100 2rip	1	15	100	13.02	11.89	12.45
0	-1	0	1s 15% 100 3rip	1	15	100	12.67	11.75	12.21
0	0	1	1s 20% 200 1rip	1	20	200	11.53	12.06	11.79
0	0	1	1s 20% 200 2rip	1	20	200	11.73	11.86	11.80
0	0	1	1s 20% 200 3rip	1	20	200	11.84	11.39	11.62
0	1	-1	1s 25% 50 1rip	1	25	200	12.20	12.56	12.38
0	1	-1	1s 25% 50 2rip	1	25	200	11.99	11.22	11.60
0	1	-1	1s 25% 50 3rip	1	25	200	12.32	11.39	11.86
1	-1	1	1.5s 15% 200 1rip	1.5	15	200	11.52	11.61	11.57
1	-1	1	1.5s 15% 200 2rip	1.5	15	200	12.42	13.08	12.75
1	-1	1	1.5s 15% 200 3rip	1.5	15	200	11.46	11.11	11.29
1	0	-1	1.5s 20% 50 1rip	1.5	20	50	12.52	13.40	12.96
1	0	-1	1.5s 20% 50 2rip	1.5	20	50	12.68	12.53	12.60
1	0	-1	1.5s 20% 50 3rip	1.5	20	50	10.33	10.03	10.18
1	1	0	1.5s 25% 100 1rip	1.5	25	100	11.88	11.52	11.70
1	1	0	1.5s 25% 100 2rip	1.5	25	100	11.52	12.44	11.98
1	1	0	1.5s 25% 100 3rip	1.5	25	100	12.19	11.62	11.91

Tabella 14 - elaborazione dati 1st order DOE 120MnCr5BG4

L'utilizzo combinato della *quality loss function* (QLF) e dei *main effect plots*, ha consentito di individuare una combinazione ottimale di fattori, da cui partire per la costruzione del DOE di secondo ordine.

I valori target di diffusività termica (X_0 nell'equazione della QLF descritta prima), sono stati ricavati per mezzo di misurazioni effettuate all'Hot Disk su provini cilindrici. Tali provini provengono, al fine di non riscontrare alcun tipo di variazione nel materiale e nella microstruttura, dalle barre da cui sono state poi state ricavate, tramite lavorazione

meccanica, le stesse ruote. Le misure all'Hot Disk sono state effettuate nel medesimo modo anche per i materiali trattati superficialmente, ma di seguito si riporta a titolo esplicativo, una foto di tali provini unicamente in materiale base:

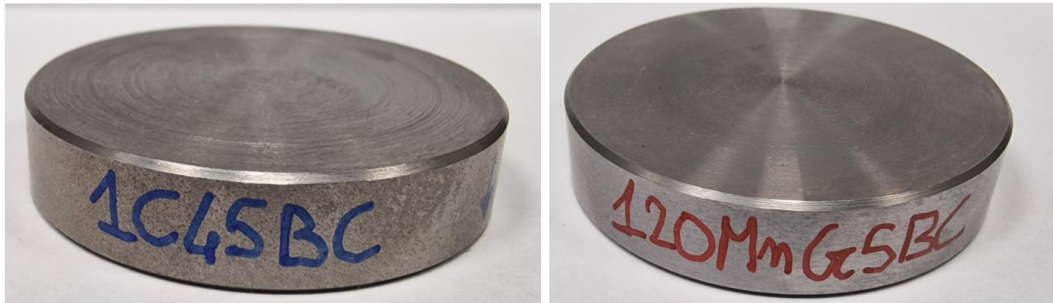


Figura 111 - provini misure Hot Disk

Il valore di diffusività trovato da queste misurazioni è stato rispettivamente $X_0 = 11,10 \text{ mm}^2/\text{s}$ per il provino in C45 e $X_0 = 10,59 \text{ mm}^2/\text{s}$ per il provino in 20MnCr5.

C45	C45BC	C45IC
Densità [Kg/m ³]	7717,51	7648,87
Diffusività termica [mm ² /s]	11,10	8,86
Tensioni Residue [MPa]	0	-466,17
Durezza Superficiale [HRC]	17	55

20MnCr5	20MnCr5BC	20MnCr51C (0,6mm)	20MnCr52C (1mm)	20MnCr53C (1,2mm)
Densità [Kg/m ³]	7747,90	7755,76	7774,62	7757,85
Diffusività termica [mm ² /s]	10,59	8,85	8,67	8,52
Tensioni Residue [MPa]	0	-300	-300	-300
Durezza Superficiale [HRC]	5	59	59	59

Più si è vicini al valore target, ossia più ci avviciniamo al minimo della *quality loss function* (QLF), migliore sarà la stima della diffusività media e quindi migliore sarà la combinazione dei parametri in esame. Si riportano di seguito gli andamenti della QLF trovati per gli ingranaggi di modulo 4 mm in C45 e 20MnCr5 (materiale base).

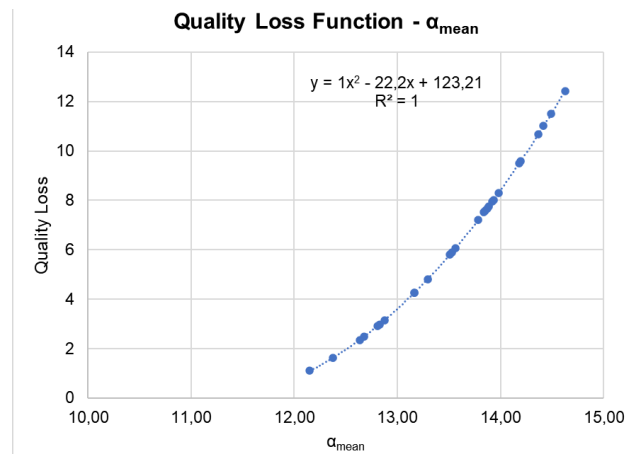


Figura 112 - Quality loss function diffusività termica media 1C45BG4

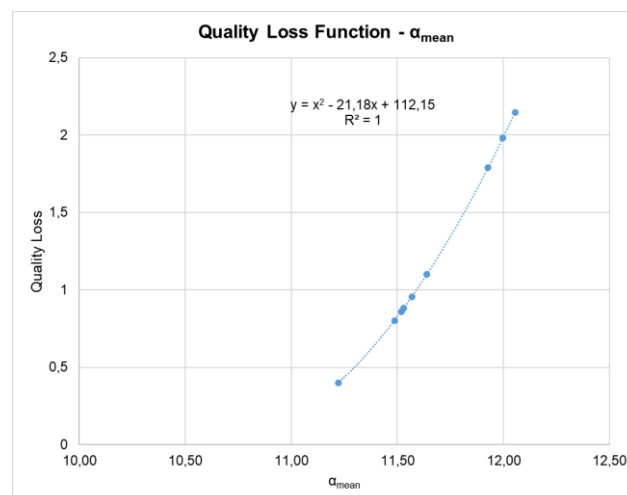


Figura 113 - Quality loss function diffusività termica media 120MnCr5BG4

La combinazione che è risultata migliore per entrambi i materiali è la medesima ed è pari a:

Experimental Setup		
Step Duration	% Power	N° Cycles
0.5	25	200

Tabella 15 - combinazione ottimale 1st order

Le prove effettuate, sugli ingranaggi in materiale base, per il secondo ordine sono state 26 con un totale di due fattori variati su tre livelli, sono stati considerati solamente due fattori poiché la combinazione risultante dal primo ordine ha portato a un valore massimo per il numero di impulsi.

Response surface design	A	C
	<i>Factors</i>	
<i>Levels</i>	Step duration [s]	Power [%]:
-1	0,4	20
0	0,5	25
1	0,6	30

Tabella 16 - fattori e livelli 2nd order DOE

Runs	Factors		
	Laser excitation conditions		
Test name	Step Duration	% Power	N° Cycles
[-]	[s]	[%]	[-]
0.6s_25%_200_1rip	0,6	25	200
0.5s_20%_200_1rip	0,5	20	200
0.4s_30%_200_1rip	0,4	30	200
0.6s_25%_200_2rip	0,6	25	200
0.6s_20%_200_1rip	0,6	20	200
0.5s_25%_200_1rip	0,5	25	200
0.4s_25%_200_1rip	0,4	25	200
0.4s_30%_200_2rip	0,4	30	200
0.5s_25%_200_2rip	0,5	25	200
0.5s_20%_200_2rip	0,5	20	200
0.4s_25%_200_2rip	0,4	25	200
0.6s_20%_200_2rip	0,6	20	200
0.5s_25%_200_3rip	0,5	25	200
0.5s_30%_200_1rip	0,5	30	200
0.5s_25%_200_4rip	0,5	25	200
0.5s_25%_200_5rip	0,5	25	200
0.5s_25%_200_6rip	0,5	25	200
0.6s_30%_200_1rip	0,6	30	200
0.5s_25%_200_7rip	0,5	25	200
0.5s_30%_200_2rip	0,5	30	200
0.4s_20%_200_1rip	0,4	20	200
0.4s_20%_200_2rip	0,4	20	200
0.6s_30%_200_2rip	0,6	30	200
0.5s_25%_200_8rip	0,5	25	200
0.5s_25%_200_9rip	0,5	25	200
0.5s_25%_200_10rip	0,5	25	200

Tabella 17 - prove 2nd order DOE

Si riportano di seguito i risultati delle prove, relativi al secondo ordine, rispettivamente per 1C45BG4 e 120MnCr5BG4.

Runs		Runs	Factors			Responses	
Factors		Test name	Laser excitation conditions			Mean value alpha	$\Delta\alpha$
A	C		Step Duration	% Power	N° Cycles	α_{mean}	$\Delta\alpha$
Levels		[-]	[s]	[%]	[-]	[mm ² /s]	[mm ² /s]
1	0	0.6s_25%_200_1rip	0,6	25	200	12,64	1,54
0	-1	0.5s_20%_200_1rip	0,5	20	200	13,53	2,43
-1	1	0.4s_30%_200_1rip	0,4	30	200	12,97	1,87
1	0	0.6s_25%_200_2rip	0,6	25	200	13,41	2,31
1	-1	0.6s_20%_200_1rip	0,6	20	200	12,78	1,68
0	0	0.5s_25%_200_1rip	0,5	25	200	12,83	1,73
-1	0	0.4s_25%_200_1rip	0,4	25	200	13,18	2,08
-1	1	0.4s_30%_200_2rip	0,4	30	200	13,27	2,17
0	0	0.5s_25%_200_2rip	0,5	25	200	12,52	1,42
0	-1	0.5s_20%_200_2rip	0,5	20	200	12,86	1,76
-1	0	0.4s_25%_200_2rip	0,4	25	200	13,35	2,25
1	-1	0.6s_20%_200_2rip	0,6	20	200	12,96	1,86
0	0	0.5s_25%_200_3rip	0,5	25	200	13,33	2,23
0	1	0.5s_30%_200_1rip	0,5	30	200	12,70	1,60
0	0	0.5s_25%_200_4rip	0,5	25	200	12,69	1,59
0	0	0.5s_25%_200_5rip	0,5	25	200	12,58	1,48
0	0	0.5s_25%_200_6rip	0,5	25	200	12,87	1,77
1	1	0.6s_30%_200_1rip	0,6	30	200	12,72	1,62
0	0	0.5s_25%_200_7rip	0,5	25	200	12,87	1,77
0	1	0.5s_30%_200_2rip	0,5	30	200	12,32	1,22
-1	-1	0.4s_20%_200_1rip	0,4	20	200	12,62	1,52
-1	-1	0.4s_20%_200_2rip	0,4	20	200	13,15	2,05
1	1	0.6s_30%_200_2rip	0,6	30	200	12,79	1,69
0	0	0.5s_25%_200_8rip	0,5	25	200	12,90	1,80
0	0	0.5s_25%_200_9rip	0,5	25	200	12,60	1,50
0	0	0.5s_25%_200_10rip	0,5	25	200	12,89	1,79

Tabella 18 - elaborazione dati 2nd order DOE 1C45BG4

Runs		Runs	Factors			Responses	
Factors		Test name	Laser excitation conditions			Mean value alpha	$\Delta\alpha$
A	C		Step Duration	% Power	N° Cycles	α_{mean}	$\Delta\alpha$
Levels		[-]	[s]	[%]	[-]	[mm ² /s]	[mm ² /s]
1	0	0.6s_25%_200_1rip	0,6	25	200	11,28	0,69
0	-1	0.5s_20%_200_1rip	0,5	20	200	10,86	0,27
-1	1	0.4s_30%_200_1rip	0,4	30	200	10,79	0,20
1	0	0.6s_25%_200_2rip	0,6	25	200	11,73	1,14
1	-1	0.6s_20%_200_1rip	0,6	20	200	11,12	0,53
0	0	0.5s_25%_200_1rip	0,5	25	200	10,83	0,24
-1	0	0.4s_25%_200_1rip	0,4	25	200	11,20	0,61
-1	1	0.4s_30%_200_2rip	0,4	30	200	11,48	0,89
0	0	0.5s_25%_200_2rip	0,5	25	200	10,44	0,15
0	-1	0.5s_20%_200_2rip	0,5	20	200	10,73	0,14
-1	0	0.4s_25%_200_2rip	0,4	25	200	10,71	0,12
1	-1	0.6s_20%_200_2rip	0,6	20	200	11,35	0,76
0	0	0.5s_25%_200_3rip	0,5	25	200	10,51	0,08
0	1	0.5s_30%_200_1rip	0,5	30	200	10,80	0,21
0	0	0.5s_25%_200_4rip	0,5	25	200	10,93	0,34
0	0	0.5s_25%_200_5rip	0,5	25	200	10,78	0,19
0	0	0.5s_25%_200_6rip	0,5	25	200	10,89	0,30
1	1	0.6s_30%_200_1rip	0,6	30	200	11,03	0,44
0	0	0.5s_25%_200_7rip	0,5	25	200	10,72	0,13
0	1	0.5s_30%_200_2rip	0,5	30	200	10,74	0,15
-1	-1	0.4s_20%_200_1rip	0,4	20	200	11,16	0,57
-1	-1	0.4s_20%_200_2rip	0,4	20	200	11,74	1,15
1	1	0.6s_30%_200_2rip	0,6	30	200	11,03	0,44
0	0	0.5s_25%_200_8rip	0,5	25	200	10,86	0,27
0	0	0.5s_25%_200_9rip	0,5	25	200	10,65	0,06
0	0	0.5s_25%_200_10rip	0,5	25	200	10,97	0,38

Tabella 19 - elaborazione dati 2nd order DOE 120MnCr5BG4

La combinazione definitiva, utilizzata per la caratterizzazione degli ingranaggi trattati superficialmente, risulta essere pari a:

Experimental Setup		
Step Duration	% Power	N° Cycles
0.5	30	200

Tabella 20 - combinazione ottimale 2nd order DOE

A tale combinazione si arriva per entrambi i materiali, C45 e 20MnCr5, e per entrambi i moduli, G3 e G4, degli ingranaggi. Da questo risultato emerge la conclusione che non vi è alcun tipo di influenza, né di natura geometrica né per il diverso materiale (forse troppo simili tra loro). Si riportano, dunque, i risultati del DOE, di primo e secondo ordine, per tutti gli ingranaggi in materiale base. Come evidenziato nei risultati riportati di seguito, soltanto l'ingranaggio di modulo 3 in C45 ha portato ad una combinazione divergente dall'ottimale comunemente identificata. Ciò ha causato l'interruzione del Design of Experiments (DOE) al primo ordine, poiché tale configurazione prevedeva delle condizioni limite per due dei tre fattori considerati: il numero di impulsi e la potenza laser. È importante ricordare quanto esposto nel paragrafo relativo al metodo della fase, che suggerisce l'utilizzo di potenze laser basse per evitare problemi di non linearità del riscaldamento. È stato deciso, dunque, di testare la combinazione ottimale unanimemente identificata per gli altri ingranaggi anche su quello di modulo 3 in C45, ottenendo risultati accettabili, sebbene con un errore percentuale leggermente superiore (circa il 18%).

DOE G3						DOE G4					
1° order			1° order			1° order			1° order		
C45			20MnCr5			C45			20MnCr5		
Step duration [s]	Power [%]	N° Cycles [-]	Step duration [s]	Power [%]	N° cycles [-]	Step duration [s]	Power [%]	N° cycles [-]	Step duration [s]	Power [%]	N° cycles [-]
1,5	15	200	0,5	25	200	0,5	25	200	0,5	25	200
α_{theo} [mm^2/s]	α_{mean} [mm^2/s]	Errore [%]	α_{theo} [mm^2/s]	α_{mean} [mm^2/s]	Errore [%]	α_{theo} [mm^2/s]	α_{mean} [mm^2/s]	Errore [%]	α_{theo} [mm^2/s]	α_{mean} [mm^2/s]	Errore [%]
11,10	12,33	11,08	10,59	11,22	5,95	11,10	12,61	13,60	10,59	10,83	2,27
2° order						2° order					
20MnCr5			C45			20MnCr5			20MnCr5		
Step duration [s]	Power [%]	N° cycles [-]	Step duration [s]	Power [%]	N° cycles [-]	Step duration [s]	Power [%]	N° cycles [-]	Step duration [s]	Power [%]	N° cycles [-]
0,5	30	200	0,5	30	200	0,5	30	200	0,5	30	200
α_{theo} [mm^2/s]	α_{mean} [mm^2/s]	Errore [%]	α_{theo} [mm^2/s]	α_{mean} [mm^2/s]	Errore [%]	α_{theo} [mm^2/s]	α_{mean} [mm^2/s]	Errore [%]	α_{theo} [mm^2/s]	α_{mean} [mm^2/s]	Errore [%]
10,59	11,16	5,38	11,10	12,51	12,70	10,59	10,77	1,70	10,59	10,77	1,70

Figura 114 - risultati DOE

Capitolo 3

Attività Laboratoriale

3.1 Caratterizzazione trattamenti superficiali

Dopo la dettagliata fase preliminare delineata nei capitoli precedenti, la presente indagine ha raggiunto la sua fase centrale, focalizzandosi sulla caratterizzazione degli ingranaggi trattati superficialmente. Una volta identificata la combinazione di parametri del laser considerata ottimale per il calcolo della diffusività termica e quindi per l'esecuzione delle prove, è stato possibile condurle anche sulle ruote temprate, cementate e pallinate. Nonostante lo studio abbia coinvolto ingranaggi realizzati in C45 e 20MnCr5, sia di modulo 3 mm che di modulo 4 mm, in questo capitolo si è deciso di trattare esclusivamente i risultati ottenuti con i secondi. Questa scelta è motivata dal fatto che i processi applicati sono stati i medesimi per entrambi i moduli e hanno condotto a risultati analoghi, non evidenziando alcuna influenza di natura geometrica. Per ciascun trattamento, sono state eseguite tre ripetizioni, totalizzando 6 prove per l'ingranaggio in C45, di cui 3 sull'ingranaggio in materiale base e 3 sull'ingranaggio temprato ad induzione, e 9 prove per l'ingranaggio in 20MnCr5, di cui 3 sul materiale base, 3 sull'ingranaggio unicamente cementato e le restanti 3 sull'ingranaggio cementato e successivamente pallinato. Si riportano di seguito le prove condotte sugli ingranaggi appena menzionati e i relativi risultati.

Runs	Factors			Responses		
	Laser excitation conditions			Optimal alpha left	Optimal alpha right	Mean value alpha
Test name	Step Duration	% Power	N° Cycles	α_{left}	α_{right}	α_{mean}
[-]	[s]	[%]	[-]	[mm ² /s]	[mm ² /s]	[mm ² /s]
1C45BG4_1rip	0.5	30	200	12,24	12,13	12,18
1C45BG4_2rip	0.5	30	200	12,39	12,05	12,22
1C45BG4_3rip	0.5	30	200	12,66	12,41	12,54
1C45IG4_1rip	0.5	30	200	9,29	8,86	9,07
1C45IG4_2rip	0.5	30	200	9,42	9,29	9,35
1C45IG4_3rip	0.5	30	200	9,34	9,53	9,43

Tabella 21 - caratterizzazione ingranaggio temprato ad induzione 1C45IG4

Runs	Factors			Responses		
	Laser excitation conditions			Optimal alpha left	Optimal alpha right	Mean value alpha
Test name	Step Duration	% Power	N° Cycles	α_{left}	α_{right}	α_{mean}
[-]	[s]	[%]	[-]	[mm ² /s]	[mm ² /s]	[mm ² /s]
120MnCr5BG4_1rip	0,5	30	200	11,03	10,86	10,94
120MnCr5BG4_2rip	0,5	30	200	10,70	10,87	10,79
120MnCr5BG4_3rip	0,5	30	200	10,95	10,95	10,95
120MnCr5CG4_1rip	0,5	30	200	8,18	8,07	8,13
120MnCr5CG4_2rip	0,5	30	200	8,23	8,05	8,14
120MnCr5CG4_3rip	0,5	30	200	8,37	8,24	8,31
120MnCr5PG4_1rip	0,5	30	200	8,39	8,10	8,24
120MnCr5PG4_2rip	0,5	30	200	8,56	7,92	8,24
120MnCr5PG4_3rip	0,5	30	200	8,37	8,11	8,24

Tabella 22 - caratterizzazione ingranaggio cementato e pallinato 120MnCr5C-PG4

3.2 Risultati e Conclusioni

I risultati trovati dalle prove effettuate sull'ingranaggio di modulo 4 mm in C45 e 20MnCr5, in materiale base e trattato, hanno portato a diverse considerazioni di rilievo.

Innanzitutto, si evince una buona ripetibilità delle misure e una discreta uniformità dei risultati ottenuti tra le varie ripetizioni.

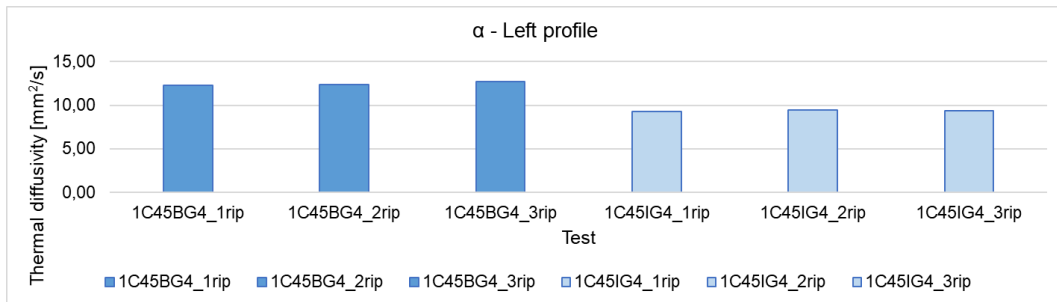


Figura 115 - α left profile C45

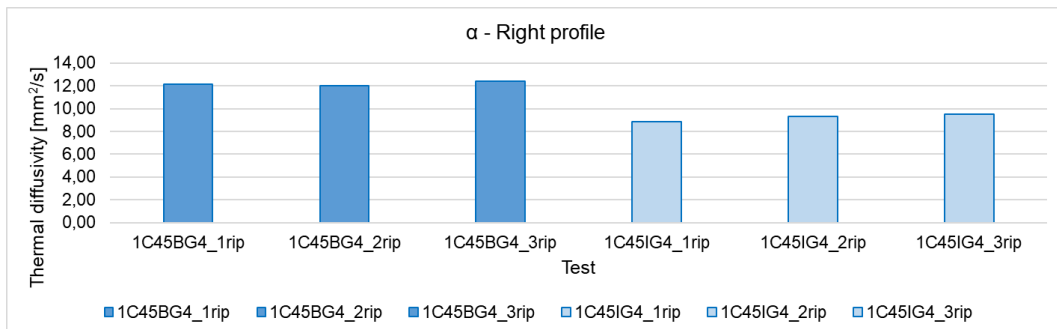


Figura 116 - α right profile C45

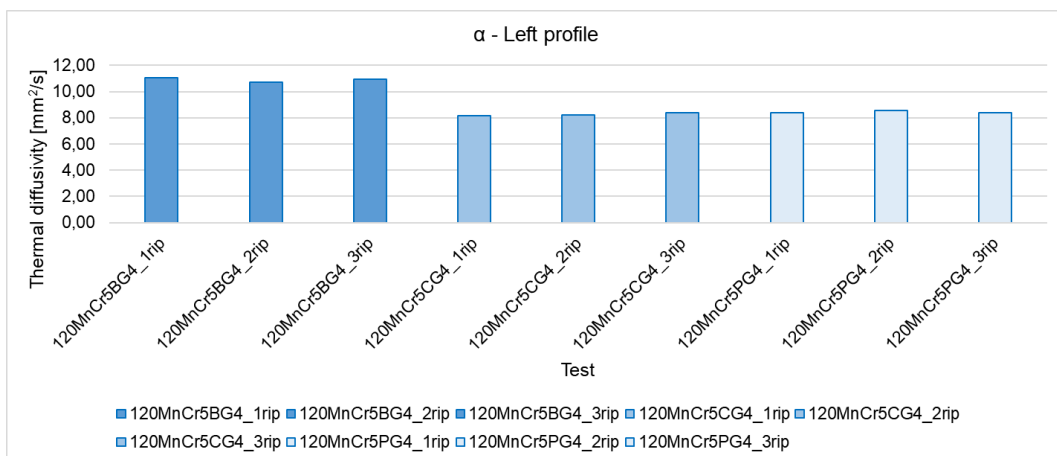


Figura 117 - α left profile 20MnCr5

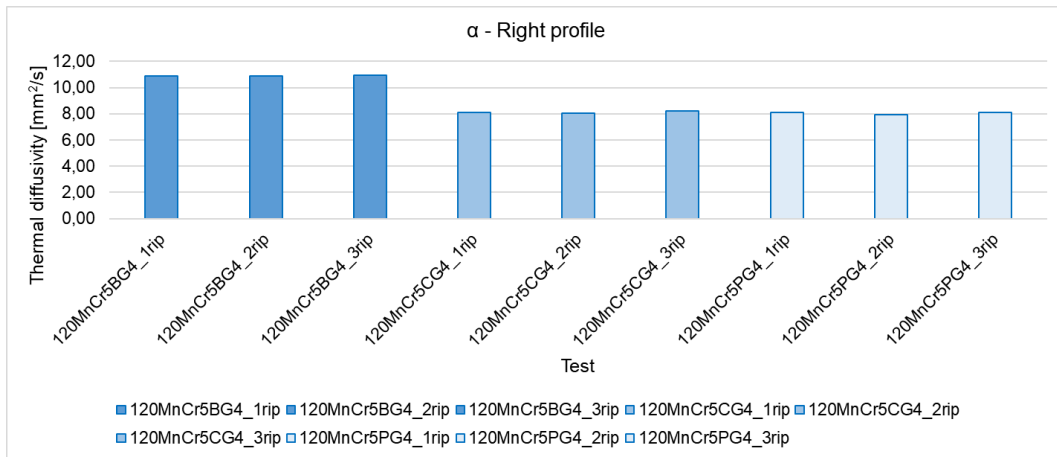


Figura 118 - α right profile 20MnCr5

Inoltre, si osserva una consistente congruenza con l'andamento atteso della diffusività, pre e post trattamento. Si è effettuato un confronto con i dati rilevati mediante la più convenzionale tecnica dell'Hot Disk, applicata ai provini cilindrici (Figura 111), arrivando a una buona concordanza di risultati e a errori % minimi, il che fa evincere una buona robustezza del metodo.

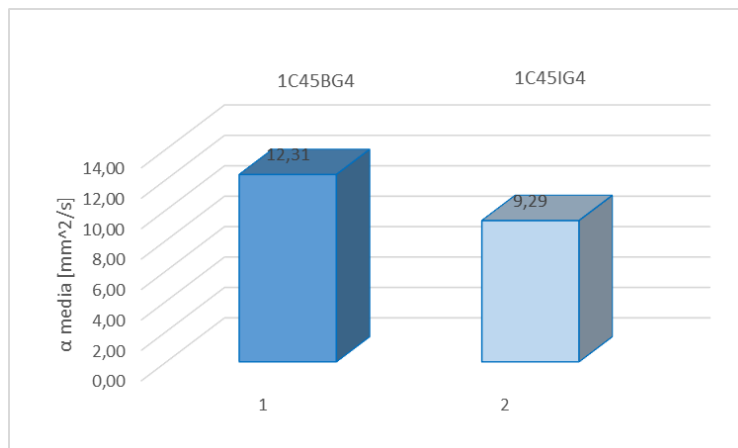


Figura 119 - diffusività termica misurata tramite TA pre e post trattamento di tempra ad induzione (C45)

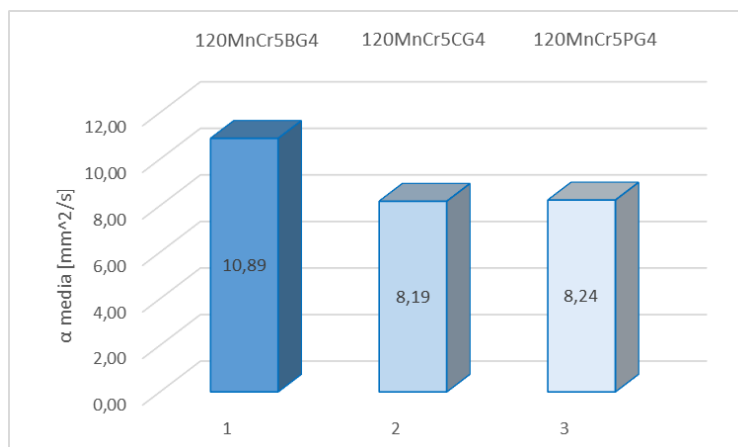


Figura 120 - diffusività termica misurata tramite TA pre e post trattamento di cementazione e pallinatura (20MnCr5)

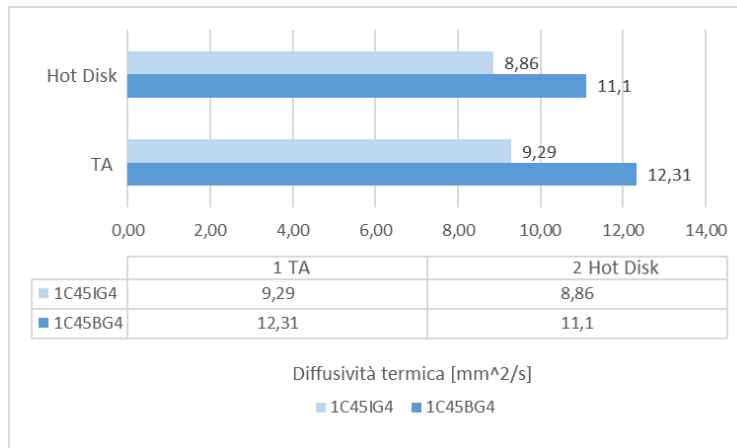


Figura 121- diffusività termica C45, TA vs. Hot Disk

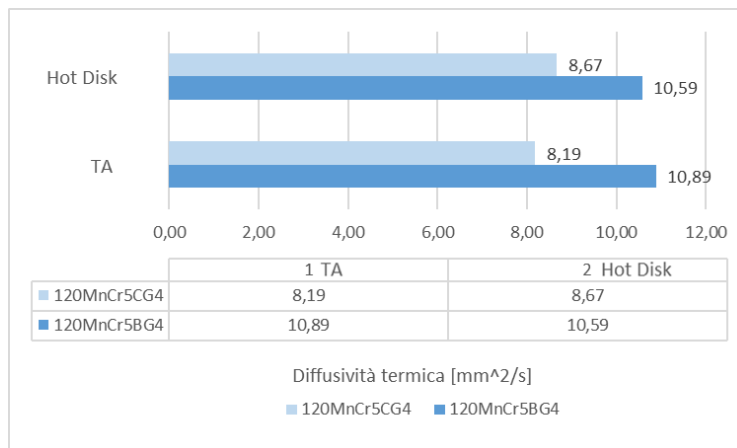


Figura 122 - diffusività termica 20MnCr5, TA vs. Hot Disk

Si riportano, dunque, delle tabelle che caratterizzano a 360° gli ingranaggi, in cui si trovano le misure effettuate per:

- La diffusività termica, pre e post trattamento, misurata per mezzo della termografia attiva (TA);
- I valori medi di durezza superficiale, pre e post trattamento (misure effettuate e riportate nelle tesi di [41] e [42]);
- La densità, pre e post trattamento (misure effettuate e riportate nelle tesi di [41] e [42]);
- Le tensioni residue, pre e post trattamento, misurate per mezzo di un diffrattometro (valori medi).

<i>C45, modulo 4 mm</i>	Materiale base	Materiale temprato
Diffusività termica [mm ² /s]	12,31	9,29
Durezza superficiale [HV]	295,33	474,87
Tensioni residue [MPa]	0	-354
Densità [Kg/m ³]	7839,15	7830,34

<i>20MnCr5, modulo 4 mm</i>	Materiale base	Materiale cementato	Materiale cementato e pallinato
Diffusività termica [mm ² /s]	10,89	8,19	8,24
Durezza superficiale [HV]	262,90	833,45	913,74
Tensioni residue [MPa]	0	-512	-866
Densità [Kg/m ³]	7829,36	7825,25	7826,03

Oltre alla diffusività termica, emergono chiare differenze nella durezza e nello stato di tensioni residue superficiali degli ingranaggi post trattamento termico. L'analisi comparativa indica che gli ingranaggi trattati manifestano una durezza superficiale superiore rispetto a quelli nella loro forma base, ma una diffusività termica nettamente inferiore. Contemporaneamente a tali variazioni si osserva, dopo il trattamento termico, la nascita di uno stato di tensioni residue di compressione favorevole alla resistenza a fatica, all'usura e alle caratteristiche meccaniche dell'ingranaggio.

Tali risultati suggeriscono un impatto significativo del trattamento sulla performance degli ingranaggi. Di seguito si riportano dei grafici che permettono di caratterizzare l'ingranaggio trattato a partire dalla misura della sua diffusività sia in termini di durezza che in termini di stato di tensioni residue superficiali.

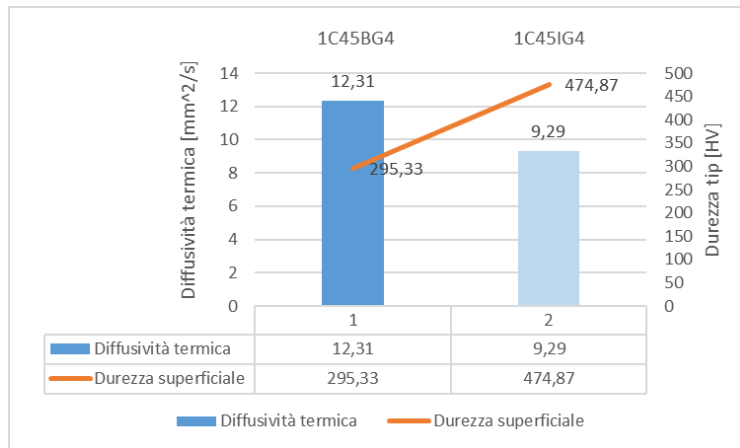


Figura 123 - confronto durezza e diffusività termica, pre e post trattamento tempra ad induzione (C45)

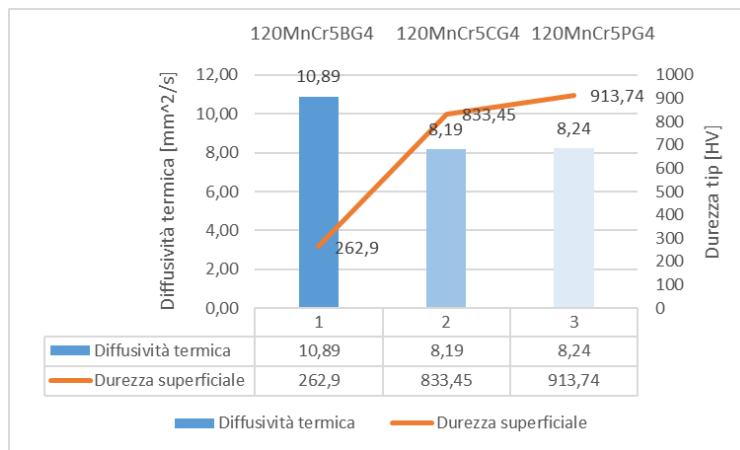


Figura 124 - confronto durezza e diffusività termica, pre e post trattamento di cementazione e di cementazione + pallinatura (20MnCr5)

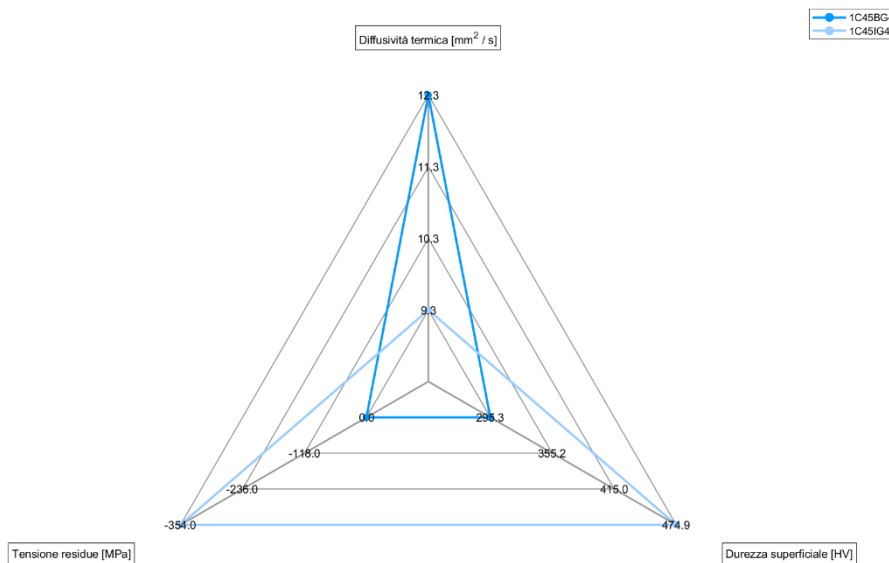


Figura 125 - confronto durezza, diffusività termica e tensioni residue, pre e post trattamento (C45)

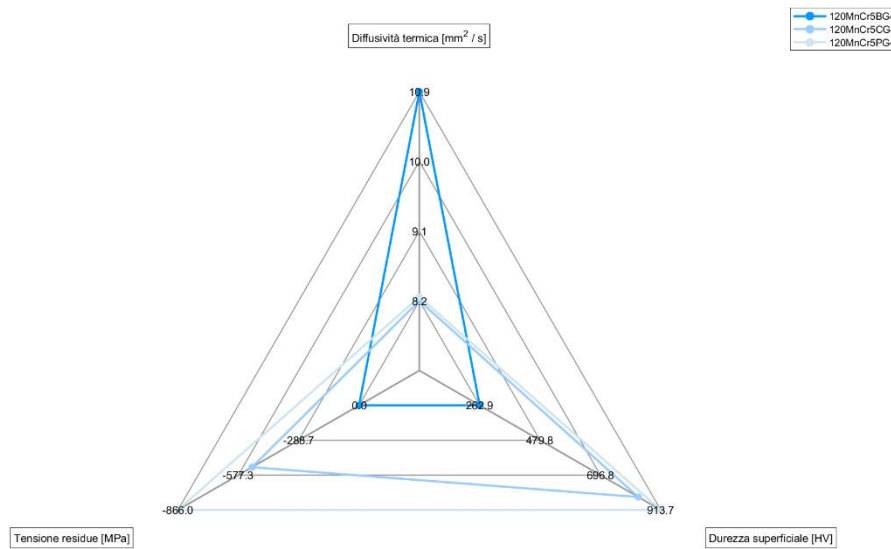


Figura 126 - confronto durezza, diffusività termica e tensioni residue, pre e post trattamento (20MnCr5)

Dunque, si può arrivare alla conclusione che attraverso la valutazione della diffusività termica degli ingranaggi tramite termografia attiva, è possibile discernere con precisione se l'ingranaggio è stato sottoposto, o meno, ad un trattamento superficiale, che sia di natura termica o meccanica. Tale analisi consente quindi di caratterizzare l'ingranaggio in termini di tensioni residue superficiali e di proprietà meccaniche, in maniera NON distruttiva, fornendo così una panoramica dettagliata del suo stato e delle sue caratteristiche fondamentali.

Capitolo 4

Conclusioni e sviluppi futuri

In questa tesi, è stato presentato un metodo per la caratterizzazione non distruttiva dei trattamenti superficiali applicati ad ingranaggi. Il metodo si basa sulla termografia attiva di tipo lock-in e sulla misurazione della diffusività termica. L'ingranaggio viene sottoposto ad un'eccitazione termica modulata da una sorgente laser e la risposta termica superficiale viene misurata mediante una termocamera ad infrarossi. La diffusività termica viene calcolata per mezzo di un algoritmo, implementato su matlab, basato sull'analisi della fase del segnale termografico. La possibilità di passare dal dominio del tempo a quello della frequenza e l'utilizzo di strumenti come la fase del segnale, sono stati di fondamentale importanza per tale studio. La scelta di utilizzare la mappa della fase, anziché quella dell'ampiezza, è dettata dalla necessità di dover eliminare influenze indesiderate, come variazioni locali dell'emissività o riscaldamenti non uniformi. Inoltre, il metodo della fase risulta comunemente utilizzato in letteratura per ricavare i valori di diffusività e questo permette di avere un adeguato background. Nello stato dell'arte sono stati riportati sia i principali metodi non distruttivi di valutazione delle tensioni residue, sia i principi base e le principali applicazioni della termografia, nonché il metodo della fase sopra discusso, evidenziando quanto siano necessari ulteriori studi in tale campo dato l'approccio differente da quelli messi in atto in letteratura.

Il metodo è stato validato su ingranaggi di differenti materiali e geometrie, sottoposti a diversi trattamenti superficiali. I risultati sono stati confrontati con quelli ottenuti mediante la tecnica convenzionale dell'Hot Disk, mostrando una buona concordanza. Inoltre, l'approccio proposto offre una buona ripetibilità nelle misurazioni, evidenziando la robustezza del metodo. Un limite è che il metodo può essere influenzato dal set up sperimentale, richiedendo un'attenta ottimizzazione dei parametri sperimentali. L'ottimizzazione dei parametri sperimentali, tramite il DOE di primo e secondo ordine, ha contribuito a perfezionare l'affidabilità delle analisi termografiche. La fase più critica è risultata quella di ottimizzazione del set-up, richiedendo una valutazione lunga e accurata sia della disposizione della strumentazione che dei parametri di prova.

Il valore di diffusività termica, che è un parametro sensibile alle modifiche microstrutturali indotte dai trattamenti superficiali, funge da indicatore per stimare la

durezza e lo stato di tensioni residue superficiali post trattamento. Tale metodo, non permette di trovare il valore puntuale di tali parametri ma, la mappatura della diffusività termica fornisce informazioni sulle proprietà superficiali dell'ingranaggio. Il metodo è in grado di discriminare con precisione se un ingranaggio è stato sottoposto a trattamento superficiale, che sia esso di natura termica o meccanica. Un ulteriore passo in avanti potrebbe essere quello di trovare una correlazione quantitativa tra il valore della diffusività termica e le proprietà meccaniche dell'ingranaggio, ad esempio costruendo un modello black box che ricevendo in input i valori di diffusività dell'ingranaggio, misurati per mezzo della termografia, mi restituisca in output tutte le informazioni necessarie per una panoramica dettagliata del suo stato e delle sue caratteristiche fondamentali, in termini di stato di tensioni residue e proprietà superficiali come micro-durezza o rugosità.

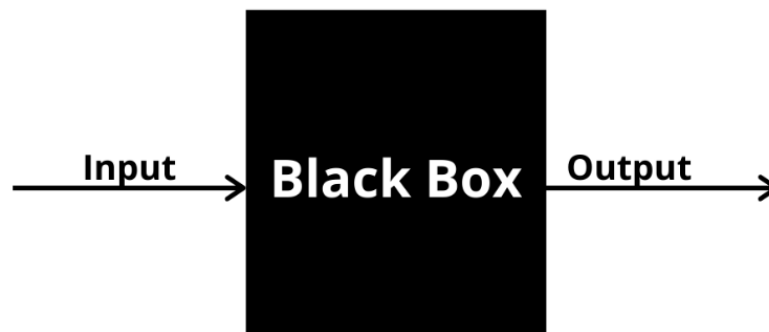


Figura 127 - modello black-box [52]

Tale metodo, risulta vantaggioso per la sua non invasività, per la possibilità di fornire informazioni sia di tipo qualitativo che di tipo quantitativo, e per la capacità di poter essere applicato ai materiali e alle geometrie più differenti. Quest'ultimo, quindi, può avere svariate applicazioni in campo industriale tra cui, il controllo qualità dei trattamenti superficiali applicati ad ingranaggi ma anche ad altri componenti meccanici, e la manutenzione predittiva di componenti industriali. Il campo delle indagini termografiche offre spazi significativi per futuri sviluppi e approfondimenti. L'estensione di questa metodologia a diverse tipologie di trattamenti superficiali e materiali potrebbe fornire una panoramica più completa delle sue potenzialità e limitazioni. Collaborazioni interdisciplinari con esperti in metallurgia, ingegneria dei materiali e termografia potrebbero aprire nuove prospettive per l'applicazione di questa tecnologia in ambiti industriali e di ricerca. Inoltre, il metodo potrebbe essere applicato anche per monitorare l'usura e la fatica e la corrosione dei componenti durante il loro servizio.

Questo lavoro rappresenta una fase embrionale di un'attività di ricerca che si concentra sulla valutazione, in maniera non distruttiva, delle caratteristiche meccaniche e dello stato di tensioni residue post trattamento. Dunque, si può arrivare alla conclusione che attraverso la valutazione della diffusività termica degli ingranaggi tramite termografia attiva, è possibile discernere con precisione se l'ingranaggio è stato sottoposto, o meno, ad un trattamento superficiale, che sia di natura termica o meccanica, fornendo una panoramica dettagliata del suo stato e delle sue caratteristiche fondamentali.

Bibliografia

- [1] H. Bhadeshia, «Material Factors,» in *"Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel"*, Totten, G.; Howes, M; Inoue, T., 2002, pp. 3-10.
- [2] G. Dell'Università, *"sviluppo di procedure numeriche per la simulazione di trattamenti termici ad induzione su manufatti di grandi dimensioni con prevalente sviluppo assiale"*, Tesi di dottorato : Università Federico II di Napoli, anno accademico 2010/2011.
- [3] S. Paoloni, M. Tata, F. Scuderi, F. Mercuri, M. Marinelli e U. Zammit, «"IR thermography characterization of residual stress in plastically deformed metallic components",» *Applied Physics A*, pp. 461-465, 2009.
- [4] R. Rego, C. Löpenhaus, J. Gomes e F. Klocke, «"Residual stress interaction on gear manufacturing",» *Journal of Materials Processing Tech.*, 2018.
- [5] G. S. Schajer e O. C. Ruud, «"Overview of residual stresses and their measurement,» in *"Practical Residual Stress Measurement Methods"*, Gary S. Schajer; John Wiley & Sons, 2013.
- [6] Z. Shao, C. Zhang, Y. Li, H. Shen, D. Zhang, X. Yu e Y. Zhang, «" A Review of non-destructive evaluation (NDE) techniques for residual stress profiling of metallic components in aircraft engines",» *Aerospace*, n. 9, p. 534, 2022.
- [7] P. J. Withers e H. K. Bhadeshia, «"Residual Stress, Part 1: Measurement Techniques",» *Material Science and Technology*, pp. 355-365, 2001.
- [8] W. Reimers, A. B. M. Pyzalla, G. Brusch, D. Dantz e T. Schmackers, «"the use of high-energy synchrotron diffraction for residual stress analyses",» *Journal of material science letters*, n. 18, pp. 581-583, 1999.
- [9] G. Albertini, G. Bruno, F. Fiori, E. Girardin, A. Giuliani, E. Quadrini e F. Romani, «"Neutron diffraction measurements for the determination of heat treatment effectiveness in generating compressive residual stress in an automotive crown gear",» *Physica B, Elsevier*, pp. 925-926, 2000.

- [10] B. Codan, *Modulo 2: Tecnologia dei Materiali*, Università degli studi di Trieste, 2019.
- [11] «TTL, Tecno tempranova Lecchese SRL,» [Online]. Available: <https://www.ttltrattamenti.it/servizi/tempra-ad-induzione>.
- [12] M. P. Groover, *Tecnologia meccanica*, Città Studi, 2014.
- [13] «OpenLearn,» 2018. [Online]. Available: <https://www.open.edu/openlearn/science-maths-technology/engineering-technology/manupedia/induction/flame-hardening>.
- [14] D. V. Rudnev, «Induction Hardening of Gears and Critical Components,» *Gear technology magazine*, 2008.
- [15] «Termostahl,» [Online]. Available: <https://www.termostahl.it/it/esempi-applicativi>.
- [16] «Wikipedia,» 2023. [Online]. Available: [https://it.wikipedia.org/wiki/Perlite_\(metallurgia\)](https://it.wikipedia.org/wiki/Perlite_(metallurgia)).
- [17] «TEMPONI trattamenti termici,» 2021. [Online]. Available: <https://trattamentimetalli.com/microstrutture-acciaio/>.
- [18] «Researchgate,» [Online]. Available: https://www.researchgate.net/figure/Schematic-diagram-of-pearlitic-steel-microstructure_fig1_258162847.
- [19] J. Grum, «Induction Hardening,» in *"Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel"*, Ljubljana, Totten, G.; Howes, M.; Inoue, T., 2002, pp. 220-247.
- [20] H. Fujio, T. Aida, Masumoto, Y. e T. Tsuruki, «"Distortion and residual stresses of gears caused by hardening. Third report, induction hardening of gears made of 535°C Carbon steel",» *Bull. JSME*, vol. 22, n. 169, pp. 1001-1008, 1979.
- [21] M. Vicen, P. Fabian, J. Brocek e M. Drbul, «"how the heat treatment influences changes of dimensions of structural components",» *Applied Engineering Letters*, vol. 3, n. 2, pp. 47-51, 2018.

- [22] W. Jones e P. Alberry, «the role of phase transformation in the development of residual stresses during the welding of some fast reactor steels,» in *"Ferritic Steels for Fast Reactor Steam Generators"*, London, 1978, pp. 471-475.
- [23] «ECOTRE Valente,» [Online]. Available: <https://www.ecotre.it/software/cementazione>.
- [24] T. Réti, «Residual stress in Carburized, carbonitrided, and case-hardened components,» in *"Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel"*, Budapest, Totten, G.; Howes, M.; Inoue, T., pp. 189-208.
- [25] E. Macherauch e O. Vohringer, «"Residual stress after Quenching",» in *theory and technology of Quenching*, Springer-Verlag, 1992, pp. 117-181.
- [26] J. Kritzler e W. Wubbenhorst, «Inducing compressive stresses through controlled shot peening,» in *"Handbook of residual stress and deformation of steel"*, Totten, G.; Howes, M.; Inoue, T., pp. 345-358.
- [27] Y. Lv, D. Gai, Y. Song e X. Ma, «Effect of carburizing and shot peening on the microstructure and surface properties of 17-CrNi6-Mo steel,» vol. 47, n. 1, 2015.
- [28] C. Meola, «"Origin and theory of infrared thermography",» in *Infrared thermography recent advances and future trends*, 2012, pp. 3-28.
- [29] S. Doshvarpassand, C. Wu e W. Xiangyu, «"An overview of corrosion defect characterization using active infrared thermography",» *Elsevier, Infrared Physics & Technology*, 96, pp. 366-389, 2019.
- [30] F. Carpi e D. De Rossi, «"Proprietà ottiche dei tessuti",» in *Fenomeni Bioelettrici*, p. Capitolo 7.
- [31] F. Martellotta, 2014. [Online]. Available: <http://fisicatecnica.pbworks.com/w/page/13977816/09%20Irraggiamento%201>.
- [32] M. Greco, *"Tecnica della termografia attiva applicata a campioni di spessore variabile: studio numerico e sperimentale"*, Politecnico di Torino: Tesi di Laurea Magistrale, 2020/2021.

- [33] C. Ibarra-Castanedo, J.-M. Piau, S. Guilbert, N. P. Avdelidis, M. Genest, A. Bendada e X. P. V. Maldague, «"Comparative study of active thermography techniques for the nondestructive evaluation of honeycomb structure",» *Research in Nondestructive Evaluation*, 20, pp. 1-31, 2009.
- [34] W. Ben Larbi, C. Ibarra-Castanedo, M. Klein, A. Bendada e X. Maldague, «Experimental Comparison of Lock-in and Pulsed Thermography for the Nondestructive Evaluation of Aerospace Materials».
- [35] A. Mendioroz, R. Fuente-Dacal, E. Apinaniz e A. Salazar, «"Thermal diffusivity measurements of thin plates and filaments using lock-in thermography",» *Review of scientific instruments*, 2009.
- [36] L. A. Corica, "*Studio dell'applicabilità del SNR nell'analisi termografica attiva per la caratterizzazione di materiali e difetti nel caso di acciaio e lega di alluminio*", Tesi di Laurea Magistrale : Politecnico di Torino, 2020/2021.
- [37] A. Philipp, N. W. Pech-May, B. A. Kopera, A. M. Lechner, S. Rosenfeldt e M. Retsch, «"Direct measurement of the in-plane thermal diffusivity of semitransparent thin films by lock-in thermography: an extension of the slopes method",» *Anal. Chem.*, n. 91, pp. 8476-8483, 2019.
- [38] D. Baraccani, "*La termografia: una tecnica di controllo non distruttivo*", Alma Mater Studiorum- Università di Bologna, 2011/2012.
- [39] D. e. s. S. DES, *Manuale di istruzioni IRTA 2*, Bari: Diagnostic engineering solutions S.r.l., 2022.
- [40] L. Corsaro, "*Caratterizzazione dei materiali mediante termografia attiva*", Politecnico di Torino: Tesi di Laurea Magistrale, 2019/2020.
- [41] G. Marchese, "*Effetto dei trattamenti di cementazione e pallinatura sul comportamento a pitting degli ingranaggi: un caso applicativo*", Politecnico di Torino: Tesi di Laurea Triennale, 2023.
- [42] A. Di Mario, "*Trattamento termico di tempra a induzione*", Politecnico di Torino: Tesi di Laurea Triennale, 2023.

- [43] R. Zarrillo, *"Usa della termografia attiva per l'analisi di giunti saldati RSW"*, Politecnico di Torino: Tesi di Laurea Magistrale, 2020/2021.
- [44] «edutecnica,» [Online]. Available: <https://www.edutecnica.it/elettronica/fourier/fourier.htm>.
- [45] P. Bonfiglio, *Elementi di Analisi dei segnali, applicazioni in acustica*, Università di Ferrara: ENDIF.
- [46] «SlideServe,» [Online]. Available: <https://www.slideserve.com/sef/analisi-spettrale-nel-dominio-delle-frequenze-powerpoint-ppt-presentation>.
- [47] «Aretèna,» [Online]. Available: <https://www.arena.it/doe-avanzato>.
- [48] «Minitab,» [Online]. Available: <https://support.minitab.com/en-us/minitab/21/help-and-how-to/statistical-modeling/doe/supporting-topics/taguchi-designs/taguchi-designs/>.
- [49] N. Bradley, *"the response surface methodology"*, Indiana University of South Bend: Master's Thesis in applied mathematics & computer science, 2007.
- [50] «Develve,» [Online]. Available: <https://develve.net/Central%20Composite%20design.html>.
- [51] «Minitab,» [Online]. Available: <https://support.minitab.com/en-us/minitab/21/help-and-how-to/statistical-modeling/doe/supporting-topics/response-surface-designs/response-surface-central-composite-and-box-behnken-designs/>.
- [52] «neptune.ai,» [Online]. Available: <https://neptune.ai/blog/explainability-auditability-ml-definitions-techniques-tools>.

