

Politecnico di Torino

Corso di Laurea Magistrale

in Ingegneria Meccanica

Tesi di Laurea Magistrale

**Effetto sulle caratteristiche tensili e sulla
resistenza a fatica di un trattamento T6
innovativo sulla lega $AlSi9Cu3(Fe)$ per
pressocolata**



**Politecnico
di Torino**

Relatore

Prof. Roberto Doglione

Candidato

Paolo Di Geronimo

Anno Accademico 2021/2022

*“La misura dell’intelligenza è
data dalla capacità di cambiare
quando è necessario”*

Albert Einstein

Vorrei dedicare qualche riga a coloro che hanno contribuito alla realizzazione della mia tesi di laurea.

Vorrei innanzitutto ringraziare tutte le aziende e le persone che hanno materialmente contribuito alla realizzazione dei prodotti e delle lavorazioni meccaniche necessarie per lo svolgimento delle prove sperimentali. In particolare, si ringrazia

- Fonderia SL, Manerbio (BS) per la produzione dei getti;
- OCMAS Cervai S.a.s, Torino per le lavorazioni meccaniche;
- Laboratorio NS Prove Non Distruttive, San Francesco al campo (TO) per le radiografie e le consulenze tecniche;
- Sig. Antonio Favero, tecnico di laboratorio del dipartimento DISAT del Politecnico di Torino, per le lavorazioni meccaniche e l'aiuto nella gestione complessiva delle macchine di prova.

Vorrei inoltre ringraziare il mio relatore prof. Roberto Doglione, che mi ha seguito passo dopo passo in questo percorso, grazie al quale ho acquisito competenze e metodologie che mi renderanno un ingegnere migliore.

Ringrazio i miei genitori Elisa e Marco che mi sono sempre stati accanto, con infinita pazienza.

Ringrazio la mia fidanzata Ana per avermi trasmesso la sua forza e la sua determinazione. Grazie per tutto il tempo che mi hai dedicato. Grazie perché ci sei sempre stata.

Grazie a tutti i colleghi che in questi cinque anni hanno condiviso con me ansia e frustrazioni ma anche gioia e successi.

Sommario

1	Introduzione.....	1
2	Die Casting.....	4
3	Produzione dei provini.....	7
3.1	Prima Produzione.....	9
3.2	Seconda Produzione.....	13
4	Trattamenti termici.....	17
5	Prove di trazione.....	28
5.1	Prove su campioni F della prima colata con Cu = 2,4 %.....	30
5.1.1	Prova 1.....	30
5.1.2	Prova 2.....	31
5.1.3	Prova 3.....	32
5.1.4	Analisi delle tre prove.....	33
5.2	Prove su campioni T6* della prima colata con Cu = 2,4 %.....	35
5.2.1	Prova 1.....	35
5.2.2	Prova 2.....	36
5.2.3	Prova 3.....	37
5.2.4	Analisi delle tre prove.....	38
5.3	Prove su campioni F della seconda colata con Cu = 3,2 %.....	40
5.3.1	Prova 1.....	40
5.3.2	Prova 2.....	41
5.3.3	Prova 3.....	41
5.3.4	Prova 4.....	42
5.3.5	Analisi delle tre prove.....	43
5.4	Prove su campioni T6* della seconda colata con Cu = 3,2 %.....	45
5.4.1	Prova 1.....	45
5.4.2	Prova 2.....	46

5.4.3	Prova 3	46
5.4.4	Analisi delle tre prove.....	47
5.5	Prove su campioni T6 seconda colata con solubilizzazione a 460 °C	52
5.6	Analisi coefficiente di resistenza e esponente di strain hardening	55
6	Prove di fatica.....	59
6.1	Prove di fatica a flessione rotante	64
6.1.1	Descrizione macchina di prova	64
6.1.2	Taratura macchina	70
6.1.3	Provette della prima colata	106
6.1.4	Provette della seconda colata.....	117
6.1.5	Confronto prove tra prima e seconda colata.....	120
6.2	Prove di fatica assiale	122
6.2.1	Problema <i>fretting fatigue</i>	124
6.2.2	Provette della prima colata, stato F	127
6.2.3	Provette della seconda colata.....	132
6.2.4	Confronto prove stato F e stato T6*	139
7	Conclusioni e sviluppi futuri	140
8	Appendice.....	144
9	Bibliografia.....	148

Indice delle figure

Figura 1.1 Combinazioni provini	3
Figura 2.1 Schema costruttivo macchina pressofusione a camera fredda [4, Cap. Die Casting].....	5
Figura 2.2 Dettaglio gating system[4, Cap. Die Casting].....	5
Figura 2.3 Curve andamento temporale posizione pistone (a) e pressione (b) durante le varie fasi del processo [4, Cap. Die Casting]	6
Figura 3.1 Disegno stampo, prima produzione.....	9
Figura 3.2 Dettaglio B disegno.....	10
Figura 3.3 Vista 3D dello stampo della prima produzione.....	11
Figura 3.4 Fotografia stampo prima colata.....	11
Figura 3.5 Raggi X di due provini	12
Figura 3.6 Difetto per cavità da ritiro visto al microscopio. (a) vista macro, (b) vista dettagliata con misure del difetto.....	12
Figura 3.7 Disegno stampo seconda produzione	14
Figura 3.8 Fotografia stampo seconda colata	14
Figura 3.9 Radiografie provini seconda produzione	15
Figura 3.10 Confronto radiografie su provini delle due colate.....	16
Figura 4.1 Schema rafforzamento precipitato coerente [7]	17
Figura 4.2 Moto dislocazioni attorno ai precipitati [7].....	18
Figura 4.3 Effetti delle proprietà delle particelle sul rafforzamento [7].....	18
Figura 4.4 Curve di rafforzamento per precipitazione di leghe binarie Al-Cu [6].....	19
Figura 4.5 Trattamento termico T6: digramma di fase e procedura, tratto da [6].....	20
Figura 4.6 Step del trattamento termico T6 sul diagramma di fase [6].....	21
Figura 4.7 Microstruttura (sinistra) e mappa composizionale del rame (destra) della stessa zona di un provino allo stato F con Cu=2,4%. A sinistra, le fasi secondarie formatesi durante la solidificazione risultano in grigio chiaro. A destra, i punti blu ciano rappresentano la distribuzione del Cu nella microstruttura; singoli punti rappresentano Cu in soluzione solida mentre le zone ad alta densità di punti rispecchiano la presenza di precipitati contenenti Cu. [12]	23
Figura 4.8 Microstruttura (sinistra) e mappa composizionale del rame (destra) della stessa zona di un provino allo stato T6* (solubilizzazione 480 °C per 20 min, tempra in acqua e invecchiamento a 180 °C per 2 ore) con Cu=2,4%. A sinistra, le fasi secondarie	

rimaste non disciolte dal trattamento termico risultano in grigio chiaro. A destra, i punti blu ciano rappresentano la distribuzione del Cu nella microstruttura; i singoli punti rappresentano Cu in soluzione solida e non si osservano cluster di punti che indicherebbero precipitati contenenti Cu. [12]	23
Figura 4.9 Blistering su getti della prima colata.....	24
Figura 4.10 Telaio e sonda temperatura per trattamenti termici.....	24
Figura 4.11 Forno per trattamenti termici	25
Figura 4.12 Grafico andamento temperatura provino durante la solubilizzazione e la tempra	25
Figura 4.13 Grafico andamento temporale temperatura forno (curva blu) e provino (curva rossa) durante l'invecchiamento artificiale	26
Figura 4.14 Andamento temporale temperatura forno (curva blu) e provino (curva rossa) nella fase di solubilizzazione 480 °C per 20 minuti	27
Figura 4.15 Andamento temporale temperatura provino nella fase di invecchiamento 180 °C per 120 minuti	27
Figura 5.1 Set up sperimentale prova di trazione. Provino montato in MTS con estensimetro	28
Figura 5.2 Fotografie grezzi di colata e disegno provino per prove di trazione. (a) grezzo colata prima produzione (b) grezzo colata seconda produzione (c) disegno provino	29
Figura 5.3 Curva di trazione prova 1 F Cu=2,4%	30
Figura 5.4 Curva di trazione prova 2 F Cu=2,4 %	31
Figura 5.5 Curva di trazione prova 3 F Cu=2,4 %	32
Figura 5.6 Confronto curve di trazione provini F Cu=2,4 %	33
Figura 5.7 Curva di trazione prova 1 T6* Cu=2,4 %	35
Figura 5.8 Curva di trazione prova 2 T6* Cu=2,4 %	36
Figura 5.9 Curva di trazione prova 3 T6* Cu=2,4 %	37
Figura 5.10 Curve di trazione provini T6* Cu=2,4 %.....	38
Figura 5.11 Confronto curve di trazione provini F e T6* con Cu=2,4 %	39
Figura 5.12 Curva di trazione anomala prova 1 F, Cu=3,2 %.....	40
Figura 5.13 Curva di trazione prova 2 F Cu=3,2 %	41
Figura 5.14 Curva di trazione prova 3 F Cu=3,2 %	41
Figura 5.15 Curva di trazione prova 4 F Cu=3,2 %	42
Figura 5.16 Curve di trazione provini F Cu=3,2 %.....	43

Figura 5.17 Confronto curve di trazione provini stato F tra prima colata (Cu=2,4%) e seconda colata (Cu=3,2%).....	44
Figura 5.18 Curva di trazione prova 1 T6* Cu=3,2 %	45
Figura 5.19 Curva di trazione prova 2 T6* Cu=3,2 %	46
Figura 5.20 Curva di trazione prova 3 T6* Cu=3,2 %	46
Figura 5.21 Confronto curve trazione provini T6* Cu=3,2 %	47
Figura 5.22 Confronto curve trazione provini trattati T6* al variare della percentuale di rame in lega	49
Figura 5.23 Grafico complessivo di tutte le prove di trazione	50
Figura 5.24 Andamento limite elastico al variare della percentuale di rame nella lega AlSi9Cu3(Fe) in condizione F, [10] [15] [16] [17].....	51
Figura 5.25 Andamento limite elastico al variare della percentuale di rame nella lega AlSi9Cu3(Fe) in condizione T6, [8] [9] [10] [15] [18].....	51
Figura 5.26 Grafico prove di trazione su provini trattati T6'.....	52
Figura 5.27 Curve di trazione stato F, stato T6' e stato T6*.....	54
Figura 5.28 Andamento esponente strain hardening n e coefficiente di resistenza K in funzione del contenuto di Cr per lega AlSi9Cu3(Fe) da HPDC [20]......	56
Figura 5.29 Grafico prove trazione con curva Ramberg-Osgood per lega AlSi9Cu3(Fe) allo stato F	57
Figura 5.30 Andamento esponente strain hardening n e coefficiente di resistenza K per lega AlSi9Cu3(Fe) allo stato T6 al variare della quantità di rame	58
Figura 5.31 Grafico prove trazione con curve Ramberg-Osgood per lega AlSi9Cu3(Fe) allo stato T6*, al variare della quantità di rame	58
Figura 6.1 Flow chart metodo staircase, tratto da [21].....	60
Figura 6.2 Andamento tensioni σ dovute a momento flettente, tratto da [23]......	64
Figura 6.3 Fotografia macchina flessione rotante Schenck.....	64
Figura 6.4 Schema funzionale macchina flessione rotante [24].....	65
Figura 6.5 Schema strutturale del provino: condizione di carico e andamento taglio e momento flettente.....	66
Figura 6.6 Disegno campione nominale per prove su acciaio [24]	67
Figura 6.7 Disegno campione nominale per prove su leghe leggere [24]	68
Figura 6.8 Disegno afferraggio provini [24]	69
Figura 6.9 Set up sperimentale taratura Schenck mediante misurazione freccia	72
Figura 6.10 Schema strutturale provino	73

Figura 6.11 Grafico andamento deflessione in funzione dello stress	74
Figura 6.12 Schema posizionamento indice scala regolazione in discesa.....	75
Figura 6.13 Curva deflessione, sola salita	75
Figura 6.14 Grafico deflessione, differenze col modello teorico	76
Figura 6.15 Disegno provino taratura $\Phi=12$ mm costante	77
Figura 6.16 Confronto curve deflessione sperimentale/teorica provino $\Phi =12$ mm.....	78
Figura 6.17 Curva deflessione sperimentale, seconda scala.....	79
Figura 6.18 Confronto curve deflessione sperimentale/teorica, seconda scala	80
Figura 6.19 Curva deflessione sperimentale, terza scala.....	81
Figura 6.20 Confronto curve deflessione sperimentale/teorica, terza scala	82
Figura 6.21 Curva deflessione complessiva delle tre scale	84
Figura 6.22 Andamento forza misurata con cella di carico, scala 1	86
Figura 6.23 Curve di forza e di tensione, scala 1	86
Figura 6.24 Curve di forza e di tensione, scala 2	88
Figura 6.25 Curve di forza e di tensione, scala 3	89
Figura 6.26 Disegno provino utilizzato per taratura Schenck con strain gauges	94
Figura 6.27 Campione lavorato per ospitare gli strain gauges	94
Figura 6.28 Grafico tensioni misurate tramite SG, scala 1	96
Figura 6.29 Grafico tensioni misurate tramite SG, scala 2.....	97
Figura 6.30 Grafico tensioni misurate tramite SG, scala 3.....	98
Figura 6.31 Grafico tensioni misurate tramite SG, insieme delle tre scale	99
Figura 6.32 Sezione provino lavorato per taratura tramite SG.....	101
Figura 6.33 Immagini rottura nel raccordo provino fatica Schenck: (a) macro 40x (b) ingrandimento lesione superficie 160x (c) dettaglio lesioni superficie 1200x.....	103
Figura 6.34 Immagini rottura nel raccordo provino fatica Schenck: (a) macro 800x della lesione (b) tilt campione a 800x per evidenziare superficie frattura	104
Figura 6.35 Disegno provini fatica flessione rotante seconda colata con diametro centrale 9 mm	104
Figura 6.36 Rottura nella testa provetta fatica flessione rotante. (a) provetta rotta (b) spezzone sinistro testa con grande cavità (c) spezzone destro provino.....	107
Figura 6.37 Dettaglio rottura con misurazione area difetto e calcolo riduzione sezione resistente	108
Figura 6.38 Rottura provetta fatica flessione rotante nel raccordo. (a) provetta rotta (b) dettaglio superficie frattura raccordo.....	108

Figura 6.39 Immagini SEM rottura provetta fatica rotante per grande cavità centrale. (a) macro della superficie di frattura con poro centrale e cricca circonferenziale 44x (b) ingrandimento poro centrale 500x (c) ingrandimento cavità da ritiro con dendriti visibili 2000x	109
Figura 6.40 Difetto irregolare e metodo di valutazione area equivalente, da [1]	122
Figura 6.41 Classificazione dei difetti (inclusioni) in base alla posizione, da [1].....	122
Figura 6.42 Rappresentazione schematica dell'usura e della vita a fatica durante fretting fatigue in funzione dell'ampiezza dello scorrimento ciclico tra le superfici [27]	125
Figura 6.43 Immagine superficie frattura da fretting fatigue	125
Figura 6.44 Preparazione provino per fatica assiale con inserimento calza alluminio e tubo d'acciaio. (a) set up iniziale (b) provino finito.....	126
Figura 6.45 Dettaglio protezione superficie provino con calza d'alluminio.....	126
Figura 6.46 Disegno provini fatica assiale prima colata	128
Figura 6.47 Misura rugosità superficiale campione tornito per prove fatica assiale con rugosimetro portatile	128
Figura 6.48 Tabella punti staircase fatica assiale, stato F prima colata	130
Figura 6.49 Disegno provini fatica assiale seconda colata.....	132
Figura 6.50 Distribuzione difetti provini T6* seconda colata	136
Figura 6.51 Andamento limite fatica a 10 Mcicli in funzione della dimensione caratteristica del difetto	137

Indice delle tabelle

Tabella 3.1 Caratteristiche macchina per presso colata.....	9
Tabella 3.2 Composizione chimica (% in massa) della prima colata.....	13
Tabella 3.3 Composizione chimica (% in massa) della seconda colata	16
Tabella 4.1 Scelta temperature e tempi per trattamento termico T6*	22
Tabella 5.1 Dati prova di trazione 1 F Cu=2,4 %.....	30
Tabella 5.2 Dati prova di trazione 2 F Cu=2,4 %.....	31
Tabella 5.3 Dati prova di trazione 3 F Cu=2,4 %.....	32
Tabella 5.4 Analisi dati trazione F Cu=2,4 %	34
Tabella 5.5 Caratteristiche meccaniche lega EN AB 46000	34
Tabella 5.6 Dati prova di trazione 1 T6* Cu=2,4 %	35
Tabella 5.7 Dati prova di trazione 2 T6* Cu=2,4 %	36
Tabella 5.8 Dati prova di trazione 3 T6* Cu=2,4 %	37
Tabella 5.9 Analisi dati trazione T6* Cu=2,4 %	38
Tabella 5.10 Confronto caratteristiche meccaniche tra stato F e stato T6* con Cu=2,4%	38
Tabella 5.11 Variazioni percentuali caratteristiche meccaniche tra stato F e stato T6* con Cu=2,4 %	39
Tabella 5.12 Dati prova di trazione 2 F Cu=3,2 %.....	41
Tabella 5.13 Dati prova di trazione 3 F Cu=3,2 %.....	42
Tabella 5.14 Dati prova di trazione 4 F Cu=3,2 %.....	42
Tabella 5.15 Analisi dati trazione F Cu=3,2 %	43
Tabella 5.16 Confronto caratteristiche meccaniche stato F tra le due colate al variare della percentuale di rame presente in lega.....	44
Tabella 5.17 Incrementi percentuali caratteristiche meccaniche stato F tra prima e seconda colata.....	44
Tabella 5.18 Dati prova di trazione 1 T6* Cu=3,2 %	45
Tabella 5.19 Dati prova di trazione 2 T6* Cu=3,2 %	46
Tabella 5.20 Dati prova di trazione 3 T6* Cu=3,2 %	46
Tabella 5.21 Analisi dati trazione T6* Cu=3,2 %	47
Tabella 5.22 Confronto caratteristiche meccaniche stato F e stato T6*	47
Tabella 5.23 Variazioni percentuali caratteristiche meccaniche tra stato F e stato T6* con Cu=3,2 %	48

Tabella 5.24 Confronto caratteristiche meccaniche stato T6* tra le due colate al variare della percentuale di rame presente in lega.....	48
Tabella 5.25 Incrementi percentuali caratteristiche meccaniche stato T6* tra prima e seconda colata.....	48
Tabella 5.26 Parametri temperatura-tempo trattamento termico T6'.....	52
Tabella 5.27 Confronto caratteristiche meccaniche stato F e stato T6' con Cu=3,2 %..	53
Tabella 5.28 Variazioni percentuali caratteristiche meccaniche tra stato F e stato T6' con Cu=3,2 %.....	53
Tabella 5.29 Confronto rafforzamenti percentuali proprietà tensili al variare del trattamento T6 (temperatura di solubilizzazione) rispetto allo stato F.....	53
Tabella 5.30 Esponente n e coefficiente K per lega AlSi9Cu3(Fe) allo stato F con Cu=3,2 %.....	56
Tabella 5.31 Esponente n e coefficiente K per lega AlSi9Cu3(Fe) allo stato T6* con Cu=2,4 %.....	57
Tabella 5.32 Esponente n e coefficiente K per lega AlSi9Cu3(Fe) allo stato T6* con Cu=3,2 %.....	57
Tabella 6.1 Misure rugosità superficiale grezzi di colata.....	62
Tabella 6.2 Misure rugosità superficiale tratto passaggio pietra d'india per sbavatura..	63
Tabella 6.3 Confronto pendenze deflessione sperimentale e teorica provino nominale	76
Tabella 6.4 Confronto pendenze deflessione sperimentale e teorica provino $\Phi = 12$ mm.....	78
Tabella 6.5 Confronto pendenze deflessione sperimentale e teorica, seconda scala.....	80
Tabella 6.6 Confronto pendenze deflessione sperimentale e teorica, terza scala.....	82
Tabella 6.7 Confronto curve deflessione sperimentali delle tre scale.....	83
Tabella 6.8 Dati forze e stress ricavate dalla misura con cella di carico, scala 1.....	85
Tabella 6.9 Confronto coefficiente proporzionalità tra indice di scala e tensione, scala 1.....	87
Tabella 6.10 Dati forze e stress ricavate dalla misura con cella di carico, scala 2.....	87
Tabella 6.11 Confronto coefficiente proporzionalità tra indice di scala e tensione, scala 2.....	88
Tabella 6.12 Dati forze e stress ricavate dalla misura con cella di carico, scala 3.....	89
Tabella 6.13 Confronto coefficiente proporzionalità tra indice di scala e tensione, scala 3.....	90
Tabella 6.14 Confronto curve di regolazione con taratura mediante cella di carico.....	90

Tabella 6.15 Equazioni di regolazione delle tre scale, provino lavorato per SG	100
Tabella 6.16 Equazioni di regolazione provino di fatica $\Phi=9,42$ mm	102
Tabella 6.17 Confronto curve di regolazione: taratura con load cell e con SG.....	102
Tabella 6.18 Equazioni di regolazione provino di fatica $\Phi=9$ mm	105
Tabella 6.19 Analisi numero provini utilizzati per staircase flessione rotante prima colata, stato F.....	106
Tabella 6.20 Analisi cause rotture invalide staircase flessione rotante prima colata, stato F	106
Tabella 6.21 Conversione carichi da curva carico nominale a curva carico ricavata con taratura	110
Tabella 6.22 Tabella punti staircase flessione rotante, stato F prima colata	110
Tabella 6.23 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard, stato F prima colata.....	110
Tabella 6.24 Andamento resistenza a fatica al variare della probabilità dell'evento di rottura e del livello di fiducia, stato F prima colata.....	111
Tabella 6.25 Analisi numero provini utilizzati per staircase flessione rotante prima colata, stato T6*.....	112
Tabella 6.26 Analisi cause rotture invalide staircase flessione rotante prima colata, stato T6*	112
Tabella 6.27 Tabella punti staircase flessione rotante, stato T6* prima colata.....	113
Tabella 6.28 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard, stato T6* prima colata.....	113
Tabella 6.29 Andamento resistenza a fatica al variare della probabilità dell'evento di rottura e del livello di fiducia, stato T6* prima colata	114
Tabella 6.30 Confronto resistenza a fatica al variare della probabilità di rottura e del livello di fiducia tra stato F e stato T6*, prima colata	115
Tabella 6.31 Confronto valor medio e deviazione standard staircase fatica flessione rotante stato F e stato T6*, prima colata.....	116
Tabella 6.32 Analisi numero provini utilizzati per staircase flessione rotante seconda colata.....	117
Tabella 6.33 Analisi cause rotture invalide staircase flessione rotante seconda colata	117
Tabella 6.34 Tabella punti staircase flessione rotante, stato F seconda colata.....	118
Tabella 6.35 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard, stato F seconda colata	118

Tabella 6.36 Andamento limite di fatica al variare della probabilità dell'evento e del livello di fiducia fatica flessione rotante seconda colata	119
Tabella 6.37 Confronto resistenza media e deviazione standard staircase flessione rotante stato F al variare della % di Cu	120
Tabella 6.38 Confronto resistenza a fatica al variare della probabilità di rottura P e del livello di fiducia $1-\alpha$ al variare della % di Cu, stato F.....	120
Tabella 6.39 Confronto resistenza media a fatica prove flessione rotante, al variare dello stato del materiale e della % di Cu	121
Tabella 6.40 Analisi numero provini utilizzati per staircase fatica assiale prima colata	129
Tabella 6.41 Analisi cause rotture invalide staircase fatica assiale prima colata	129
Tabella 6.42 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard fatica assiale, stato F prima colata	130
Tabella 6.43 Andamento limite di fatica al variare della probabilità dell'evento e del livello di fiducia, fatica assiale prima colata	131
Tabella 6.44 Confronto resistenza media e deviazione standard allo stato F prima colata al variare della tipologia di prova di fatica	131
Tabella 6.45 Analisi numero provini utilizzati per staircase fatica assiale seconda colata	133
Tabella 6.46 Analisi cause rotture invalide staircase fatica assiale seconda colata	133
Tabella 6.47 Tabella punti staircase fatica assiale, stato F seconda colata	134
Tabella 6.48 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard fatica assiale, stato F seconda colata	134
Tabella 6.49 Andamento limite di fatica al variare della probabilità dell'evento e del livello di fiducia, fatica assiale stato F seconda colata	135
Tabella 6.50 Calcolo parametri statistici popolazione difetti su provini T6* seconda colata.....	136
Tabella 6.51 Tabella punti staircase fatica assiale, stato T6* seconda colata	137
Tabella 6.52 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard fatica assiale, stato T6* seconda colata.....	137
Tabella 6.53 Andamento limite di fatica al variare della probabilità dell'evento e del livello di fiducia, fatica assiale stato T6* seconda colata.....	138
Tabella 6.54 Confronto resistenza fatica media Murakami e staircase	138

Tabella 6.55 Confronto resistenza media e deviazione standard fatica assiale al variare dello stato del materiale.....	139
Tabella 7.1 Incrementi caratteristiche tensili dopo trattamento T6* su lega AlSi9Cu3(Fe) con Cu=3,2 %	140
Tabella 7.2 Confronto finale resistenza media a fatica al variare ella tipologia di prova, stato del materiale e quantità di Cu in lega.....	141
Tabella 8.1 Coefficiente k per il calcolo del limite di tolleranza di una distribuzione normale	144
Tabella 8.2 Dati deflessione scala 1	145
Tabella 8.3 Dati deflessione scala 2	146
Tabella 8.4 Dati deflessione scala 3	147

1 Introduzione

Attualmente si producono molti componenti in lega di *Al* per l'industria dei trasporti ma, fatti salvi particolari come ruote, braccetti di sospensione, supporti motore e pochi altri, che sono effettivamente molto sollecitati e lavorano anche a fatica, il resto sono componenti poco o non sollecitati a fatica. Purtroppo, per le leghe da fonderia di *Al*, quando si entra nel campo della fatica, la diffusa mancanza di conoscenza e dati specifici del materiale, unitamente al fatto che sovente i componenti ottenuti per fusione contengono difetti (come per esempio le porosità), fanno sì che i progettisti giudichino l'*Al* poco affidabile.

Di conseguenza, i componenti progettati in *Al* sono penalizzati con coefficienti di sicurezza molto grandi, che costringono a irrobustire a tal punto le sezioni resistenti delle parti che si perde il vantaggio dell'alleggerimento inizialmente previsto grazie alla minor densità dell'alluminio rispetto all'acciaio. Questo aspetto è specialmente sensibile per i componenti colati a pressione, che sono ritenuti, spesso (ma non sempre) a ragione, particolarmente ricchi di difetti. Sicché si finisce per colare a pressione particolari come carcasse, scatole, coperchi, tubetti, coppe o collettori, tutti poco o nulla sollecitati a fatica in esercizio. Escludendo la trasmissione, vi potrebbero essere altri componenti ciclicamente sollecitati attualmente prodotti in acciaio che potrebbero essere fabbricati colando a pressione leghe di *Al*, se si affrontasse ingegneristicamente la questione della loro resistenza a fatica.

Si rende ora evidente la necessità industriale di una procedura che ha come finalità quella di poter utilizzare componenti in lega di alluminio colati a pressione in applicazioni meccaniche dove siano sollecitati a fatica, e siano caratterizzati da difetti come porosità di dimensioni modeste, ma non trascurabili, che allo stato attuale verrebbero rigettati come scarti perché la massima dimensione del difetto in molti pezzi prodotti supera il limite di accettabilità. Sarebbe quindi possibile ottenere almeno uno dei seguenti vantaggi:

1. la diminuzione netta degli scarti di produzione in pezzi contenenti difetti;
2. la produzione di componenti colati a pressione in lega di *Al* che lavorano a fatica, in sostituzione degli stessi componenti attualmente prodotti in acciaio;
3. l'alleggerimento ulteriore di attuali componenti già in lega di *Al*.

Per rendere applicabile la procedura di cui sopra, è quindi necessario svolgere due studi paralleli:

1. valutazione della resistenza a fatica tenendo conto dei difetti con approcci tipo *Murakami* [1];
2. necessità di aumentare le caratteristiche del metallo stesso.

Per quanto riguarda le caratteristiche resistenziali a fatica del metallo, bisogna considerare l'importanza della resistenza superficiale dei componenti. Questa normalmente si incrementa con un trattamento termico T6 volto a far precipitare nella matrice metallica delle fasi nanometriche rafforzanti che ostacolano il moto delle dislocazioni e aumentano quindi la resistenza meccanica. Tuttavia, per i sopra esposti problemi di difettosità nei componenti prodotti per pressocolata, raramente il T6 è applicato perché dà luogo, durante la fase di solubilizzazione ad alta temperatura, a fenomeni di *blistering*, che spesso rendono inutilizzabili i pezzi a causa del decadimento delle caratteristiche meccaniche e di aspetti estetici.

Si tratta allora di mettere a punto un trattamento T6 mirato, che sarà chiamato T6* nel corso della trattazione del presente elaborato, cioè che porti in soluzione solida a sufficienza gli elementi rafforzanti, evitando allo stesso tempo i fenomeni di *blistering*. Per fare ciò si applica un innovativo processo di solubilizzazione che è caratterizzato da una durata nettamente inferiore rispetto a quanto avviene tradizionalmente per questa fase. Si rimanda al capitolo 4 riguardante i trattamenti termici per la trattazione dettagliata di questo aspetto ma si anticipa che il trattamento T6* è caratterizzato da

1. fase di solubilizzazione a 480 °C per venti minuti;
2. tempra in acqua a temperatura ambiente;
3. invecchiamento artificiale a 180 °C per due ore.

È ora chiaro che avere conoscenza del comportamento a fatica del componente trattato T6* in presenza di difetti, permette anche un alleggerimento dello stesso particolare nei confronti della tradizionale fornitura diretta nello stato F (grezzo di colata), oppure permette di proporre la sostituzione di elementi strutturali attualmente costruiti in acciaio con quelli in lega di alluminio colati a pressione e trattati T6*.

Dal punto di vista sperimentale è necessario dunque condurre delle prove di fatica e dei trattamenti termici volti ad individuare la resistenza a fatica del materiale. Per le

combinazioni che si vengono a creare fra presenza o assenza di difetti e stato del materiale F o T6*, si formano quattro insiemi di provette da testare, come mostrato nella Figura 1.1:

1. provette allo stato di fornitura F (grezzo di colata) e privo di difetti;
2. provette allo stato di fornitura T6* e privo di difetti;
3. provette allo stato di fornitura F e rappresentative della popolazione dei difetti tipici di quella produzione;
4. provette allo stato di fornitura T6* e rappresentative della popolazione dei difetti tipici di quella produzione.

Evidentemente, i risultati delle prove di fatica permettono quindi di valutare l'influenza dei difetti sul comportamento del componente e dei miglioramenti ottenibili con il trattamento termico mirato T6*.

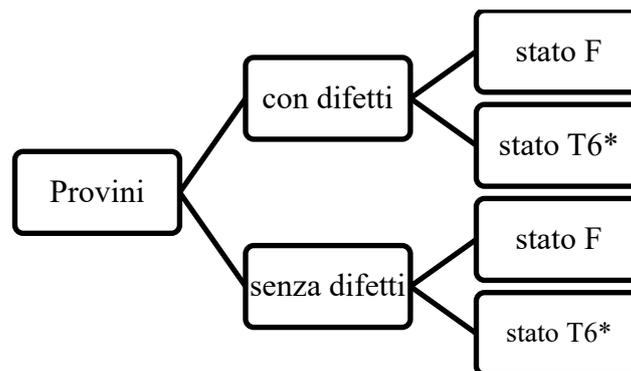


Figura 1.1 Combinazioni provini

Nella presente tesi di laurea magistrale si vuole quindi trattare la resistenza a fatica a dieci milioni di cicli della lega di alluminio da fonderia denominata *EN AC-Al Si9Cu3(Fe)* o *EN AC- 46000* [2] prodotta per pressocolata in camera fredda. Durante la trattazione verranno discussi gli aspetti composizionali della lega necessari per un suo rafforzamento tramite trattamento termico T6* e come questo possa essere calibrato per evitare il fenomeno del *blistering* dovuto alle tipiche porosità derivanti dal processo produttivo. Si condurranno quindi prove sperimentali e si stabilirà la resistenza a fatica del materiale nelle condizioni F (grezzo di colata) e T6*, utilizzando il metodo dello *staircase* [3].

Si è inoltre seguito il processo di fabbricazione delle provette necessarie alle prove di fatica e si discuteranno alcuni problemi riscontrati nella produzione e le azioni correttive prese.

2 Die Casting

La fonderia è un processo produttivo che presenta svariati vantaggi. Il primo può essere quello di poter produrre componenti complessi, virtualmente in qualunque metallo, con dimensioni che possono variare in un range molto ampio dal più piccolo oggetto a fusioni di centinaia di tonnellate. Altri vantaggi risiedono nella possibilità di progettare e disegnare sia la parte interna che la parte esterna dei componenti con la possibilità di scegliere accuratamente dove collocare il materiale per soddisfare diverse esigenze come rigidità, usura e resistenza meccanica. Inoltre, la fonderia offre la più rapida e semplice transizione dal metallo fuso al prodotto finale che oltre tutto presenta, nel caso specifico della colata a pressione, un'ottima apparenza estetica.

Questa grande versatilità ha permesso alla fonderia di occupare i primi posti, in termini di volumi produttivi, tra le industrie produttive nel settore del metallo. Si stima che la fonderia venga usata nel 90% tra tutti i prodotti manifatturieri e per fabbricare macchinari volti ad operare nel settore *manufacturing* [4].

Tra le varie tecniche di fonderia è presente la *die casting*, o pressocolata. Questa tecnica è caratterizzata dalla presenza di una fonte di energia idraulica che impartisce al metallo fuso una elevata velocità permettendogli di occupare rapidamente la cavità dello stampo. Questa elevata velocità intrinseca del processo permette di produrre geometrie complesse e con pareti sottili con notevoli tassi produttivi che si attestano su centinaia di pezzi all'ora (nella produzione dei provini utilizzati per le prove della presente ricerca è stato raggiunto un tasso produttivo a regime di 180 pz/h).

Lo stampo ha importanti funzioni durante il processo: assorbe lo *stress* dell'iniezione ad alta pressione, dissipa il calore del metallo permettendo una rapida solidificazione e favorisce l'estrazione del pezzo formatosi. L'energia idraulica è fornita da un sistema che controlla le grandezze cinematiche dell'attuatore per ottimizzare il flusso di metallo e le condizioni di riempimento dello stampo.

Tra le varianti della pressocolata vi è la tecnica denominata *cold chamber*, o a camera fredda. In questa metodologia si separa il bagno di metallo fuso dall'attuatore ed è richiesta la presenza di un sistema indipendente di alimentazione del metallo che deve essere immediatamente iniettato nello stampo. L'interazione tra l'attuatore idraulico e il

metallo fuso è di pochi secondi; questa minima esposizione permette di poter colare leghe fusibili a temperature moderate come alluminio, rame e alcune leghe ferrose.

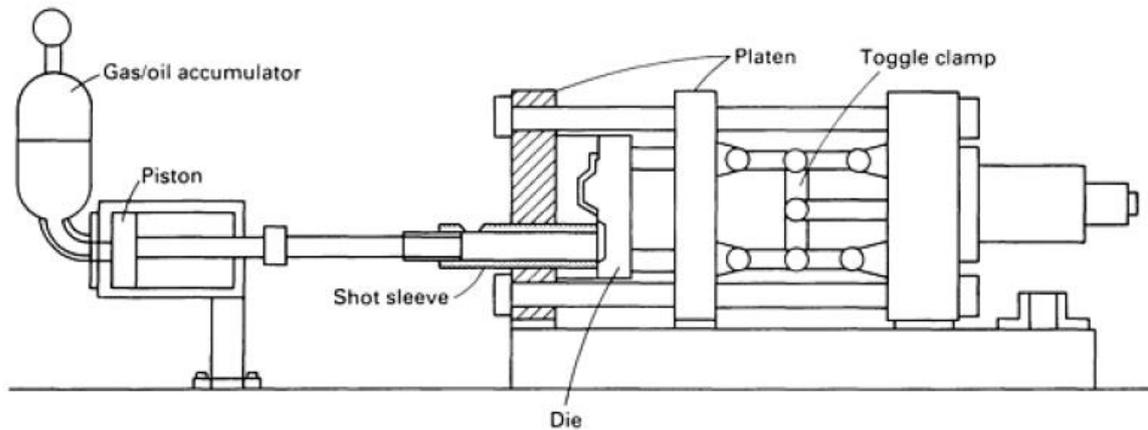


Figura 2.1 Schema costruttivo macchina pressofusione a camera fredda [4, Cap. Die Casting]

Si fornisce un dettaglio della sezione di ingresso del metallo fuso, si esplicita come questo venga spinto all'interno dello stampo grazie all'azione del pistone.

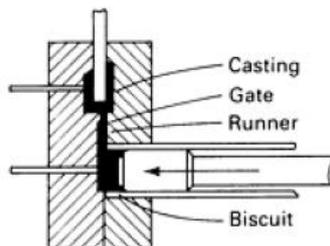


Figura 2.2 Dettaglio gating system [4, Cap. Die Casting]

Il processo della pressocolata in camera fredda può essere diviso in cinque fasi:

1. Riempimento lento (*pre-fill*): immediatamente dopo l'alimentazione della corretta quantità di metallo liquido, il pistone è azionato lentamente per evitare turbolenze e intrappolamento di aria nel canale di alimentazione che in questa fase risulta solo parzialmente riempito;
2. Rapida accelerazione (*cavity fill*): il pistone è comandato in accelerazione per incrementare la velocità di iniezione del metallo nello stampo;
3. Incremento pressione (*intensification*): il pistone è comandato per mantenere elevata la pressione del metallo in modo da forzare il materiale in fase di rapido raffreddamento verso le zone di incipiente ritiro da solidificazione;

4. Mantenimento (*dwell*): il pistone è fermo e la pressione costante in modo da mantenere l'azione di spinta e concludere la solidificazione del metallo dentro lo stampo;
5. Estrazione (*ejection*): lo stampo viene aperto e si estrae il componente solidificato.

Queste fasi possono essere rappresentate con dei grafici che mostrano, seppur in maniera qualitativa, l'andamento della posizione del pistone e della pressione in funzione del tempo trascorso per la produzione del getto.

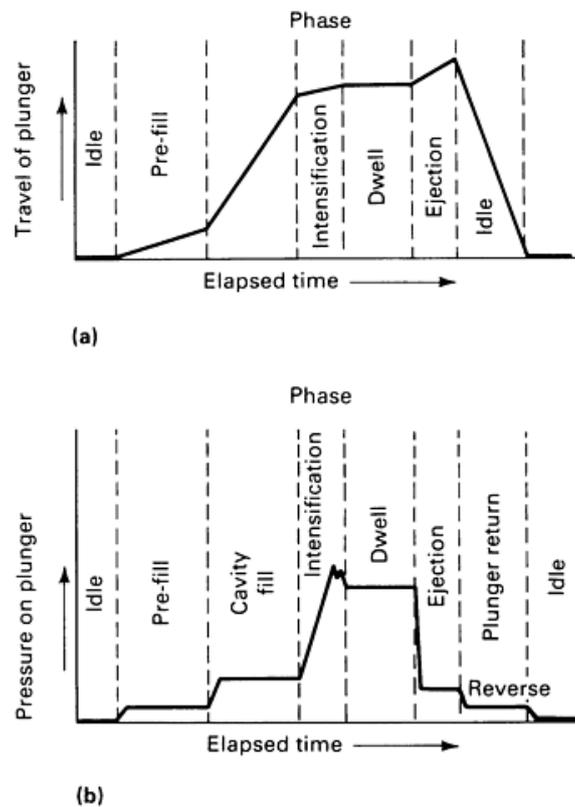


Figura 2.3 Curve andamento temporale posizione pistone (a) e pressione (b) durante le varie fasi del processo [4, Cap. Die Casting]

3 Produzione dei provini

La produzione dei provini richiede di adottare alcuni accorgimenti tipici della fonderia per migliorare la qualità dei getti. In primo luogo, bisogna prestare attenzione alla composizione chimica del materiale di partenza. Poiché questo è, nella stragrande maggioranza dei casi, derivante da rottami (alluminio secondario) la cui composizione chimica è incerta e può presentare elementi deleteri per la qualità del getto, si deve ricorrere ad aggiustamenti nella composizione del bagno. I controlli sulla composizione possono essere di due tipi:

1. Addizione di materiale (elementi o leghe);
2. Purificazione del bagno.

Il primo metodo serve per raggiungere la composizione chimica desiderata e deve essere accompagnato da analisi termo-cinetiche per valutare il tempo necessario alla dissoluzione degli elementi aggiunti considerandone le caratteristiche fisiche (temperatura di fusione, densità, volume, etc.).

Il secondo metodo comporta generalmente notevoli incrementi di costi di produzione e dovrebbe essere quindi preceduto da una attenta selezione del materiale di partenza. La purificazione del bagno è praticata per rimuovere l'idrogeno e altri elementi che sono più elettropositivi dell'alluminio come gli alcali (sali ionici basici di un metallo alcalino/alcalino terroso) e viene effettuata con un flussaggio di gas inerte o ossidante che rimuove gli elementi indesiderati facendoli evaporare e/o ossidare.

L'idrogeno è oggetto di molte attenzioni poiché causa porosità dovute al fatto che esso è praticamente insolubile nel metallo solido e durante la solidificazione viene rigettato dal materiale sotto forma molecolare. La sorgente principale dell'idrogeno è l'umidità atmosferica che, reagendo con l'alluminio del bagno, discioglie H nel liquido:



Lo sviluppo di H_2 può essere ostacolato da una solidificazione rapida come in conchiglia o ancora di più in pressocolata, perché rimane in soluzione solida sovrassatura.

In aggiunta alle sopra elencate raccomandazioni per controllare il bagno sia in termini di composizione che in termini di inquinanti, vi è poi una serie di *regole* da rispettare per garantire una buona qualità nella produzione dei getti. Queste regole sono state organizzate e sintetizzate da *John Campbell*, professore emerito di *Casting Technology*

all'università di *Birmingham UK*, nella sezione [5, Par. The 10 Rules for good castings].

Si riportano ora sinteticamente le dieci regole:

1. *Start with a good-quality melt*: come già osservato in precedenza, la composizione chimica del materiale iniziale e la sua qualità, in termini di assenza di difetti, devono essere il punto di partenza per una buona produzione;
2. *Avoid turbulent entrainment of the surface film on the liquid*: il fronte liquido del metallo non deve avanzare troppo velocemente per non creare turbolenze e inglobare dentro di sé ossidi superficiali. La velocità critica da non eccedere è pari a circa $0,5 \text{ m/s}$;
3. *Avoid laminar entrainment of the surface film on the liquid*: nessuna parte del fronte liquido deve arrestarsi prima del completo riempimento dello stampo, si deve ottenere cioè un processo di riempimento continuo e con verso dal basso verso l'alto;
4. *Avoid bubble entrainment*: nessuna bolla di gas inglobata dal sistema di alimentazione dello stampo deve passare attraverso il metallo liquido. A tale scopo si possono prevedere piccoli volumi del canale di colata;
5. *Avoid core blows*: nessuna bolla di gas presente nello stampo deve passare attraverso il metallo liquido;
6. *Avoid shrinkage*: curare il sistema di alimentazione per evitare ritiri di solidificazione nelle zone strutturali dei getti integrando lo stampo con materozze per far assorbire loro il naturale ritiro da solidificazione, seguire le *Feeding Rules* e adottare modelli numerici di fluidodinamica e solidificazione;
7. *Avoid convection*: problema sentito soprattutto per stampi di spessore intermedio tra sottile e spesso;
8. *Reduce segregation*: verificare la forcella composizionale dei getti;
9. *Reduce residual stress*
10. *Provide location points*: introdurre nello stampo dei punti di prelievo per controlli dimensionali e lavorazioni meccaniche successive

Queste regole incrementerebbero notevolmente la qualità dei prodotti di fonderia ma sono difficilmente recepite dalle realtà industriali a causa di costi di attuazione elevati per modificare gli impianti produttivi.

Per produrre i campioni di questo lavoro di ricerca si sono dovuti affrontare tutti i problemi sopra esposti, purtroppo non è stato possibile adottare ogni precauzione suggerita da *Campbell* ma si è dimostrata l'importanza fondamentale di alcuni aspetti.

Per la produzione dei getti si è utilizzata una macchina di *ITALPRESS*, modello *IP200* con le seguenti caratteristiche principali:

Diametro pistone [mm]	50
Velocità pistone [m/s]	3,5

Tabella 3.1 Caratteristiche macchina per presso colata

3.1 Prima Produzione

In una prima produzione lo stampo era così disegnato:

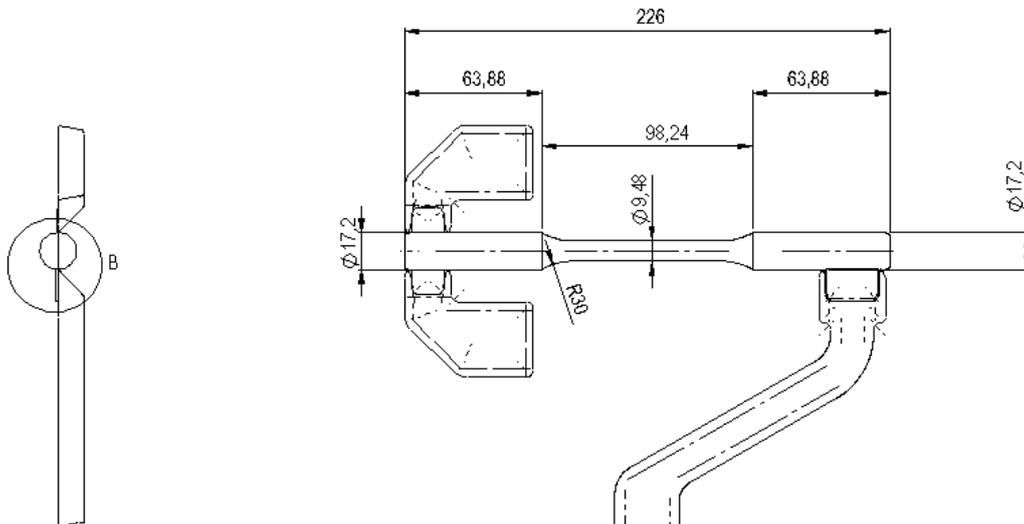


Figura 3.1 Disegno stampo, prima produzione

In questa configurazione si sono riscontrati molti problemi causati da una errata progettazione del canale di alimentazione e dei fagioli (sfoghi laterali sulla testa sinistra del provino che dovrebbero servire per far fuoriuscire l'aria intrappolata). Si riporta una vista del dettaglio B in Figura 3.2:

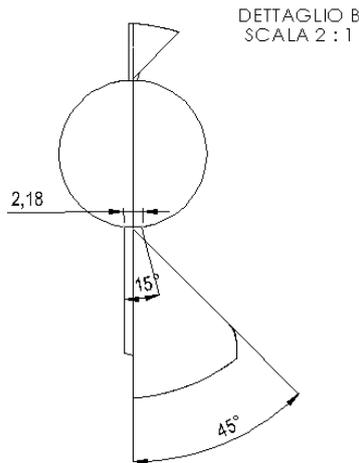


Figura 3.2 Dettaglio B disegno

In questa vista dettagliata si evidenzia come la sezione di ingresso del metallo sia molto ridotta, questa brusca strozzatura si comporta come un condotto convergente che accelera molto il fluido generando uno *spray* ad elevata turbolenza. Questo forte getto in alimentazione dello stampo causa una serie di problematiche:

1. Non si ha un fronte compatto e laminare di avanzamento del liquido ma piuttosto un forte getto di gocce di metallo liquido che ingloba al suo interno una notevole quantità di aria. Non si rispetta la regola numero 2 di *Campbell*, la più importante;
2. Alcune gocce derivanti dallo *spray* impattano inevitabilmente le pareti fredde dello stampo causando le tipiche gocce fredde. Queste si comportano come macro-inclusioni poiché sono porzioni di solido inglobate nel getto ma fisicamente separate dalla matrice del solido con un'interfaccia di ossido;
3. Una così piccola sezione di ingresso si occluderà ben presto a causa della solidificazione del metallo presente. Tale aspetto è anche presente nelle sezioni di sbocco verso i fagioli che hanno una geometria analoga. Queste sezioni, una volta solidificate, inibiranno il passaggio di metallo liquido verso il centro del provino (zona che solidificherà per prima date le minori dimensioni e da cui parte il fronte di solidificazione e di richiamo di fluido) rendendo lo stampo di fatto privo di materozze.

Il motivo tecnologico di tali sezioni così piccole risiede nella necessità industriale di rimuovere velocemente le materozze dal grezzo di colata con piccole forze impulsive generate dalla discesa di un coltello: il grezzo viene prelevato dallo stampo da un robot che successivamente lo posiziona sotto ad un piccolo maglio azionato pneumaticamente.

Si fornisce una vista rifilata 3D dello stampo

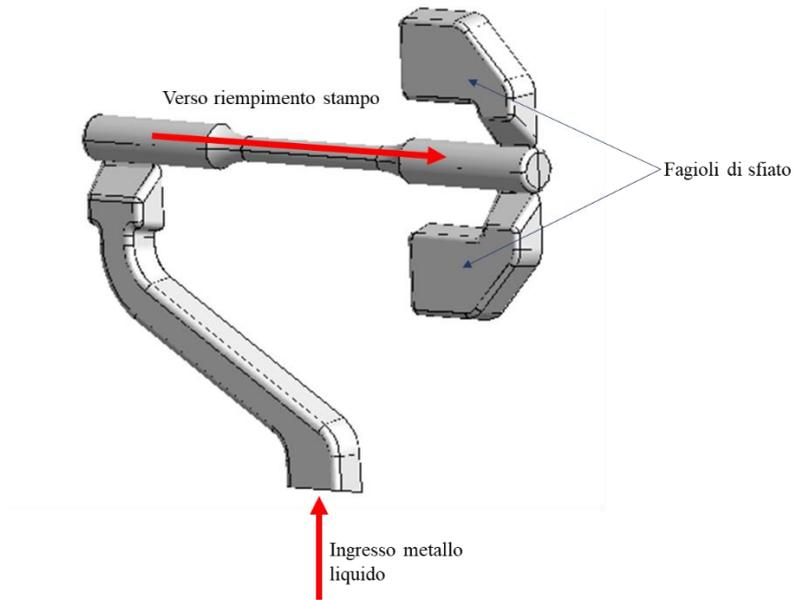


Figura 3.3 Vista 3D dello stampo della prima produzione

Lo stampo montato all'interno della macchina risulta quindi



Figura 3.4 Fotografia stampo prima colata

Questa geometria dello stampo ha portato ad avere moltissimi scarti di provini a causa dell'elevata presenza di porosità di grandi dimensioni e cavità da ritiro. Sono stati eseguiti controlli non distruttivi ai raggi X che dimostrano le problematiche sopra esposte.

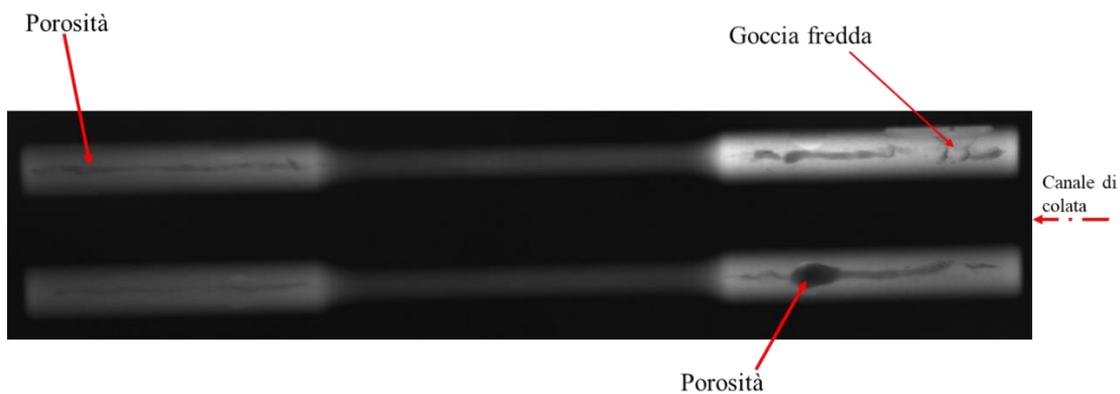


Figura 3.5 Raggi X di due provini

Si evidenzia la dimensione delle bolle di gas intrappolate. Con tali difetti si sono verificate rotture nelle prove di fatica assiale che hanno definitivamente sancito la gravità delle porosità.

Si è analizzata una superficie di rottura al microscopio e successivamente si è analizzata l'immagine tramite un *software* apposito come *ImageJ*.

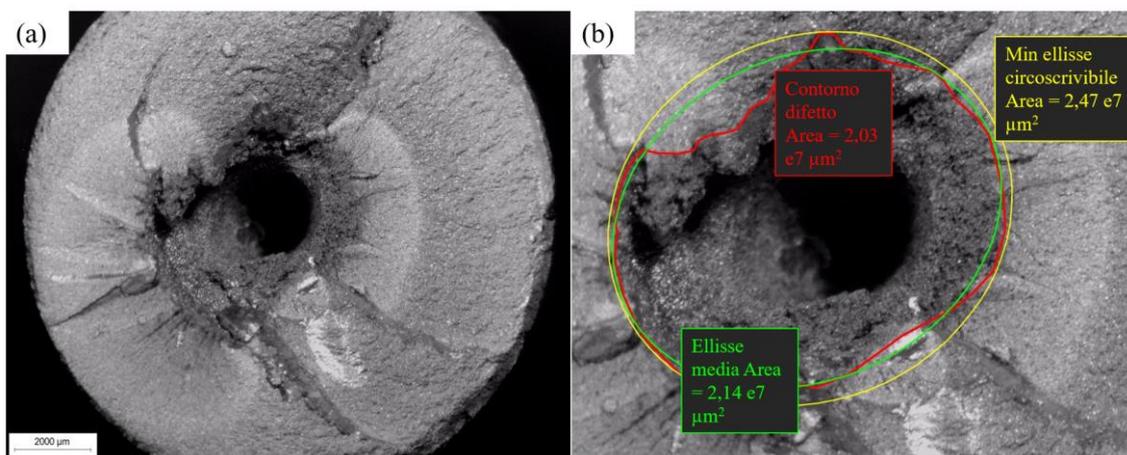


Figura 3.6 Difetto per cavità da ritiro visto al microscopio. (a) vista macro, (b) vista dettagliata con misure del difetto

L'area del difetto, calcolata con l'involuppo esterno della superficie del poro, rappresenta il 12,8% dell'intera sezione resistente.

In questa prima produzione si esegue un'analisi chimica in spettrometria ad emissione ottica sui provini per verificare la composizione chimica della lega; ci si rivolge al laboratorio certificato Accredia n° 1573 Tisco S.R.L. (TO).

I risultati ottenuti sono stati i seguenti:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Al
8.93	0.87	2.39	0.22	0.15	0.08	0.05	0.86	bal.

Tabella 3.2 Composizione chimica (% in massa) della prima colata

3.2 Seconda Produzione

Per migliorare la qualità dei provini si decide di effettuare delle modifiche dello stampo.

Si adattano le seguenti contromisure:

1. Stampo in verticale: si ruota lo stampo di 90° in modo da far avanzare il fronte liquido dal basso verso l'alto. In questo modo durante il riempimento dello stampo l'aria presente all'interno viene spinta e compressa verso l'alto dove troverà uno sfiato apposito. Con questo accorgimento si vuole allontanare il più possibile l'aria dal provino senza possibilità che venga inglobata;
2. Per realizzare quanto sopra, è necessario rallentare notevolmente il flusso in ingresso. Per fare ciò si modifica il canale di colata: si chiude il precedente canale e si apre un canale conico adiacente alla testa inferiore del provino il cui diametro inferiore coincide con il diametro della testa del provino (ambiente in cui sbocca il flusso di metallo). Tale geometria è progettata per ridurre l'effetto di *spray* ad elevata turbolenza e per evitare che manchi alimentazione al getto.
3. Si modifica la geometria dei fagioli allargando la sezione che li mette in comunicazione con il provino. Si sceglie di mettere un solo fagiolo incrementandone il volume.

Queste modifiche portano al seguente disegno della matrice mobile dello stampo:

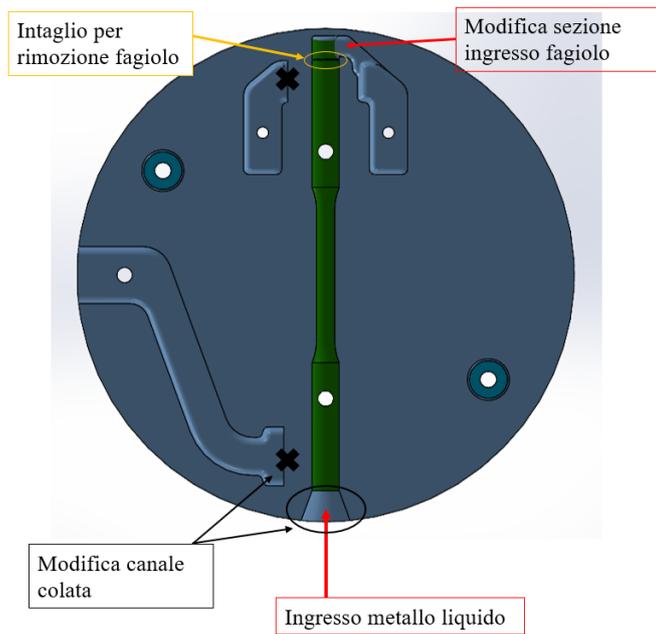


Figura 3.7 Disegno stampo seconda produzione

L'immagine dello stampo modificato risulta



Figura 3.8 Fotografia stampo seconda colata

Lo stampo così modificato ha una sezione di ingresso con diametro

$$\phi_{ingresso\ stampo} = 25,8\ mm$$

Con tale dimensione, applicando la legge di conservazione della massa, si ha una velocità di ingresso nello stampo di

$$v_{ingresso\ stampo} = v_{pistone} \cdot \left(\frac{\phi_{pistone}}{\phi_{ingresso\ stampo}} \right)^2 = 3,5 \left[\frac{m}{s} \right] \cdot \left(\frac{50 [mm]}{25,8 [mm]} \right)^2 = 10,5 \frac{m}{s}$$

A valle della sezione di ingresso nello stampo vi è un tratto conico convergente che termina con la sezione di testa del provino, di diametro $14,2\text{ mm}$, ne consegue che la velocità di ingresso nella sezione di testa del provino è di

$$v_{ingresso\ provino} = v_{pistone} \cdot \left(\frac{\phi_{pistone}}{\phi_{testa\ provino}} \right)^2 = 3,5 \left[\frac{m}{s} \right] \cdot \left(\frac{50 [mm]}{14,2 [mm]} \right)^2 = 43,4 \frac{m}{s}$$

Si evince come le velocità di ingresso nello stampo e nella testa del provino siano notevolmente maggiori alla velocità limite prescritta da *Campbell*.

Ciononostante, dalle radiografie svolte su alcuni provini di questa seconda produzione, si osserva un notevole miglioramento dei getti in termini di difettosità presenti all'interno dei provini, come mostrato dalla sottostante Figura 3.9.

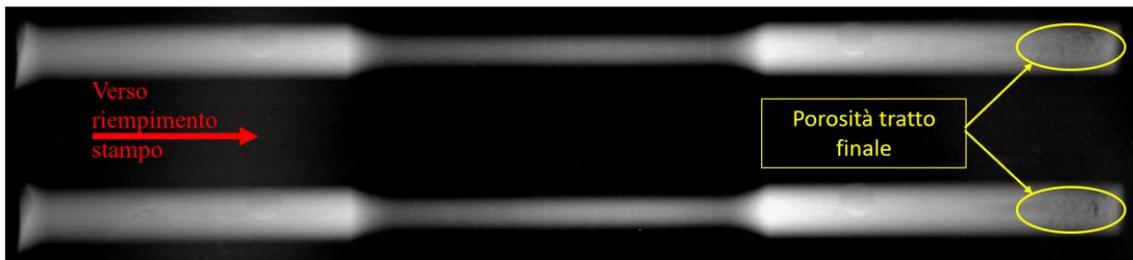


Figura 3.9 Radiografie provini seconda produzione

Si evidenzia come vi siano porosità nel tratto finale del getto, nella zona adiacente al fagiolo. Questo può essere dovuto alla turbolenza che si viene a generare in questa zona a causa del fatto che il fluido deve effettuare un brusco cambio di direzione sboccando nel volume del fagiolo. Si deve però osservare che questa zona sarà parzialmente rimossa dai provini in quanto essi dovranno essere tagliati per rimuovere gli attacchi di colata dal lato sinistro (secondo la radiografia precedente) e gli attacchi al fagiolo dal lato destro. In particolare, dal lato del fagiolo la lunghezza del tratto da rimuovere è di circa 11 mm e tramite il *software* di elaborazione dell'immagine si misura che la lunghezza assiale di questo tratto con le porosità è di 25 mm . Ne consegue dunque che nel provino finito, a seguito della rimozione del tratto eccedente, vi sia una zona critica di porosità lunga circa 14 mm .

A differenza dei provini prodotti nella colata precedente, questi nuovi getti sono quindi quasi del tutto esenti da porosità rilevanti nelle teste. A dimostrazione di ciò, si fornisce un'immagine in Figura 3.10 di comparazione delle radiografie svolte su campioni delle due colate.

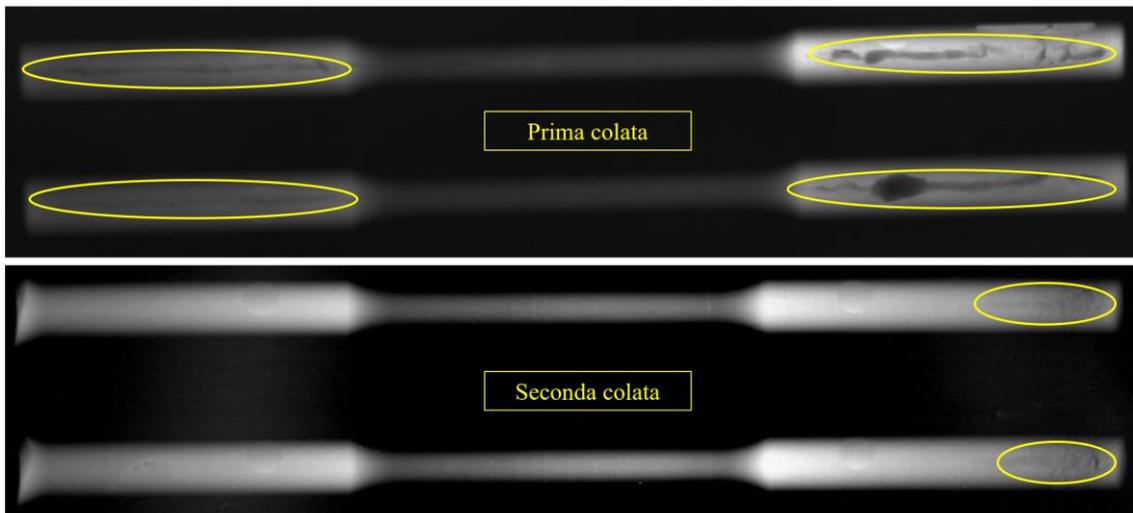


Figura 3.10 Confronto radiografie su provini delle due colate

Risulta evidente il miglioramento complessivo dei getti, i quali sono molto meno affetti da cavità nelle teste. Il tratto centrale ha anche subito lievi miglioramenti ma questi sono difficilmente visibili nelle digitalizzazioni delle radiografie.

Per quanto riguarda la composizione chimica della lega utilizzata in questa seconda colata, si esegue un'analisi chimica in spettrometria ad emissione ottica sui provini; ci si rivolge al laboratorio certificato Accredia n° 1573 Tisco S.R.L. (TO).

I risultati ottenuti sono stati i seguenti:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Al
7.99	0.87	3.18	0.23	0.15	0.07	0.05	0.82	bal.

Tabella 3.3 Composizione chimica (% in massa) della seconda colata

4 Trattamenti termici

La lega oggetto del seguente lavoro di tesi è appartente al gruppo delle leghe trattabili termicamente che aumentano le proprie caratteristiche meccaniche grazie alla precipitazione di particelle submicroscopiche coerenti con la matrice metallica [6].

Si definiscono termicamente trattabili quelle leghe che contengono elementi leganti che diminuiscono la loro solubilità al diminuire della temperatura e che sono in quantità tali da superare la solubilizzazione di equilibrio già a temperatura ambiente. Il meccanismo di rafforzamento per precipitazione coinvolge la formazione di *cluster* di atomi di soluto (coerenti con la matrice metallica, cioè hanno la stessa struttura cristallina della fase solvente). Questi stabilizzano le dislocazioni a causa degli stress interni provocati dalla diversa grandezza tra il solvente e gli atomi del soluto. Quando le dislocazioni sono ancorate e intrappolate ai *cluster* di soluto la lega è considerata rafforzata e indurita.

La coerenza cristallina è importante in quanto genera tensioni tra la particella e la matrice rafforzando ulteriormente il materiale. Uno schema è illustrato nella Figura 4.1 sottostante

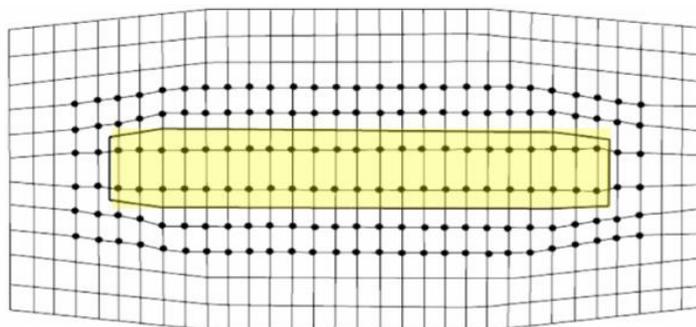


Figura 4.1 Schema rafforzamento precipitato coerente [7]

La presenza di precipitati e il conseguente campo di stress nella matrice attorno alla particella, fornisce maggior resistenza ostacolando e ritardando il moto delle dislocazioni. Il fenomeno può essere descritto qualitativamente dalla seguente Figura 4.2:

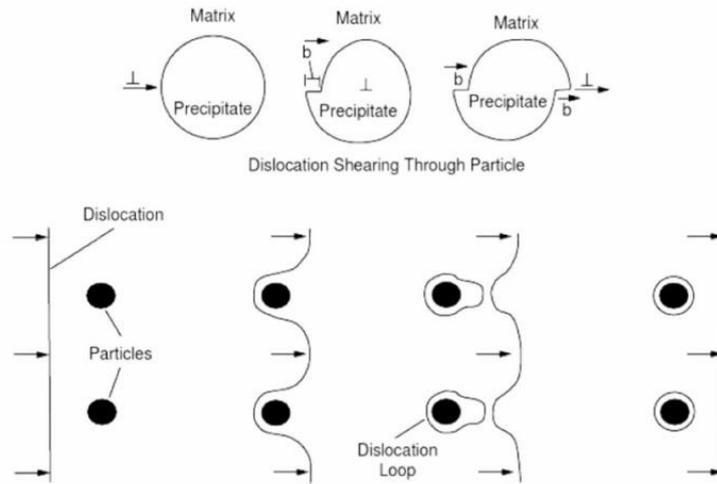


Figura 4.2 Moto dislocazioni attorno ai precipitati [7]

Si vede come le dislocazioni vengano ostacolate dalle particelle precipitate.

Le particelle devono avere delle caratteristiche geometriche e delle proprietà meccaniche adatte al fine di fornire il rafforzamento. Si riassumono, in Figura 4.3, le condizioni generiche dei precipitati:

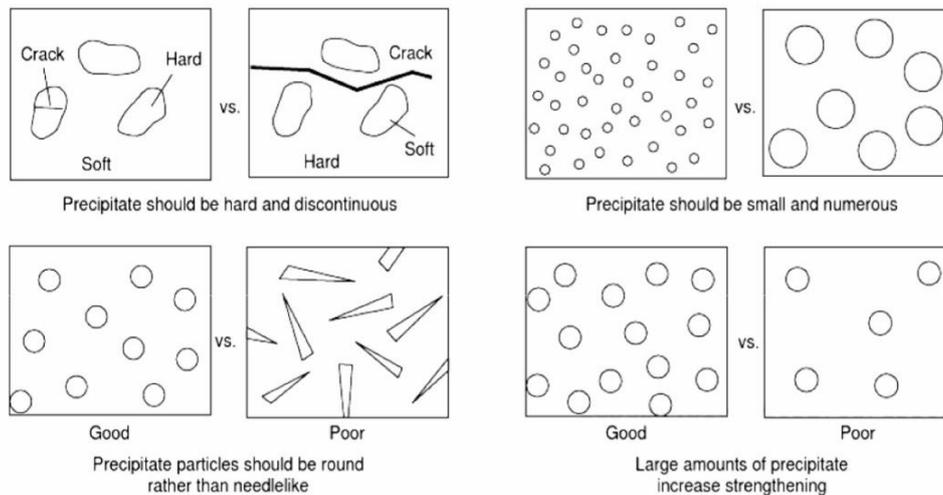


Figura 4.3 Effetti delle proprietà delle particelle sul rafforzamento [7]

Il trattamento termico è composto da tre fasi:

- 1) solubilizzazione: la temperatura deve essere tale da avere il massimo della solubilità del soluto di interesse e della diffusione atomica senza avvicinarsi alla temperatura di fusione delle fasi basso fondenti come quelle eutettiche e a bordo grano. La temperatura di questa prima fase è inoltre dettata da aspetti critici quali: la crescita dei grani, effetti superficiali (*blistering*) e l'economicità industriale del processo. È quindi usuale scegliere temperature prossime alla linea di *solvus* con una decina di

gradi di margine rispetto alla temperatura dell'eutettico (per disomogeneità composizionali vi possono essere fusioni localizzate). Con l'elevata temperatura vi è inoltre l'aumento di vacanze reticolari; queste saranno importanti nella successiva fase di invecchiamento artificiale per aumentare la diffusione del soluto e quindi la precipitazione di seconde fasi con una velocità molto superiore a quella dettata dal coefficiente di diffusione a quella particolare temperatura;

- 2) tempra: rapido raffreddamento in acqua del materiale immediatamente dopo la fase di solubilizzazione. Questa operazione consente di ottenere una soluzione soprasatura di soluto e vacanze reticolari;
- 3) invecchiamento artificiale: in questa fase avviene la precipitazione delle seconde fasi. È svolta ad una temperatura inferiore a quella di *solvus* per non rimandare del soluto in soluzione solida. Inoltre, la temperatura deve essere inferiore alla linea di *solvus* del *gap* di miscibilità delle zone di *Guinier-Preston (GP zones)*. Nel processo di precipitazione si sviluppano inizialmente dei *cluster* di soluto che sono poi coinvolti nella formazione di precipitati di transizione di non equilibrio, denominati θ' . Tali precipitati conferiscono il massimo del rafforzamento. Se si effettua un invecchiamento troppo prolungato i precipitati di transizione si convertono in fasi di equilibrio (incoerenti con la matrice metallica) che addoliscono il materiale facendo osservare un decadimento delle caratteristiche meccaniche.

Si riporta in Figura 4.4, a titolo di esempio, la caratteristica curva di durezza di una lega *Al-Cu* al variare della quantità di soluto e del tempo di invecchiamento.

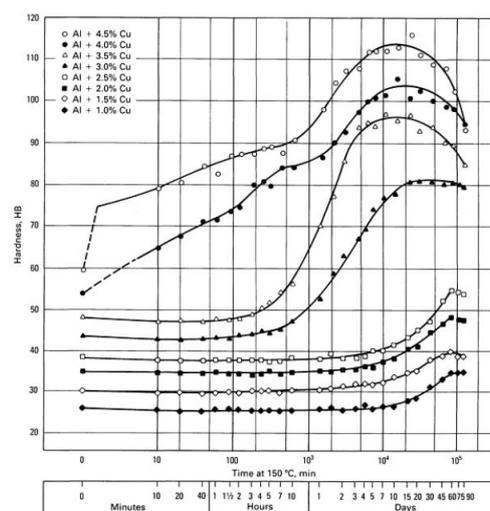


Figura 4.4 Curve di rafforzamento per precipitazione di leghe binarie *Al-Cu* [6]

Riassumendo graficamente le fasi del trattamento si ha la seguente figura

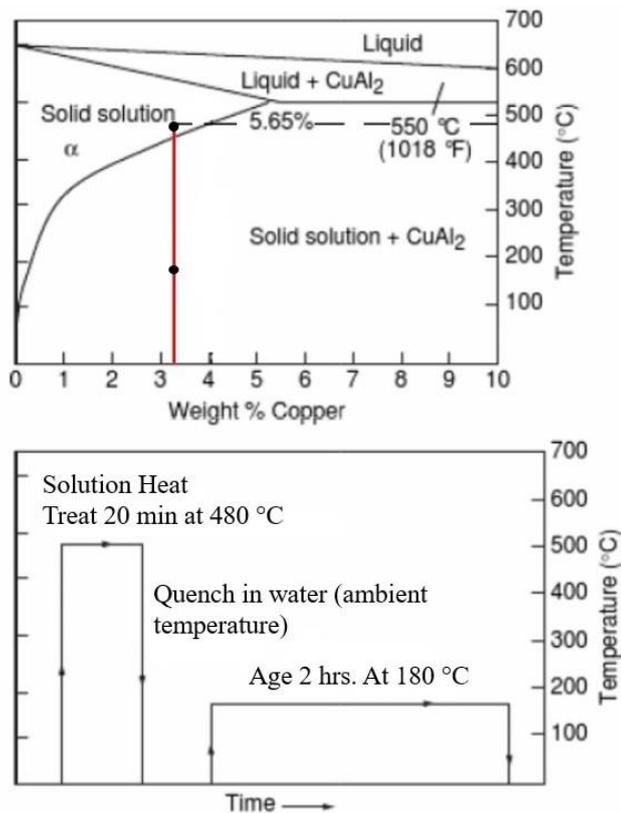


Figura 4.5 Trattamento termico T6: digramma di fase e procedura, tratto da [6]

Nell'invecchiamento si ha una particolare sequenza di precipitazione:

- 1) *cluster* di soluto
- 2) zone *GP*
- 3) precipitati metastabili con strutture di non equilibrio ma cineticamente favorite:
 - 3.1. θ'' , dona il picco di durezza
 - 3.2. θ'
- 4) precipitati di equilibrio θ , ovvero la struttura cristallografica presente nel diagramma di fase alluminio-rame $CuAl_2$.

Il trattamento termico deve ovviamente arrestarsi prima che precipiti la fase di equilibrio θ per non vanificare l'effetto del rafforzamento.

Riportando il trattamento termico nel diagramma di fase *Al-Cu* si possono distinguere le varie fasi:

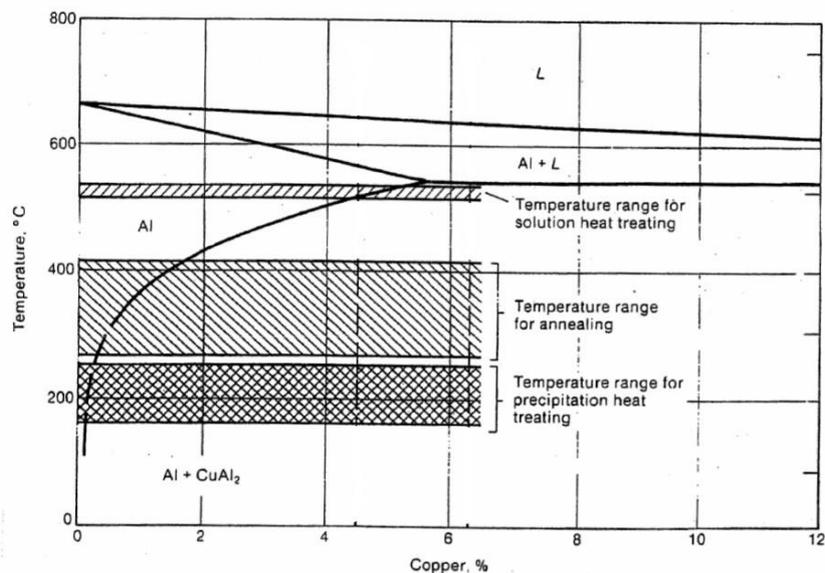


Figura 4.6 Step del trattamento termico T6 sul diagramma di fase [6]

Risulta ora chiara l'importanza della quantità di rame presente nella lega dato che da questo elemento dipende la formazione dei precipitati rafforzanti che conferiscono maggior resistenza al materiale. Il massimo del rafforzamento si ha generalmente tra il 4 e il 6 % di rame contenuto nella lega [6, Cap. General Effects of Alloying]. Questa condizione fa ritenere la prima colata eccessivamente povera di rame (2,4 % come da analisi al quantometro ottico di Tabella 3.2): ci si aspetta un modesto rafforzamento a seguito del trattamento termico. La seconda colata presenta invece una quantità di rame più elevata (3,2 % come da Tabella 3.3) e fa quindi supporre che vi sia maggior rafforzamento. L'effetto della quantità di rame sarà valutato successivamente tramite prove di trazione svolte su provini appartenenti alle due diverse produzioni.

La scelta della coppia temperatura/tempo è di fondamentale importanza per la buona riuscita del trattamento termico. Per quanto riguarda la solubilizzazione, tipicamente si era soliti utilizzare elevate temperature (520 °C) e decine di ore (10-15 ore) per far sì che il rame andasse tutto, o quasi, in soluzione solida. Tuttavia, queste temperature e queste tempistiche causerebbero fenomeni di *blistering* se nei getti ci fossero porosità rilevati, come nel caso dei prodotti da presso colata. Questo perché le bolle di aria presenti all'interno se sottoposte ad elevate temperature si espandono e si accrescono verso la superficie del pezzo; se le porosità sono nel sottopelle dei getti queste emergono dalla superficie del pezzo precludendone le funzionalità meccaniche e gli aspetti estetici.

Questa problematica ha reso, fino ad una quindicina di anni fa, termicamente intrattabili le leghe utilizzate per *HPDC (High Pressure Die Casting)*, come la lega oggetto della presente attività di tesi. Negli ultimi anni, però, è sorta la convinzione che si potessero trattare termicamente anche queste leghe, prendendo accorgimenti sulla fase di solubilizzazione in modo da diminuire le temperature e accorciare i tempi del trattamento pur mantenendo l'attenzione sulla quantità di rame confluita nella soluzione solida. In letteratura vi sono molti studi a riguardo [8] [9] [10] [11], si è svolta un'analisi degli articoli scientifici e si decide di adottare le seguenti coppie tempo/temperatura per definire il trattamento termico ottimizzato chiamato nel presente lavoro di tesi T6*

Fase	Temperatura [°C]	Tempo [min]
<i>Solubilizzazione</i>	480	20
<i>Invecchiamento</i>	180	120

Tabella 4.1 Scelta temperature e tempi per trattamento termico T6*

Per avvalorare la scelta del tempo di solubilizzazione e della relativa temperatura sono state analizzate delle mappe composizionali al *SEM-EDX* di provini derivanti dalla prima colata con $Cu=2,4\%$. Da queste analisi è risultato che:

- un tempo di dieci minuti non è sufficiente a portare tutto il rame in soluzione solida;
- cinquanta minuti di trattamento consentono di ottenere una completa solubilizzazione del rame che infatti non compare più sotto forma di precipitato in alcuna mappa composizionale;
- dopo venti minuti, la solubilizzazione è quasi completa e si mantiene un tempo di trattamento molto breve che allontana il pericolo del *blistering*.

Queste considerazioni si effettuano mediante le sottostanti figure delle mappe composizionali.

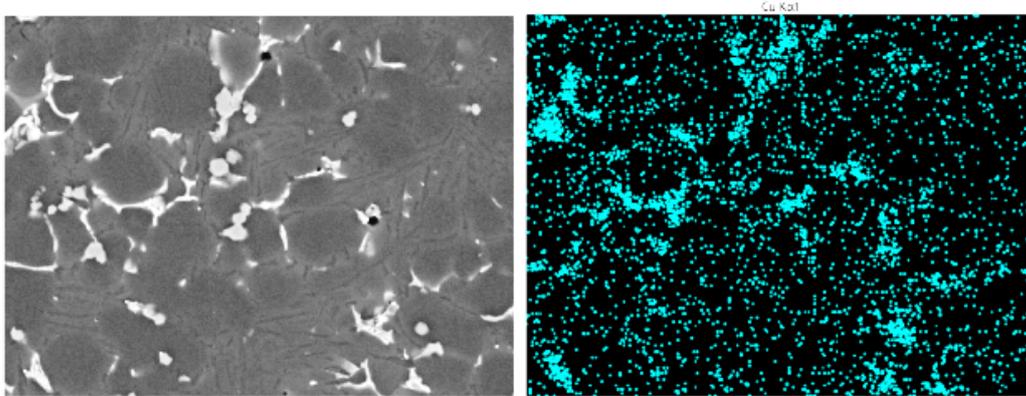


Figura 4.7 Microstruttura (sinistra) e mappa composizionale del rame (destra) della stessa zona di un provino allo stato F con $Cu=2,4\%$. A sinistra, le fasi secondarie formatesi durante la solidificazione risultano in grigio chiaro. A destra, i punti blu ciano rappresentano la distribuzione del Cu nella microstruttura; singoli punti rappresentano Cu in soluzione solida mentre le zone ad alta densità di punti rispecchiano la presenza di precipitati contenenti Cu. [12]

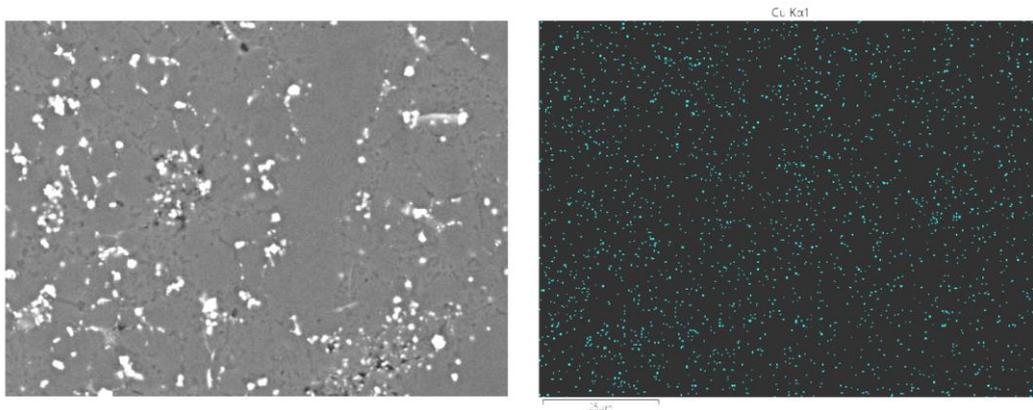


Figura 4.8 Microstruttura (sinistra) e mappa composizionale del rame (destra) della stessa zona di un provino allo stato T6* (solubilizzazione $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 20 min, tempra in acqua e invecchiamento a $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 2 ore) con $Cu=2,4\%$. A sinistra, le fasi secondarie rimaste non disciolte dal trattamento termico risultano in grigio chiaro. A destra, i punti blu ciano rappresentano la distribuzione del Cu nella microstruttura; i singoli punti rappresentano Cu in soluzione solida e non si osservano cluster di punti che indicherebbero precipitati contenenti Cu. [12]

Nonostante la calibrazione della fase di solubilizzazione, le porosità presenti nei getti della prima colata hanno dato origine a fenomeni di *blistering* su alcuni pezzi (comunque una piccola percentuale rispetto a quella che si avrebbe col trattamento non calibrato, circa il 15 %) come mostrato in Figura 4.9.

I provini della seconda colata sono esenti dal fenomeno di *blistering* con il trattamento T6*.

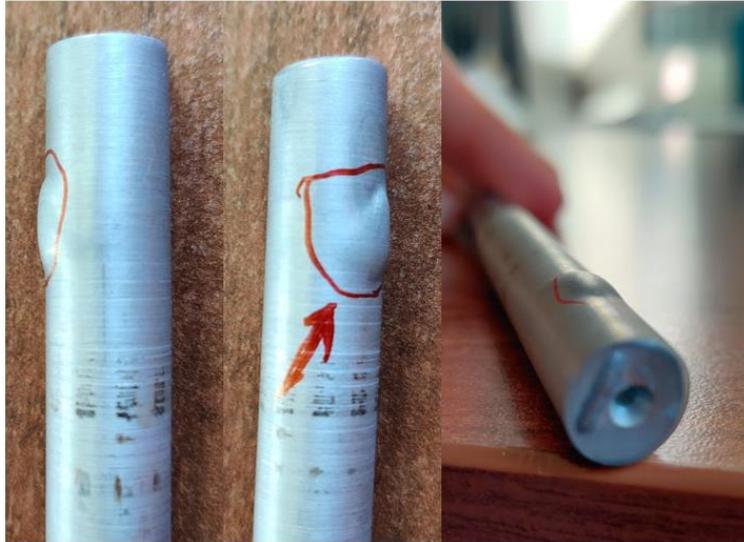


Figura 4.9 Blistering su getti della prima colata

Durante i trattamenti termici si monitora l'andamento della temperatura dei campioni tramite l'utilizzo di termocoppie per accertarsi che il profilo di temperatura sia corretto e che durante il trattamento non vi siano sbalzi di temperatura, per esempio dovuti a mal funzionamenti del forno. In particolare, si utilizza una sonda termica ricavata dalla testa di un campione: si esegue un foro cieco assiale e si inserisce all'interno di questo il cavo della termocoppia. Così facendo si monitora la temperatura al centro dei pezzi.

Dal punto di vista operativo, si costruisce un telaio su cui appendere i campioni da trattare. Si praticano dei fori passanti radiali sulle teste dei provini e successivamente si legano con fil di ferro al telaio. Così facendo i pezzi vengono trattati in verticale minimizzando le possibili distorsioni termiche in fase di solubilizzazione e tempra.

Si riporta un'immagine del *set-up* utilizzato per i trattamenti termici:



Figura 4.10 Telaio e sonda temperatura per trattamenti termici

Per i trattamenti termici si utilizza un forno *Nabertherm* riportato in Figura 4.11



Figura 4.11 Forno per trattamenti termici

Si ottengono grafici che riportano la temperatura dei provini in funzione del tempo di trattamento

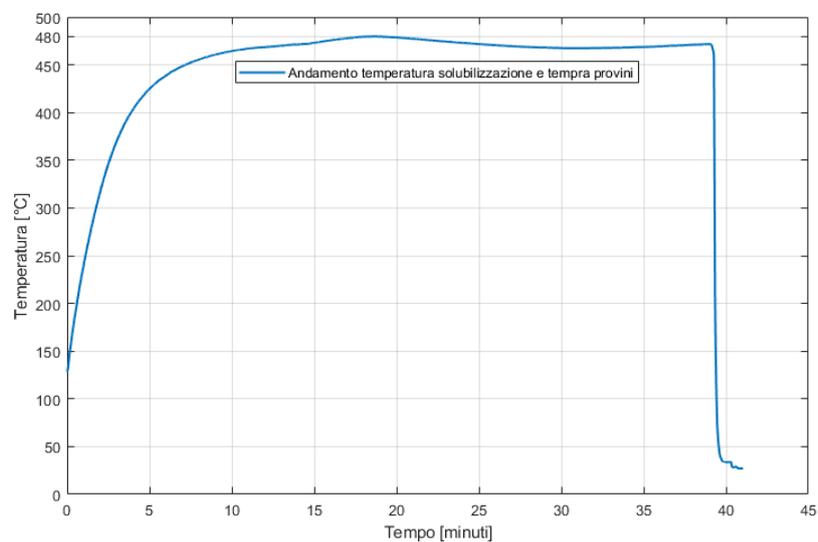


Figura 4.12 Grafico andamento temperatura provino durante la solubilizzazione e la tempra

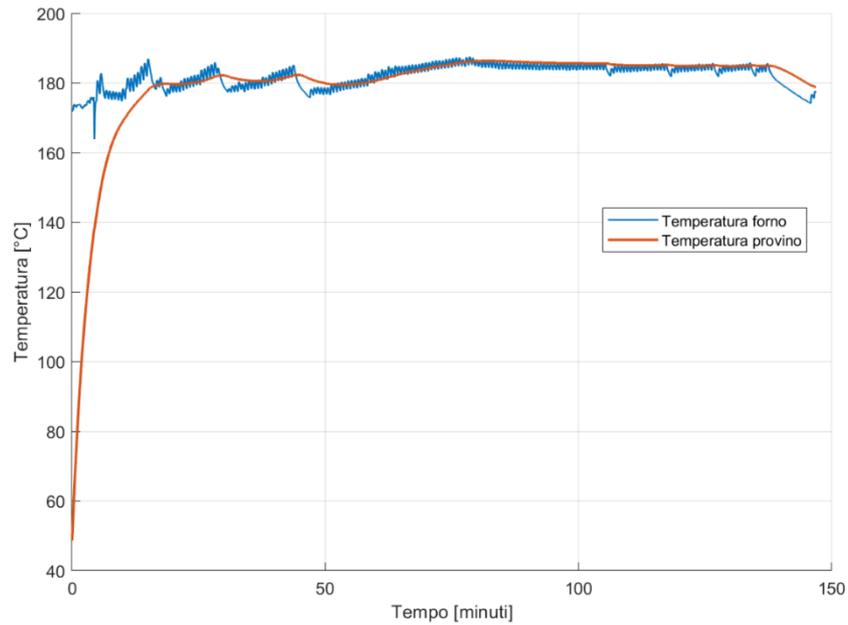


Figura 4.13 Grafico andamento temporale temperatura forno (curva blu) e provino (curva rossa) durante l'invecchiamento artificiale

Si osserva che la regolazione della temperatura non è molto precisa; soprattutto nella fase di invecchiamento il forno ha continue oscillazioni di temperatura attorno al valore impostato. La temperatura del provino segue coerentemente l'andamento di quella del forno. Si ritiene comunque che i trattamenti termici così eseguiti siano validi; in un contesto al di fuori della sperimentazione le temperature dei forni industriali sarebbero ancora meno finemente regolate e controllate.

Dopo alcuni utilizzi del forno si è in grado di controllare più precisamente la temperatura avendo capito il comportamento del controllore del forno; si riportano, a titolo esemplificativo, altre curve di temperatura di solubilizzazione e invecchiamento che dimostrano il corretto rispetto della temperatura impostata.

Curva di solubilizzazione

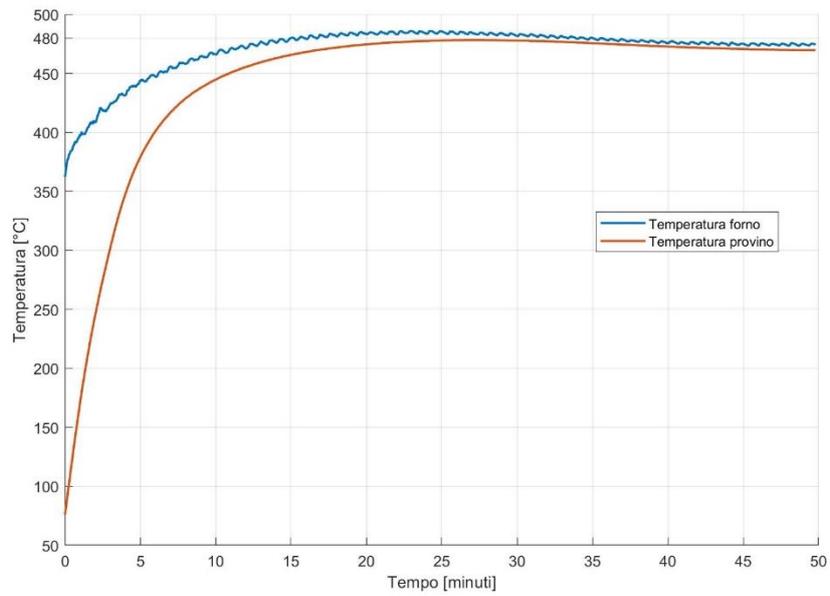


Figura 4.14 Andamento temporale temperatura forno (curva blu) e provino (curva rossa) nella fase di solubilizzazione 480 °C per 20 minuti

Curva di invecchiamento

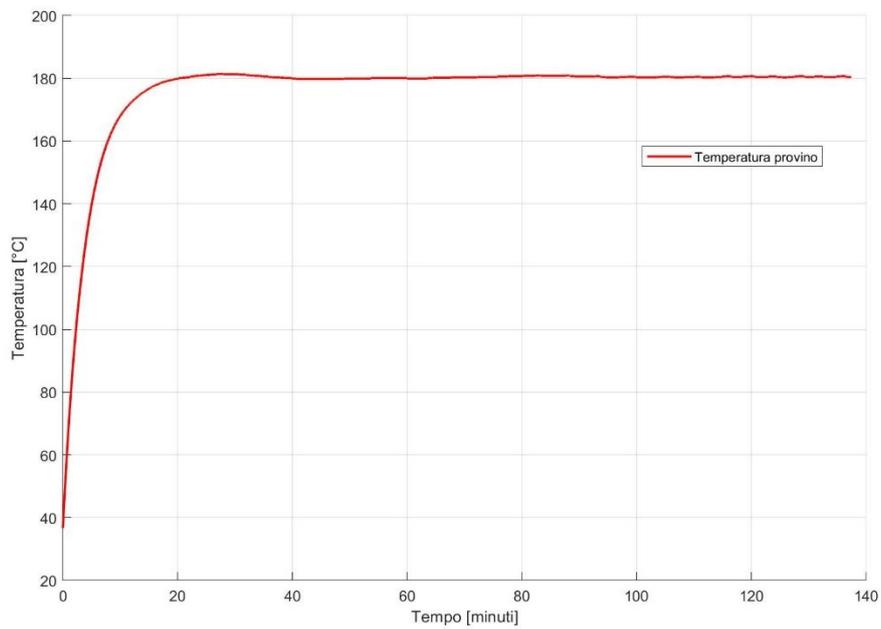


Figura 4.15 Andamento temporale temperatura provino nella fase di invecchiamento 180 °C per 120 minuti

5 Prove di trazione

Per determinare le caratteristiche del materiale quali limite elastico, resistenza a trazione e allungamento a rottura sono state eseguite delle prove di trazione sui provini. Si fa riferimento alla norma *EN ISO 6892-1:2019* [13].

Inizialmente le prove sono state condotte su provini allo stato grezzo senza trattamenti aggiuntivi (stato F) per determinare le caratteristiche del materiale base e capire il punto di partenza in modo da valutare poi le migliori derivanti dai futuri trattamenti termici.

Le prove sono state eseguite con la macchina *MTS* in cui si è controllata la posizione dell'attuatore idraulico in modo da generare uno spostamento imposto controllandone la velocità. Sul tratto centrale del provino è stato montato un estensimetro *MTS* per misurare la deformazione assiale del campione. Si riporta un'immagine dell'apparato sperimentale in Figura 5.1



Figura 5.1 Set up sperimentale prova di trazione. Provino montato in MTS con estensimetro

I provini sono stati ricavati dai grezzi di colata rimuovendo gli attacchi del canale di alimentazione e dei fagioli. Successivamente sono stati sbavati tramite passaggio di una pietra d'india a grana fine. Si riporta un'immagine con la geometria dei pezzi grezzi e col disegno del provino che rispecchia le condizioni di prova

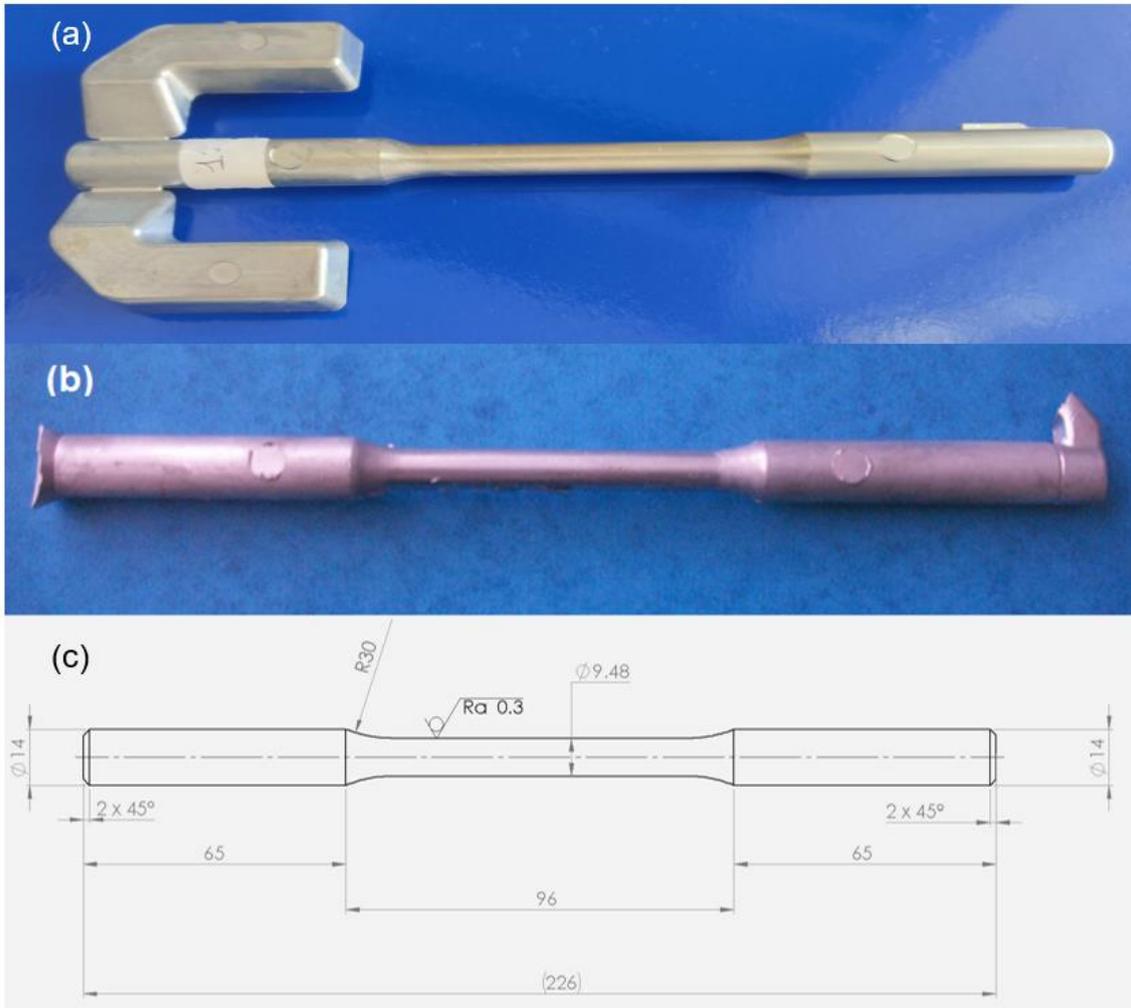


Figura 5.2 Fotografie grezzi di colata e disegno provino per prove di trazione. (a) grezzo colata prima produzione (b) grezzo colata seconda produzione (c) disegno provino

Sono stati eseguiti dei calcoli preliminari, basandosi sulle caratteristiche nominali della lega, per impostare i parametri di prova della macchina.

Le caratteristiche preliminarmente assunte sono state:

- Lunghezza tratto centrale $L_0 = 66 \text{ mm}$;
- allungamento a rottura medio tabellare $A = \frac{\Delta L}{L_0} = 2 \%$;
- velocità di deformazione $\dot{A} = \frac{A}{\Delta t} = 10^{-4} \left[\frac{1}{s} \right]$.

La velocità del pistone risulterebbe quindi

$$v = \frac{\Delta L}{\Delta t} = \frac{A \cdot L_0}{\frac{A}{\dot{A}}} = \dot{A} \cdot L_0 = 10^{-4} \left[\frac{1}{s} \right] \cdot 66 [mm] = 6,6 \cdot 10^{-3} \frac{mm}{s} = 6,6 \frac{\mu m}{s}$$

5.1 Prove su campioni F della prima colata con Cu = 2,4 %

5.1.1 Prova 1

Per la prima prova si imposta una velocità

$$v = 5 \frac{\mu m}{s}$$

che porta la durata della prova a

$$\Delta t = \frac{A \cdot L_0}{v} = \frac{0,02 \cdot 66 [mm]}{5 \cdot 10^{-3} \left[\frac{mm}{s} \right]} = 264 s$$

La curva di trazione ottenuta è riportata in Figura 5.3

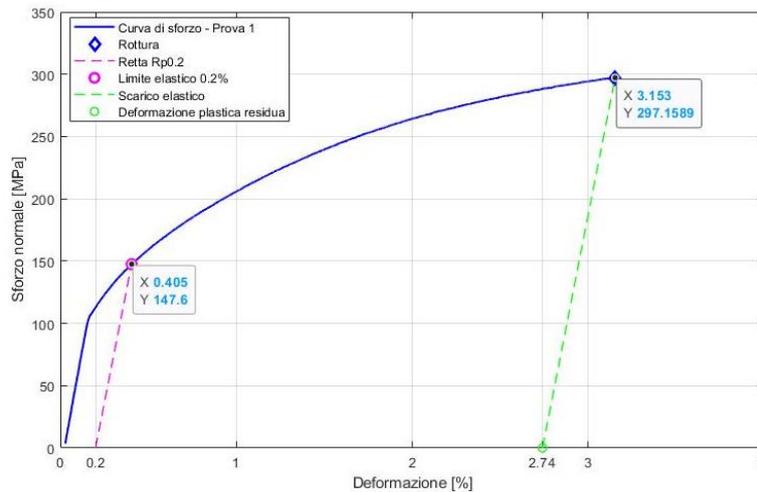


Figura 5.3 Curva di trazione prova 1 F Cu=2,4%

Si ricavano le seguenti proprietà

Curva di trazione – Prova 1	
R _m [MPa]	297
R _{p02} [MPa]	148
A [%]	2,7

Tabella 5.1 Dati prova di trazione 1 F Cu=2,4 %

5.1.2 Prova 2

Nella seconda prova si modifica la velocità dell'attuatore idraulico per velocizzare il test e si imposta

$$v = 10 \frac{\mu m}{s}$$

La curva di trazione ottenuta è riportata in Figura 5.4

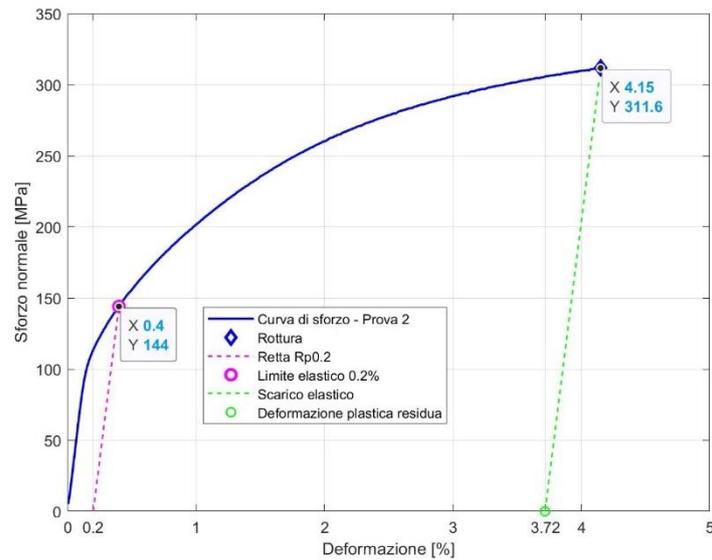


Figura 5.4 Curva di trazione prova 2 F Cu=2,4 %

Le caratteristiche ricavate sono

Curva di trazione – Prova 2	
R _m [MPa]	312
R _{p02} [MPa]	144
A [%]	3,7

Tabella 5.2 Dati prova di trazione 2 F Cu=2,4 %

5.1.3 Prova 3

Nella terza e ultima prova si mantiene la velocità di $10 \mu\text{m/s}$ e si ottiene la seguente curva di trazione di Figura 5.5

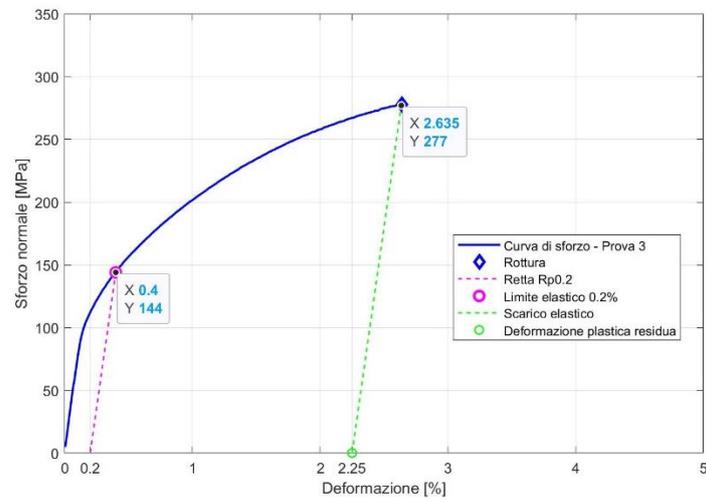


Figura 5.5 Curva di trazione prova 3 F Cu=2,4 %

Le caratteristiche ricavate sono

Curva di trazione – Prova 3	
R_m [MPa]	277
R_{p02} [MPa]	144
A [%]	2,3

Tabella 5.3 Dati prova di trazione 3 F Cu=2,4 %

5.1.4 Analisi delle tre prove

Si riporta in un unico grafico le diverse curve di trazione ottenute

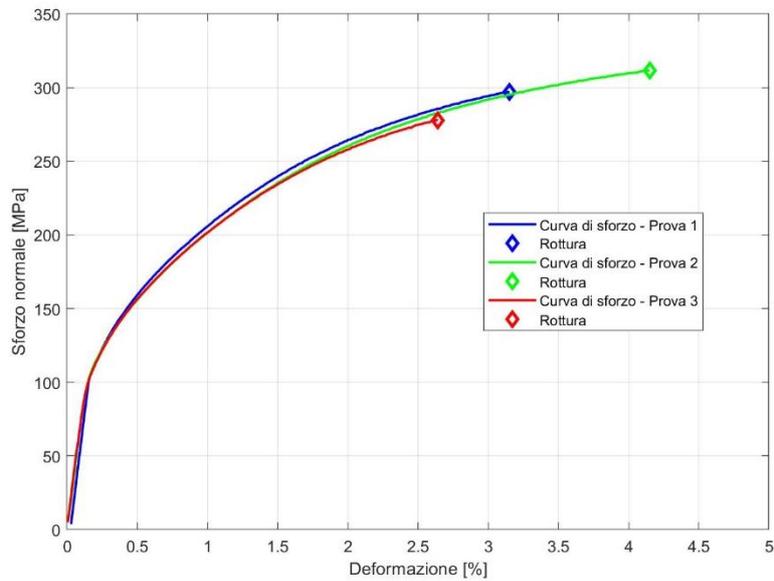


Figura 5.6 Confronto curve di trazione provini F Cu=2,4 %

Si osserva come le curve siano sovrapposte per gran parte della prova, si discostano solamente nella parte finale in prossimità della rottura. In queste zone sono prevalenti gli effetti dei difetti interni e delle cricche formatesi ai bordi delle particelle di silicio aghiformi piuttosto che quelli dovuti al moto delle dislocazioni che descrivono l'andamento delle prime fasi della deformazione plastica. Inoltre, si osserva il tipico comportamento delle leghe Al da fonderia in quanto non si ha strizione e anche la curva di trazione ingegneristica ha un andamento monotono crescente. Questo comportamento è dovuto alla formazione di cricche macroscopiche.[14]

Riassumendo i risultati delle tre prove si ottengono i seguenti valori

Prova	R_m [MPa]	R_{p02} [MPa]	A [%]
1	297	148	2,7
2	312	144	3,7
3	277	144	2,3
Media	295	145	2,9
COV ¹ [%]	5,8	1,4	25,7

Tabella 5.4 Analisi dati trazione F Cu=2,4 %

Si denota una marcata variabilità nell'allungamento a rottura poiché tale parametro è più sensibile a difetti interni (morfologia e dimensioni delle particelle di silicio e inclusioni) mentre i valori di resistenza a trazione e di limite elastico sono molto meno variabili. I valori ottenuti sono coerenti con i dati tabellari della lega *EN AB 46000* secondo la normativa *UNI EN 1706* che dichiara i seguenti valori minimi [2, Cap. Mechanical properties of high pressure die cast alloys]

R_m [MPa]	240
R_{p02} [MPa]	140
A [%]	1

Tabella 5.5 Caratteristiche meccaniche lega *EN AB 46000*

¹ Coefficient Of Variation definito come rapporto tra deviazione standard della popolazione della grandezza considerata e media della stessa

5.2 Prove su campioni T6* della prima colata con Cu = 2,4 %

È stato eseguito un trattamento termico di solubilizzazione e invecchiamento artificiale per migliorare le caratteristiche meccaniche sfruttando la formazione di precipitati nanometrici rafforzanti finemente dispersi nella matrice di Al, si faccia riferimento al capitolo 0.

Sono state nuovamente condotte tre prove di trazione. La velocità della prova è stata lasciata impostata a

$$v = 10 \frac{\mu m}{s}$$

5.2.1 Prova 1

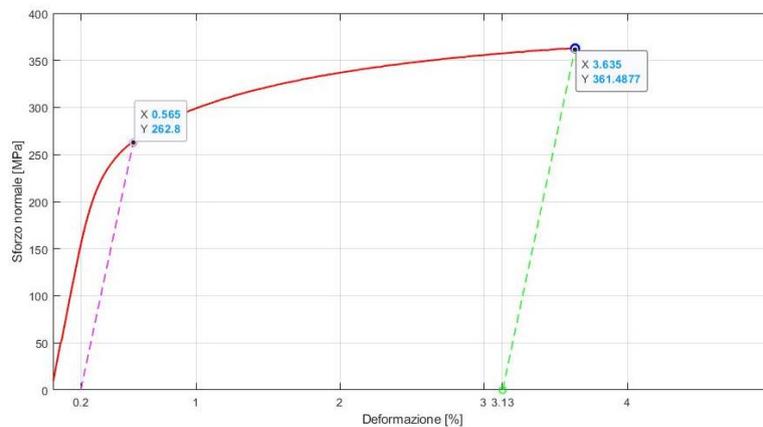


Figura 5.7 Curva di trazione prova 1 T6* Cu=2,4 %

Curva di trazione su provini T6* – Prova 1	
R _m [MPa]	361
R _{p02} [MPa]	263
A [%]	3,1

Tabella 5.6 Dati prova di trazione 1 T6* Cu=2,4 %

5.2.2 Prova 2

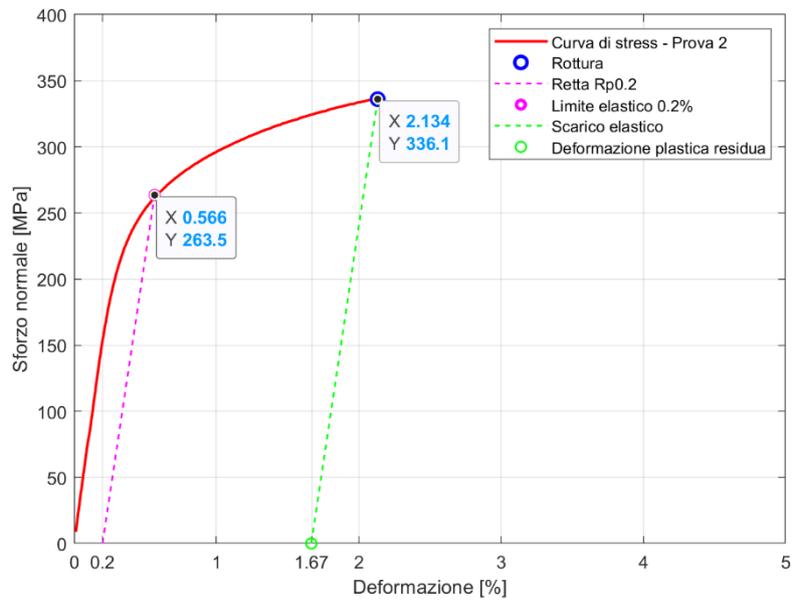


Figura 5.8 Curva di trazione prova 2 T6* Cu=2,4 %

Curva di trazione su provini T6* – Prova 2	
R _m [MPa]	336
R _{p02} [MPa]	264
A [%]	1,7

Tabella 5.7 Dati prova di trazione 2 T6* Cu=2,4 %

5.2.3 Prova 3

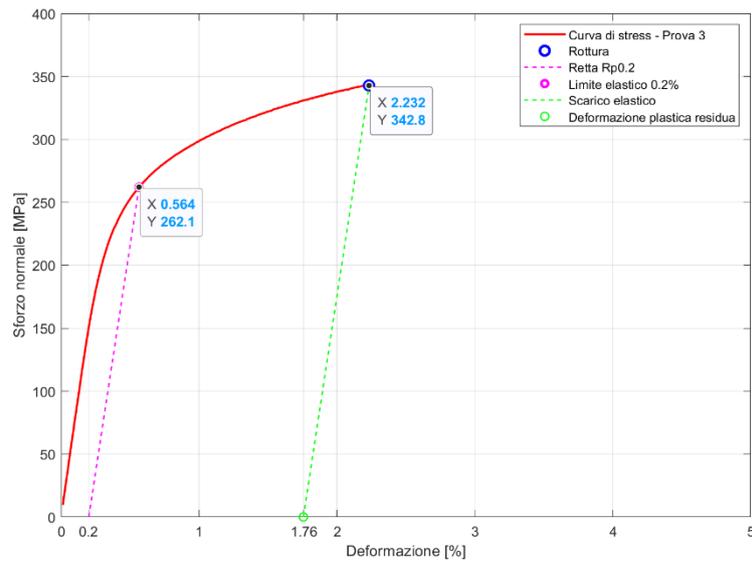


Figura 5.9 Curva di trazione prova 3 T6* Cu=2,4 %

Curva di trazione su provini T6* – Prova 3	
R _m [MPa]	343
R _{p02} [MPa]	262
A [%]	1,8

Tabella 5.8 Dati prova di trazione 3 T6* Cu=2,4 %

5.2.4 Analisi delle tre prove

Le tre curve di trazione sono state quindi

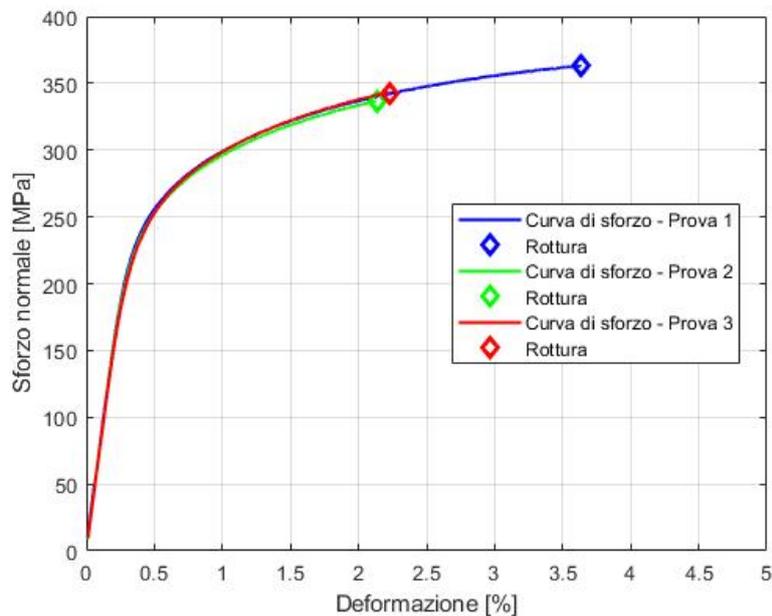


Figura 5.10 Curve di trazione provini T6* Cu=2,4 %

Riassumendo i risultati delle tre prove si ottengono i seguenti valori

Prova	R_m [MPa]	R_{p02} [MPa]	A [%]
1	361	263	3,13
2	336	264	1,67
3	343	262	1,76
Media	347	263	2,2
COV [%]	4	0,27	37,6

Tabella 5.9 Analisi dati trazione T6* Cu=2,4 %

Si evidenzia come ci sia stato un incremento delle caratteristiche meccaniche quali limite elastico e resistenza a trazione con una leggera diminuzione dell'allungamento a rottura.

Si riportano i valori medi delle varie grandezze con le variazioni tra stato F e stato T6.

	Stato F	Stato T6*	Variazione
R_{m_medio} [MPa]	295	347	+52
R_{p02_medio} [MPa]	145	263	+118
A_{medio} [%]	2,9	2,2	-0,7

Tabella 5.10 Confronto caratteristiche meccaniche tra stato F e stato T6* con Cu=2,4%

Per esplicitare le migliorie ottenute tramite il trattamento termico, si presenta una tabella con le variazioni percentuali delle caratteristiche meccaniche considerate

	Incremento %
Rm_medio	17,6
Rp02_medio	80,8
A_medio	-24,1

Tabella 5.11 Variazioni percentuali caratteristiche meccaniche tra stato F e stato T6* con Cu=2,4 %

Si riporta un grafico che mostra le sei prove di trazione per evidenziare l'incremento delle proprietà meccaniche

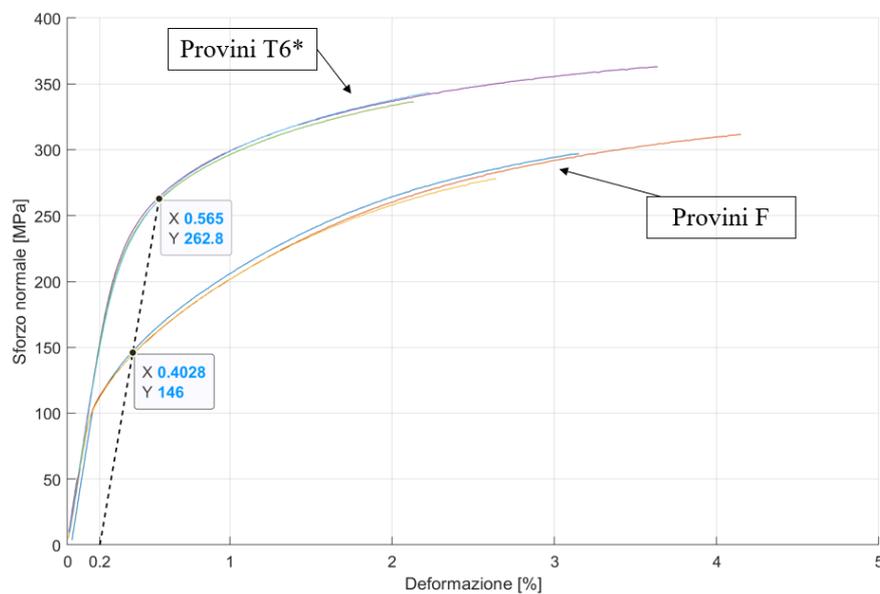


Figura 5.11 Confronto curve di trazione provini F e T6* con Cu=2,4 %

Si dimostra quindi l'efficacia del trattamento termico T6* in termini di incremento delle proprietà meccaniche; tale incremento però potrebbe essere maggiore se la lega contenesse più rame e formasse quindi più seconde fasi precipitate rafforzanti a valle del trattamento termico. Si intende quindi studiare l'effetto della maggior quantità di rame presente in lega effettuando medesime prove di trazione su provini della seconda produzione.

5.3 Prove su campioni F della seconda colata con Cu = 3,2 %

5.3.1 Prova 1

La prima prova si ritiene non valida poiché la curva di trazione presenta caratteristiche anomale in termini di modulo elastico e caratteristiche meccaniche quali limite elastico e resistenza a trazione. Per completezza se ne riporta la figura

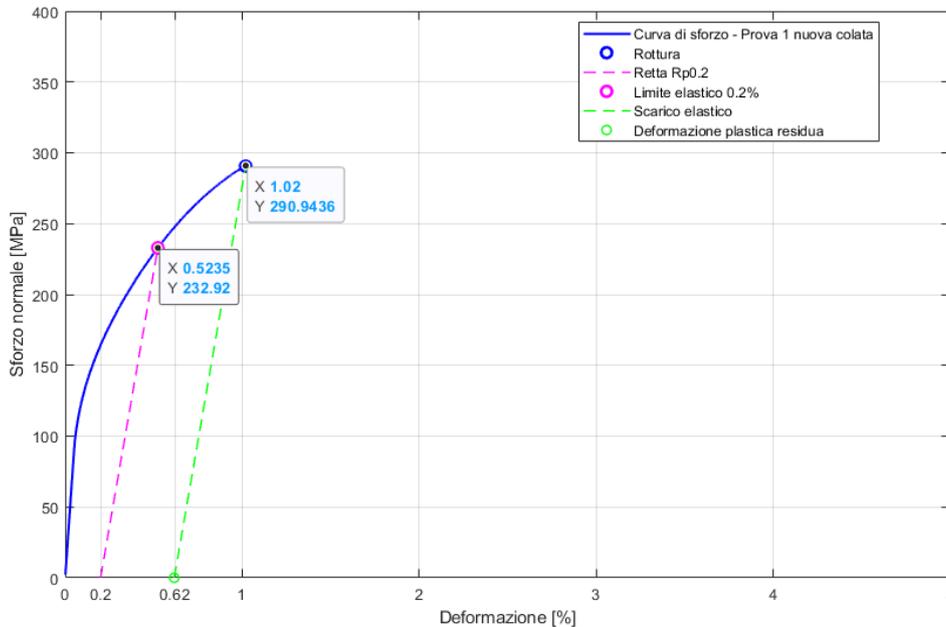


Figura 5.12 Curva di trazione anomala prova 1 F, Cu=3,2 %

Si osserva come la pendenza di salita del tratto lineare elastico sia differente da quanto definito dal modulo elastico nominale della lega; inoltre, il dato del limite elastico è sospettosamente elevato. Si presuppone che vi sia stato un errato montaggio dell'estensimetro sul provino e che vi siano stati quindi errori nella valutazione dei risultati.

5.3.2 Prova 2

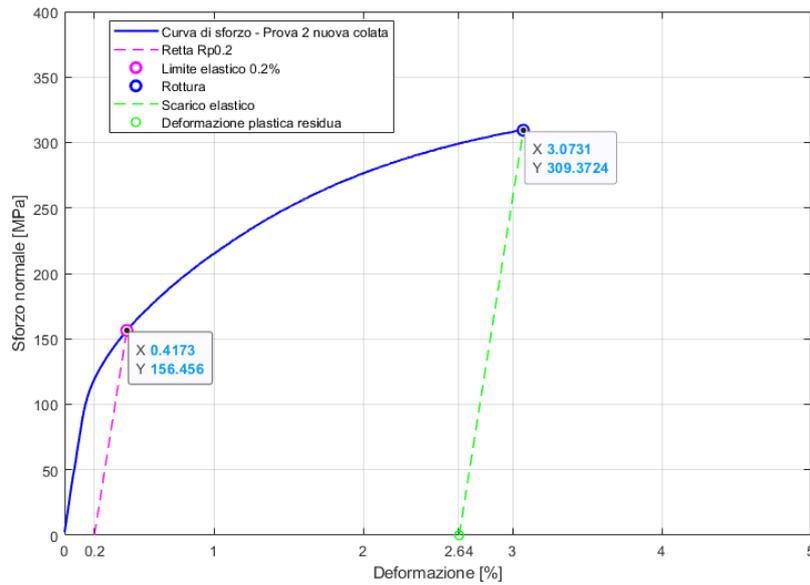


Figura 5.13 Curva di trazione prova 2 F Cu=3,2 %

Curva di trazione nuova colata – Prova 2	
R _m [MPa]	309
R _{p02} [MPa]	157
A [%]	2,64

Tabella 5.12 Dati prova di trazione 2 F Cu=3,2 %

5.3.3 Prova 3

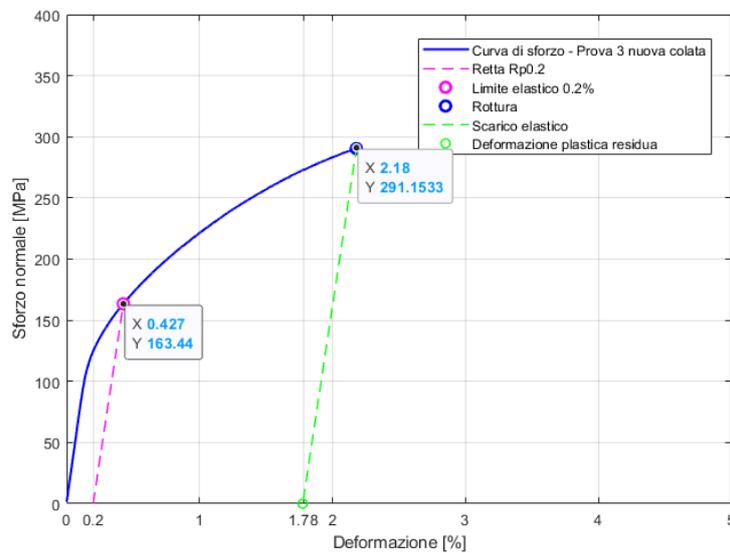


Figura 5.14 Curva di trazione prova 3 F Cu=3,2 %

Curva di trazione nuova colata– Prova 3	
R_m [MPa]	291
R_{p02} [MPa]	163
A [%]	1,78

Tabella 5.13 Dati prova di trazione 3 F Cu=3,2 %

5.3.4 Prova 4

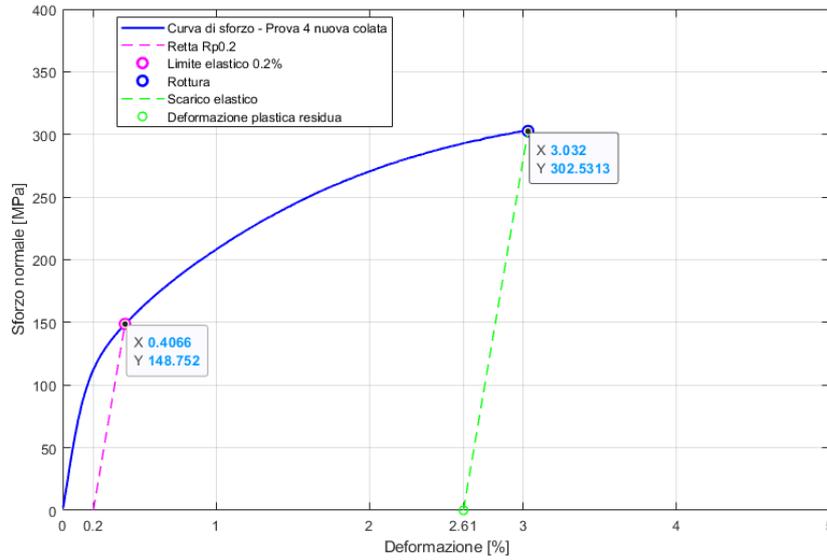


Figura 5.15 Curva di trazione prova 4 F Cu=3,2 %

Curva di trazione nuova colata– Prova 4	
R_m [MPa]	303
R_{p02} [MPa]	149
A [%]	2,61

Tabella 5.14 Dati prova di trazione 4 F Cu=3,2 %

5.3.5 Analisi delle tre prove

Si riporta in un unico grafico le diverse curve di trazione ottenute

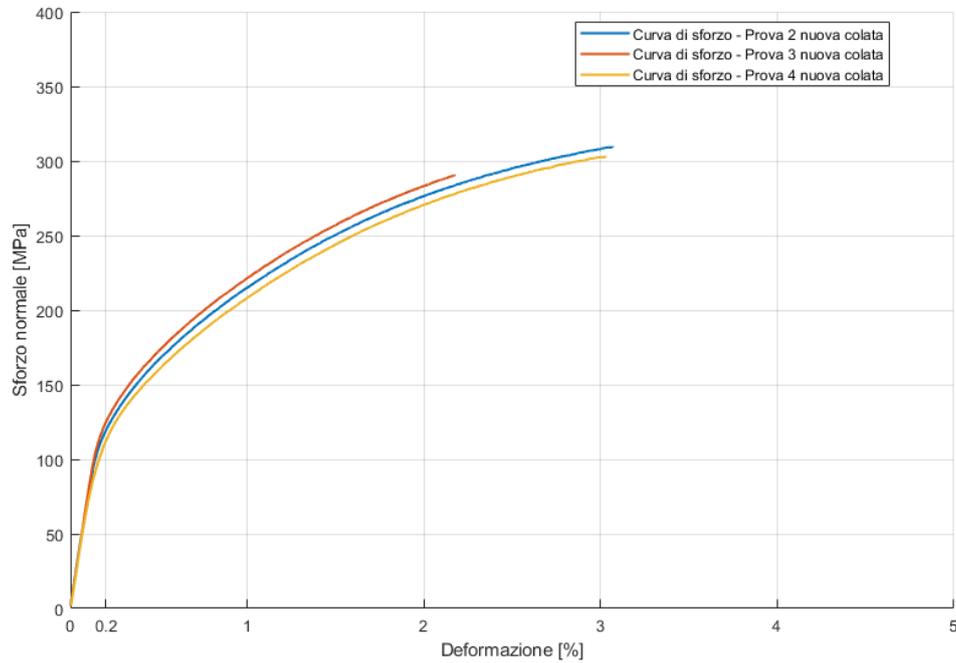


Figura 5.16 Curve di trazione provini F Cu=3,2 %

I dati delle caratteristiche meccaniche sono quindi

Prova	R _m [MPa]	R _{p02} [MPa]	A [%]
2	309	157	2,64
3	291	163	1,78
4	303	149	2,61
Media	301	156	2,3
COV [%]	3,1	4,7	21,2

Tabella 5.15 Analisi dati trazione F Cu=3,2 %

Si fornisce un confronto con la vecchia colata, le curve di trazione risultano

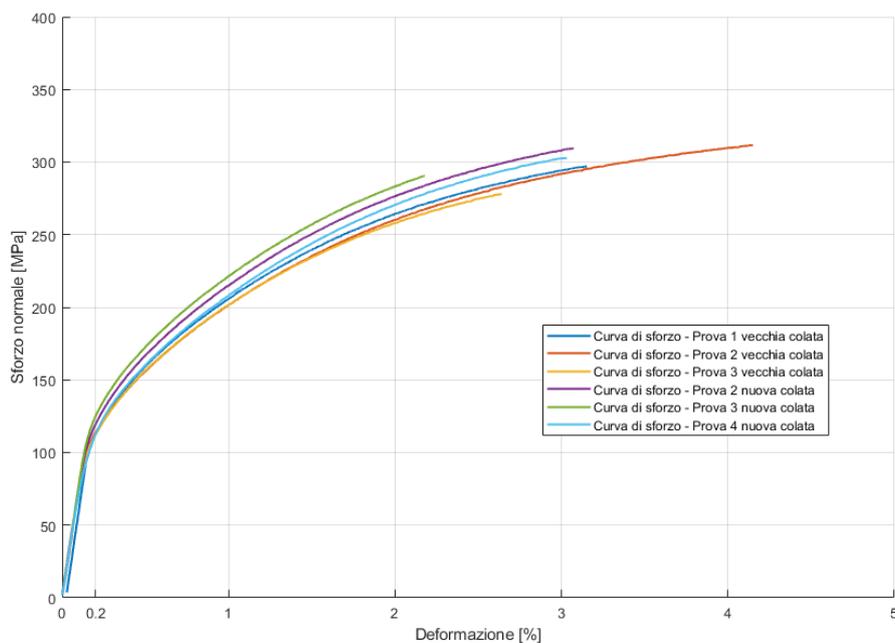


Figura 5.17 Confronto curve di trazione provini stato F tra prima colata (Cu=2,4%) e seconda colata (Cu=3,2%)

Si osserva un leggero aumento delle caratteristiche meccaniche della nuova colata rispetto alla vecchia. Questo può essere dovuto alla maggior quantità di rame presente nella lega che, anche se sempre in minima parte allo stato F, è precipitato nella matrice metallica come seconda fase rafforzante.

	Vecchia colata Cu=2,4%	Nuova colata Cu=3,2%	Variazione
R_{m_medio} [MPa]	295	301	+6
R_{p02_medio} [MPa]	145	156	+11
A_{medio} [%]	2,9	2,3	-0,6

Tabella 5.16 Confronto caratteristiche meccaniche stato F tra le due colate al variare della percentuale di rame presente in lega

	Incremento % rispetto alla vecchia colata
R_{m_medio} [MPa]	1,9
R_{p02_medio} [MPa]	7,5
A_{medio} [%]	-20,7

Tabella 5.17 Incrementi percentuali caratteristiche meccaniche stato F tra prima e seconda colata

5.4 Prove su campioni T6* della seconda colata con Cu = 3,2 %

Si mostrano ora i risultati delle prove di trazione eseguite su campioni della seconda colata che hanno subito il trattamento termico T6*.

5.4.1 Prova 1

La curva di trazione è la seguente

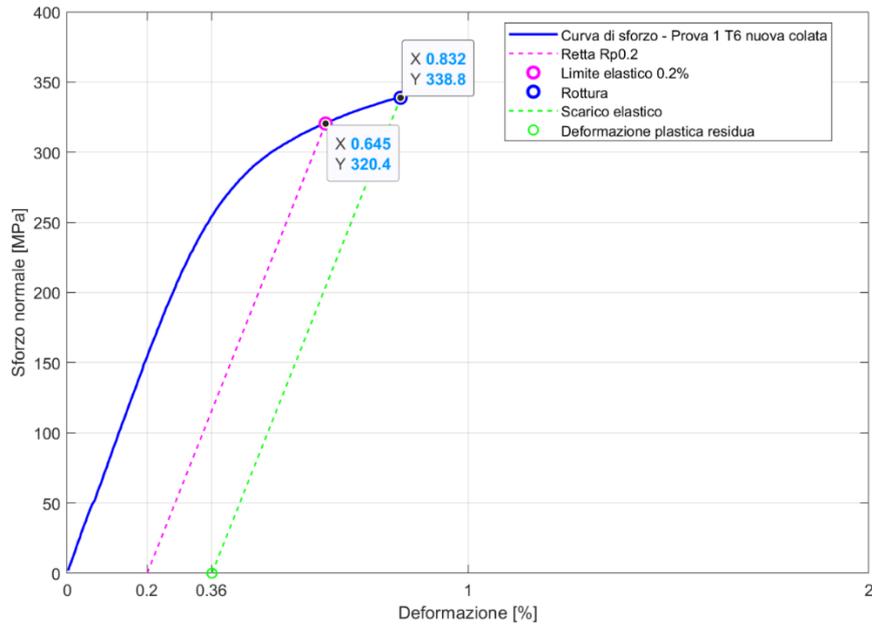


Figura 5.18 Curva di trazione prova 1 T6* Cu=3,2 %

Curva di trazione nuova colata, T6*– Prova 1	
R _m [MPa]	339
R _{p02} [MPa]	320
A [%]	0,36

Tabella 5.18 Dati prova di trazione 1 T6* Cu=3,2 %

5.4.2 Prova 2

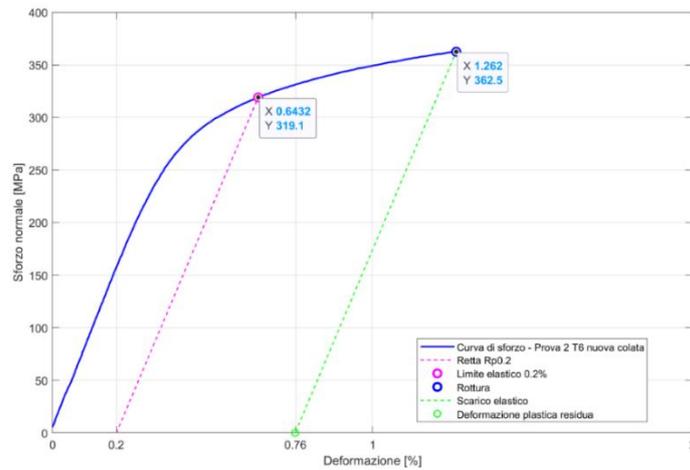


Figura 5.19 Curva di trazione prova 2 T6* Cu=3,2 %

Curva di trazione nuova colata, T6* – Prova 2	
R _m [MPa]	363
R _{p02} [MPa]	319
A [%]	0,76

Tabella 5.19 Dati prova di trazione 2 T6* Cu=3,2 %

5.4.3 Prova 3

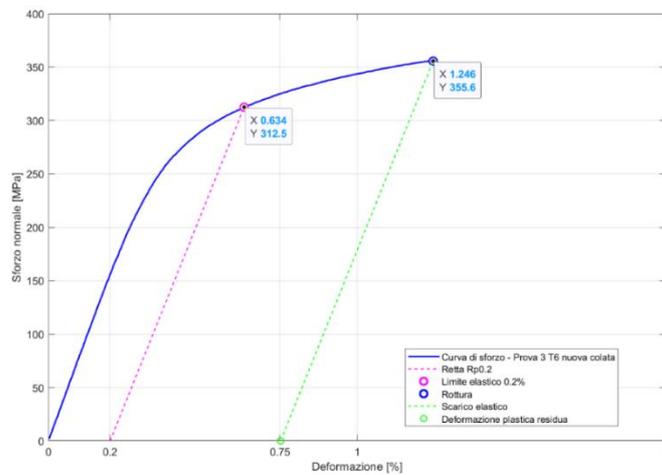


Figura 5.20 Curva di trazione prova 3 T6* Cu=3,2 %

Curva di trazione nuova colata, T6* – Prova 3	
R _m [MPa]	356
R _{p02} [MPa]	313
A [%]	0,75

Tabella 5.20 Dati prova di trazione 3 T6* Cu=3,2 %

5.4.4 Analisi delle tre prove

Si riportano in Figura 5.21 le tre curve di trazione sullo stesso grafico per esplicitarne l'andamento complessivo

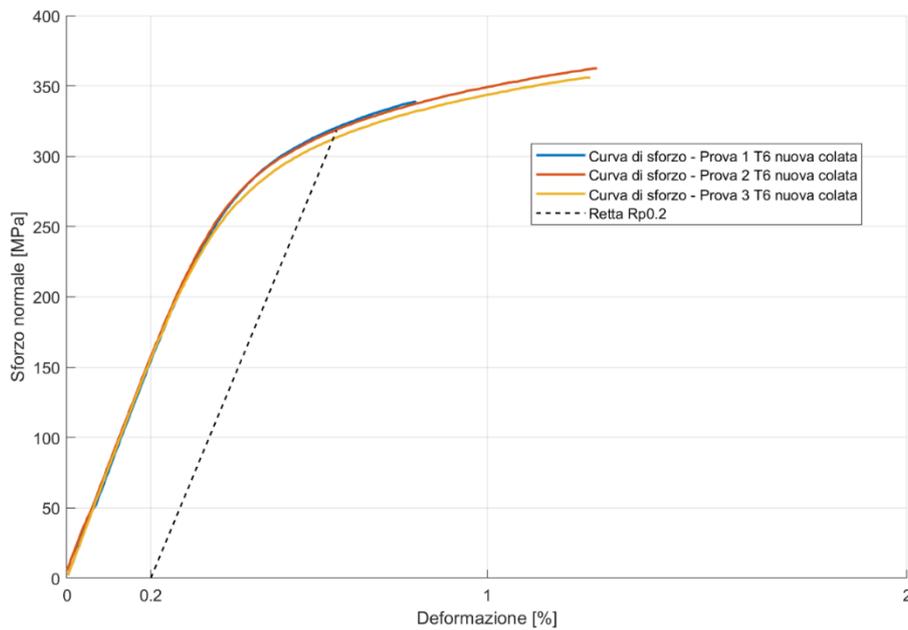


Figura 5.21 Confronto curve trazione provini T6* Cu=3,2 %

Prova	R _m [MPa]	R _{p02} [MPa]	A [%]
1	339	320	0,36
2	363	319	0,76
3	356	313	0,75
Media	353	317	0,62
COV [%]	3,5	1,2	36,6

Tabella 5.21 Analisi dati trazione T6* Cu=3,2 %

Si fornisce una tabella di confronto delle caratteristiche meccaniche del materiale tra le condizioni F e lo stato termicamente trattato T6*

	Stato F	Stato T6	Variazione
R _{m_medio} [MPa]	301	353	+52
R _{p02_medio} [MPa]	156	317	+161
A _{medio} [%]	2,3	0,62	-1,68

Tabella 5.22 Confronto caratteristiche meccaniche stato F e stato T6*

Le variazioni percentuali delle grandezze in esame risultano

	Incremento %
R_{m_medio} [MPa]	17
R_{p02_medio} [MPa]	103
A_{medio} [%]	-73

Tabella 5.23 Variazioni percentuali caratteristiche meccaniche tra stato F e stato T6* con Cu=3,2 %

Si dimostra come vi sia stato un incremento maggiore del 100 % nel limite elastico del materiale a seguito del trattamento termico T6*. Questo è stato possibile grazie al maggior contenuto di rame in lega.

Risulta quindi interessante fare il confronto tra le caratteristiche meccaniche allo stato T6* tra la prima e la seconda colata, ovvero al variare della percentuale di rame presente in lega

	Vecchia colata Cu=2,4%	Nuova colata Cu=3,2%
R_{m_medio} [MPa]	347	353
R_{p02_medio} [MPa]	263	317
A_{medio} [%]	2,2	0,62

Tabella 5.24 Confronto caratteristiche meccaniche stato T6* tra le due colate al variare della percentuale di rame presente in lega

Gli incrementi percentuali risultano essere

	Incremento % rispetto alla prima colata
R_{m_medio}	1,6
R_{p02_medio}	20,7
A_{medio}	-71,8

Tabella 5.25 Incrementi percentuali caratteristiche meccaniche stato T6* tra prima e seconda colata

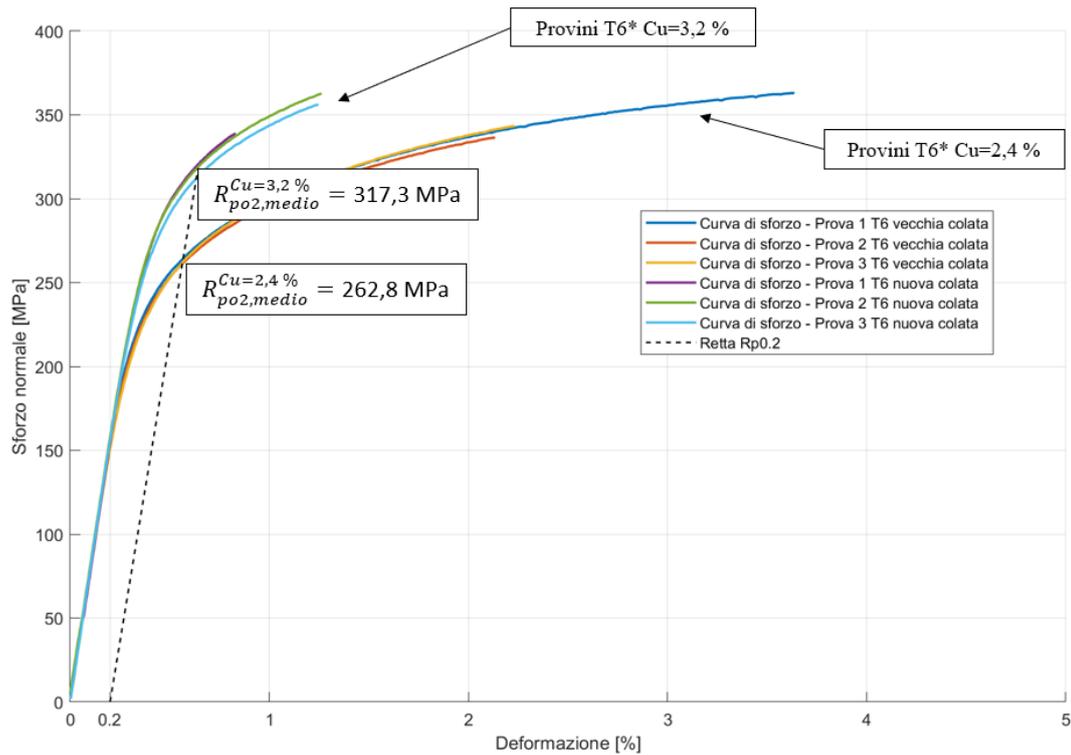


Figura 5.22 Confronto curve trazione provini trattati T6* al variare della percentuale di rame in lega

Si riporta in conclusione un grafico in cui sono presenti le dodici curve di trazione totali svolte in Figura 5.23. Si sottolineano le differenze già osservate tra la prima e la seconda colata al variare della percentuale di rame.

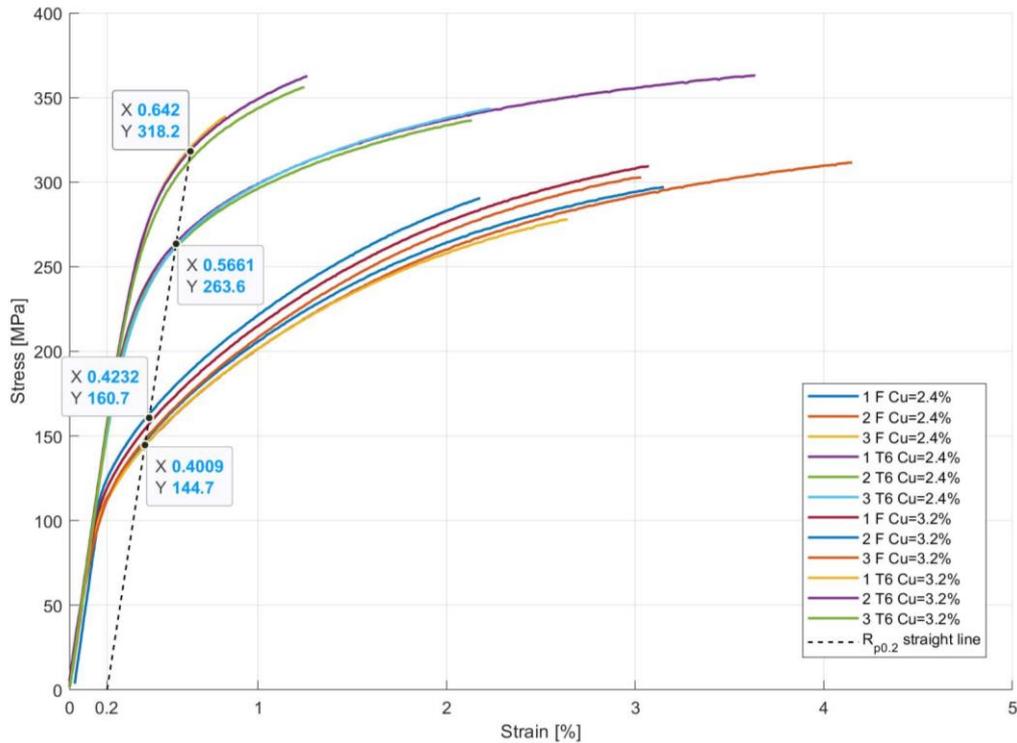


Figura 5.23 Grafico complessivo di tutte le prove di trazione

Si dimostra sperimentalmente quindi che vi sia un incremento delle caratteristiche meccaniche a seguito del trattamento termico T6 e che l'entità di tale incremento dipenda dalla quantità di rame presente in lega. Questo si mostra coerente con altri studi effettuati in letteratura [10] [15] [16] [17]; si convalida il fatto che leghe da presso colata contenenti significative quantità di rame possano essere trattate termicamente con processo di solubilizzazione e invecchiamento appositamente calibrato per evitare insorgenza di *blistering* e al contempo incrementare notevolmente il limite elastico (proprietà più rilevante nelle applicazioni meccaniche dove queste leghe trovano impiego) sfruttando il noto processo di precipitazione di fasi rafforzanti.

La quantità di rame risulta dunque un elemento chiave per la resistenza meccanica della lega. Questo è vero già nel materiale allo stato F: riportando in un grafico i punti sperimentali presenti in letteratura e quelli ricavati nel presente lavoro di tesi si ha infatti

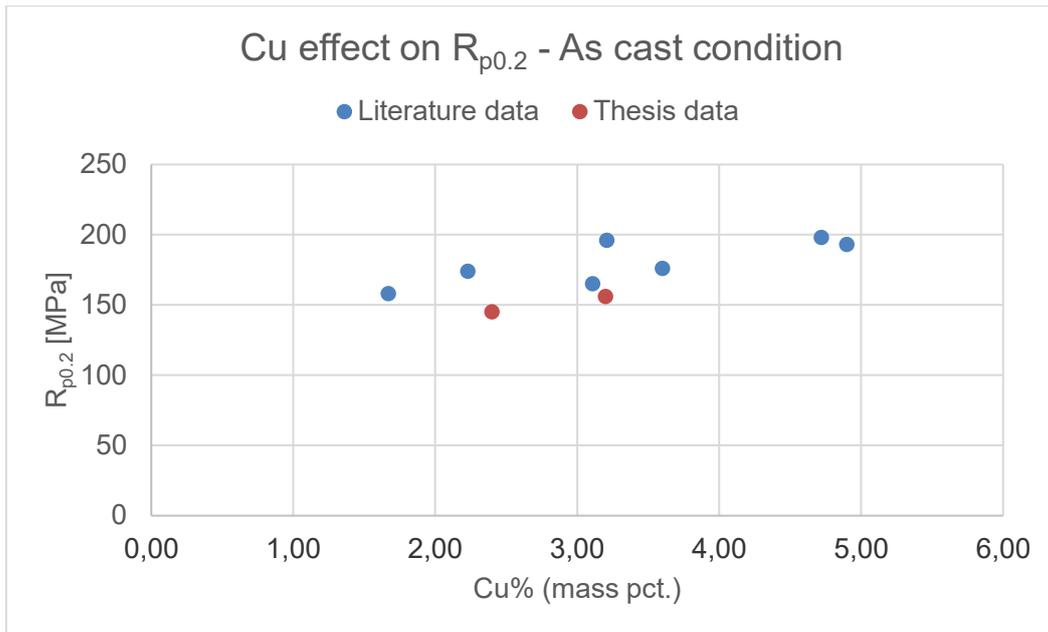


Figura 5.24 Andamento limite elastico al variare della percentuale di rame nella lega $AlSi9Cu3(Fe)$ in condizione F , [10] [15] [16] [17]

La quantità di rame influisce ancor di più nello stato T6 per gli ovvi effetti durante il trattamento termico

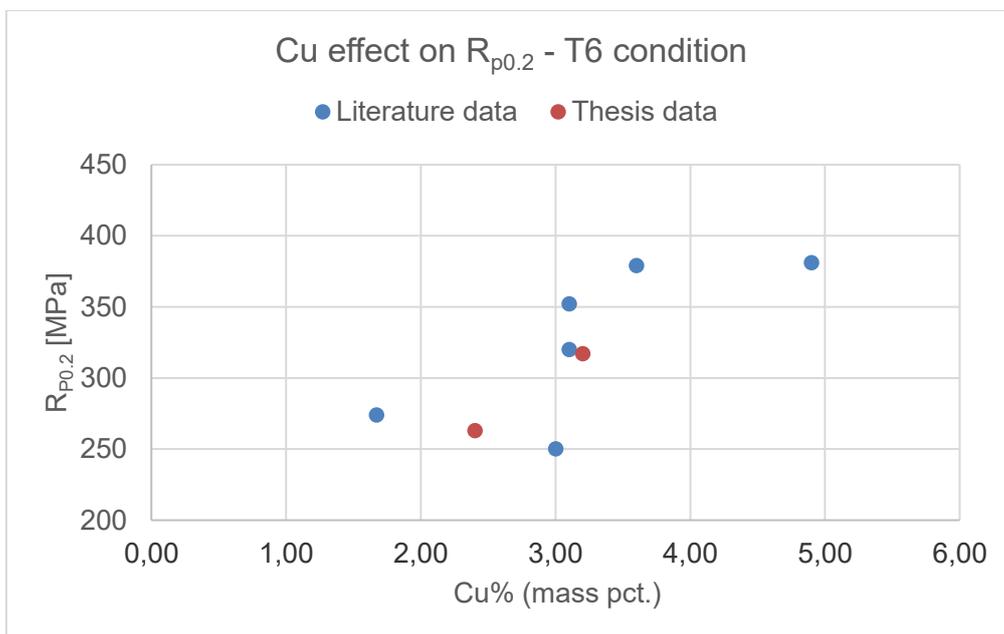


Figura 5.25 Andamento limite elastico al variare della percentuale di rame nella lega $AlSi9Cu3(Fe)$ in condizione T6, [8] [9] [10] [15] [18]

Nei grafici precedenti la dispersione dei dati sperimentali non è trascurabile ma la tendenza risulta chiara. La variabilità dei risultati è un fatto implicitamente dovuto alla tecnologia produttiva $HPDC$ data la sua poca omogeneità.

5.5 Prove su campioni T6 seconda colata con solubilizzazione a 460 °C

Si è eseguito, sempre su campioni provenienti dalla colata con contenuto di Cu pari al 3,2 %, un ulteriore trattamento termico variando la temperatura di solubilizzazione per indagare l'effetto della temperatura in questa fase e comprendere a quale temperatura vi fosse sufficiente solubilizzazione del rame per dare rafforzamento. Si decide di sperimentare una temperatura di solubilizzazione inferiore a quella del precedentemente esposto T6* per cercare di allontanare ulteriormente il problema del *blistering*. Si esegue pertanto un trattamento termico denominato T6' con le seguenti caratteristiche

Fase	Temperatura [°C]	Tempo [min]
<i>Solubilizzazione</i>	460	20
<i>Invecchiamento</i>	180	120

Tabella 5.26 Parametri temperatura-tempo trattamento termico T6'

I campioni così trattati sono stati sottoposti a prove di trazione per evidenziare il rafforzamento da loro subito. Le curve di trazione ottenute sono state le seguenti

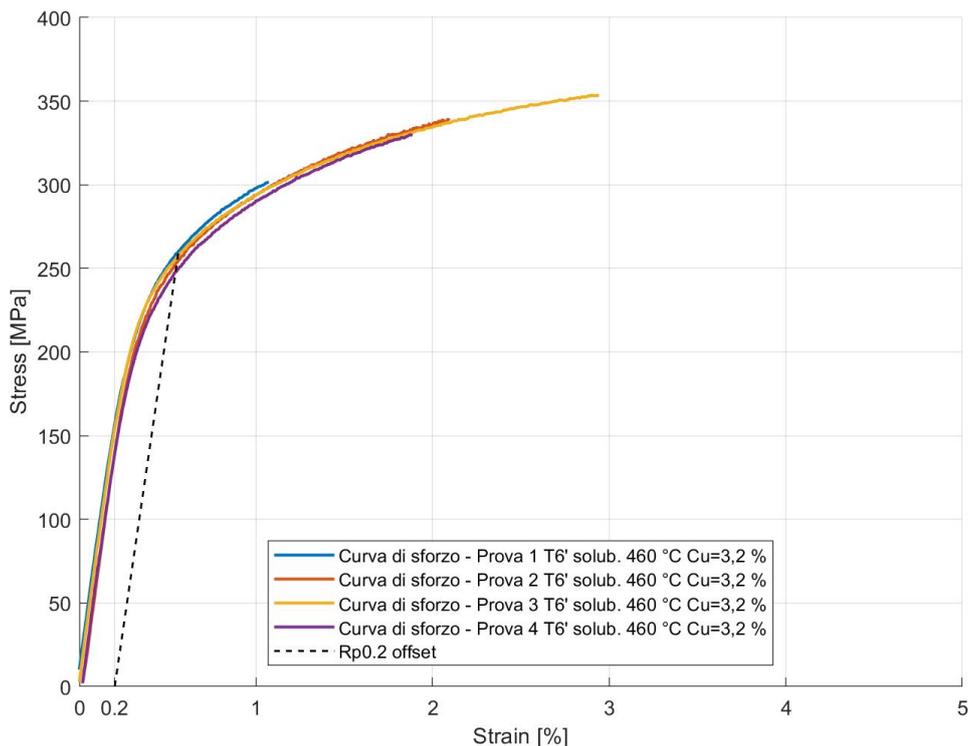


Figura 5.26 Grafico prove di trazione su provini trattati T6'

Il rafforzamento ottenuto è modesto rispetto alle proprietà meccaniche del materiale allo stato F

	Stato F	Stato T6'	Variazione
R_{m_medio} [MPa]	301	331	+30
R_{p02_medio} [MPa]	156	254	+98
A_{medio} [%]	2,3	1,6	-0,7

Tabella 5.27 Confronto caratteristiche meccaniche stato F e stato T6' con Cu=3,2 %

Le variazioni percentuali delle grandezze in esame risultano

	Incremento %
R_{m_medio} [MPa]	10
R_{p02_medio} [MPa]	63
A_{medio} [%]	-30

Tabella 5.28 Variazioni percentuali caratteristiche meccaniche tra stato F e stato T6' con Cu=3,2 %

Confrontando gli incrementi ottenuti tramite i due diversi trattamenti termici T6 rispetto allo stato F, si esplicita l'inefficacia della solubilizzazione a 460 °C

	Incremento % T6'	Incremento % T6*
R_{m_medio} [MPa]	10	17
R_{p02_medio} [MPa]	63	103
A_{medio} [%]	-30	-73

Tabella 5.29 Confronto rafforzamenti percentuali proprietà tensili al variare del trattamento T6 (temperatura di solubilizzazione) rispetto allo stato F

Si mostra in un unico grafico l'andamento delle curve di trazione dei campioni allo stato F, T6' e T6* per esplicitarne le differenze

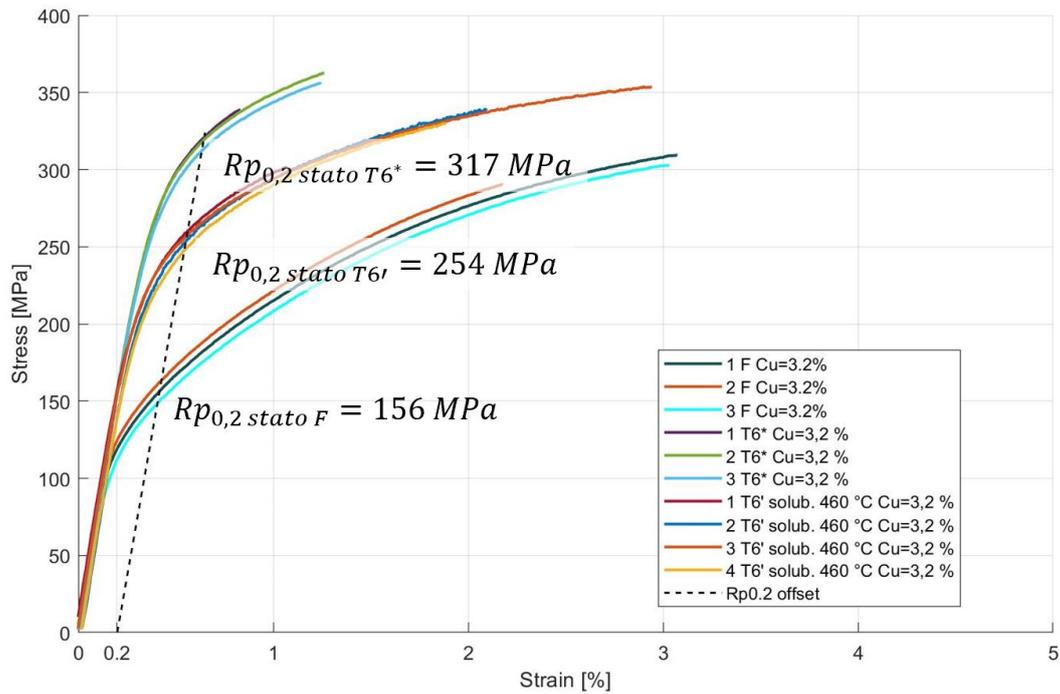


Figura 5.27 Curve di trazione stato F, stato T6' e stato T6*

Si evince che la temperatura scelta per il T6' non è sufficientemente alta da mandare abbastanza rame in soluzione solida e conseguentemente si ha poca precipitazione di fasi rafforzanti durante l'invecchiamento artificiale.

5.6 Analisi coefficiente di resistenza e esponente di strain hardening

Dopo aver eseguito le prove di trazione si può caratterizzare il comportamento plastico del materiale tramite la relazione empirica di *Ramberg-Osgood* [19]

$$\sigma = K \cdot (\varepsilon_{pl})^n$$

Dove con:

- σ tensione reale applicata al provino;
- K coefficiente di resistenza del materiale;
- ε_{pl} deformazione plastica reale residua;
- n esponente di *strain hardening* del materiale.

Tale caratterizzazione può essere utile per:

- avere un semplice modello a tre parametri (E , K ed n) dell'andamento tensione-deformazione;
- operazioni di *strain hardening* o *work hardening*.

Per la valutazione di K ed n si analizzano le curve delle prove di trazione e si impostano delle funzioni di tendenza del tipo $y = K \cdot x^n$ per interpolare i dati.

Per quanto riguarda il materiale allo stato F, si illustra un grafico che mostra l'andamento dei parametri K ed n in funzione della quantità di cromo presente in lega.

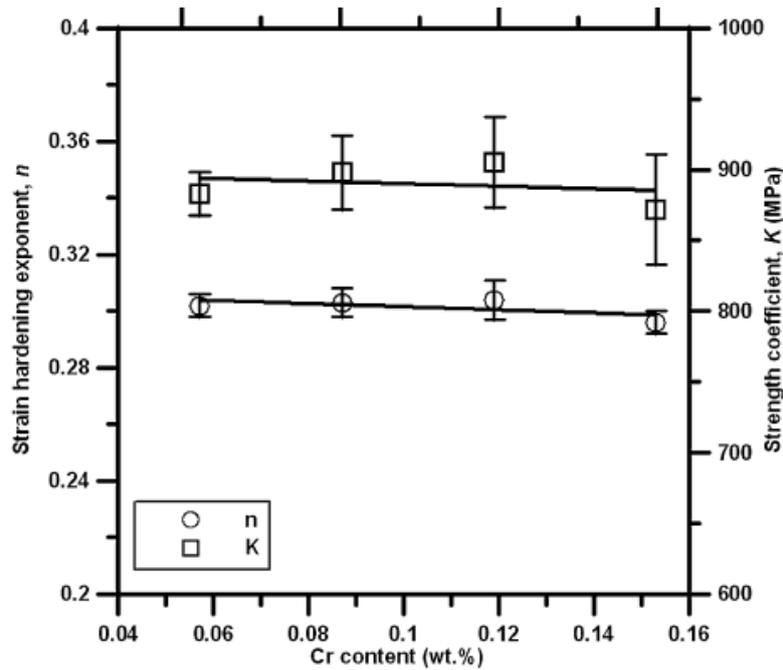


Figura 5.28 Andamento esponente strain hardening n e coefficiente di resistenza K in funzione del contenuto di Cr per lega $AlSi9Cu3(Fe)$ da HPDC [20].

Dal grafico si evince che la quantità di cromo ha scarsa rilevanza sui parametri del materiale; si osserva che i dati utilizzati per la costruzione del grafico sono stati ricavati mediante prove su lega contenente percentuale di rame variabile tra il 2,94 % e il 2,99 % [20]. Si ritiene quindi che i dati possano ben rappresentare la seconda colata del presente lavoro, che contiene una percentuale di Cr pari allo 0,07 % (come da analisi di Tabella 3.3). Si può concludere quindi che i dati del materiale allo stato F siano

Esponente strain hardening n [-]	Coefficiente di resistenza K [MPa]
0,3	832

Tabella 5.30 Esponente n e coefficiente K per lega $AlSi9Cu3(Fe)$ allo stato F con $Cu=3,2$ %

Si riporta un grafico con le prove di trazione e la curva del modello empirico *Ramberg-Osgood*:

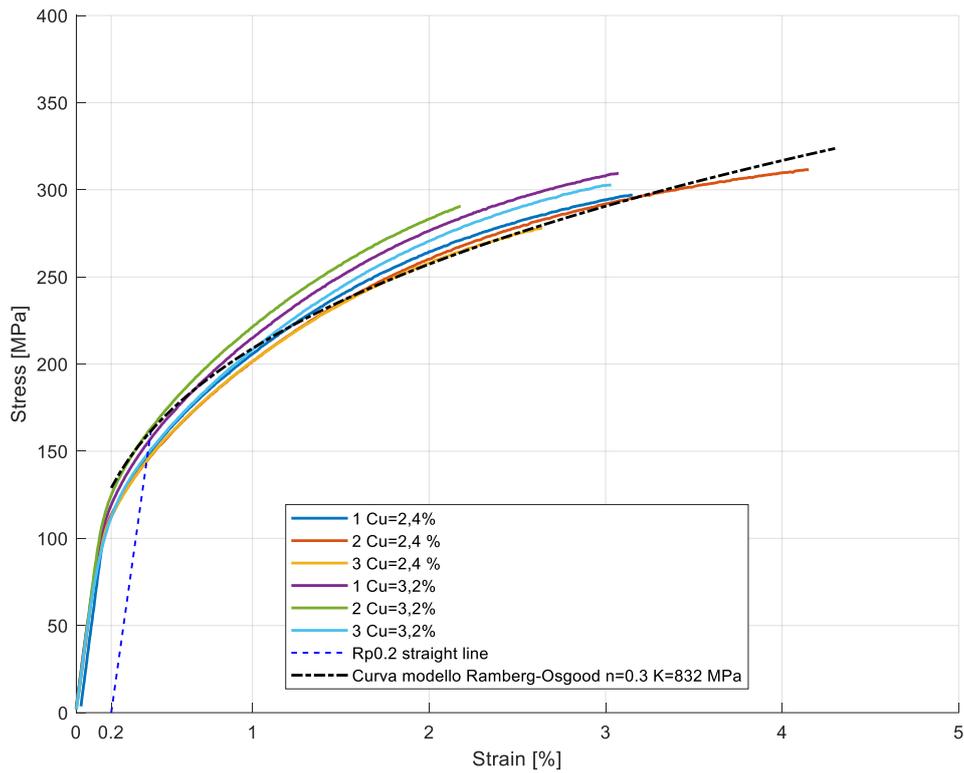


Figura 5.29 Grafico prove trazione con curva Ramberg-Osgood per lega AlSi9Cu3(Fe) allo stato F

Per quanto riguarda il materiale allo stato T6* si ottengono i seguenti valori

- Prima colata, $Cu=2,4\%$

Esponente <i>strain hardening</i> n [-]	Coefficiente di resistenza K [MPa]
0,17	640

Tabella 5.31 Esponente n e coefficiente K per lega AlSi9Cu3(Fe) allo stato T6* con $Cu=2,4\%$

- Seconda colata, $Cu=3,2\%$

Esponente <i>strain hardening</i> n [-]	Coefficiente di resistenza K [MPa]
0,19	836

Tabella 5.32 Esponente n e coefficiente K per lega AlSi9Cu3(Fe) allo stato T6* con $Cu=3,2\%$

Si riportano i dati in forma grafica

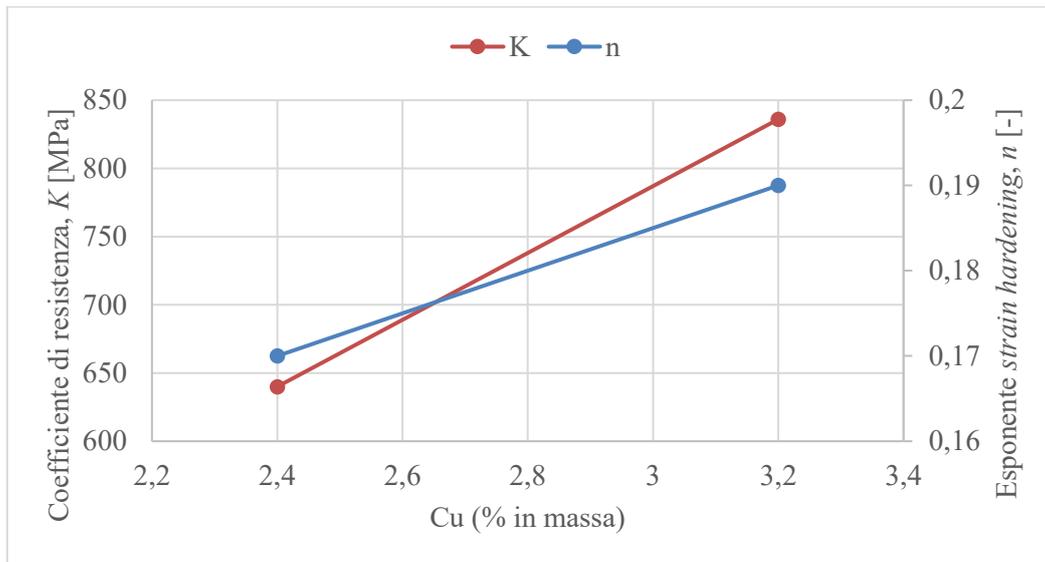


Figura 5.30 Andamento esponente strain hardening n e coefficiente di resistenza K per lega $AlSi9Cu3(Fe)$ allo stato T6 al variare della quantità di rame

Il coefficiente di resistenza K segue coerentemente il rafforzamento del materiale crescendo all'aumentare della quantità di rame. Anche l'esponente di incrudimento è crescente con l'aumento della percentuale di Cu presente in lega, anche se in maniera meno marcata (tra $Cu=2,4\%$ e $Cu=3,2\%$ vi è un aumento del 12% di n contro il 31% di K).

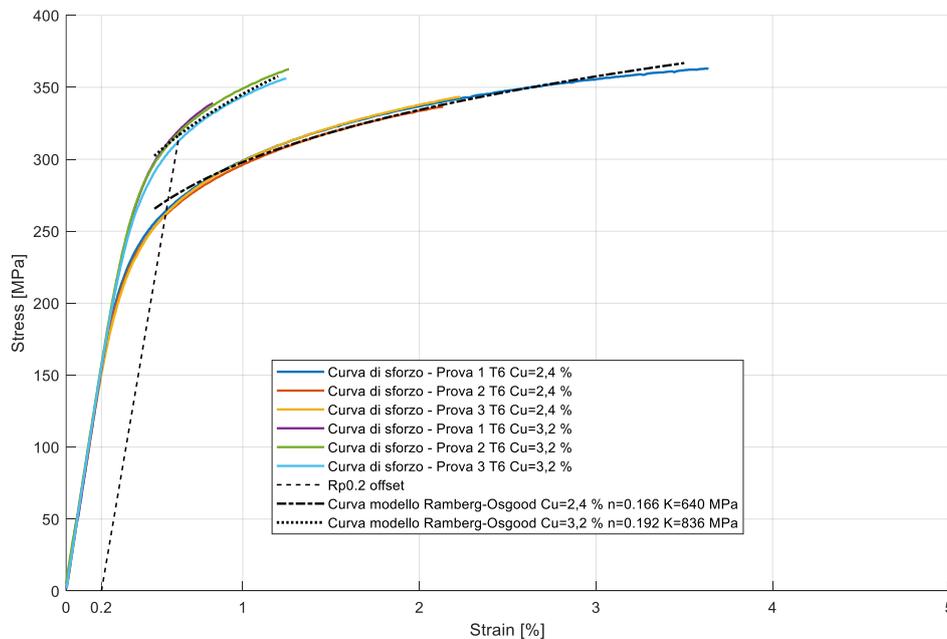


Figura 5.31 Grafico prove trazione con curve Ramberg-Osgood per lega $AlSi9Cu3(Fe)$ allo stato T6*, al variare della quantità di rame

6 Prove di fatica

Dimostrata quindi l'efficacia del trattamento termico sulle caratteristiche resistenziali statiche della lega, si vuole condurre uno studio sulla resistenza a fatica del materiale per comprendere come questa vari a seguito del trattamento termico. In queste prove sperimentali, inoltre, verrà studiato l'effetto dei difetti presenti nei campioni dovuti alle caratteristiche della pressocolata.

Si studia quindi la resistenza del materiale per una vita utile imposta di dieci milioni di cicli ($10 Mcicli$) effettuando delle prove di fatica a rapporto di carico meno uno ($R = - 1$).

Si sono condotte due tipologie di prove di fatica:

- Flessione rotante: condotta su macchina di flessione a quattro punti;
- Assiale: condotta su macchina servoidraulica MTS.

Per valutare la resistenza a $10 Mcicli$ si utilizza il metodo dello *staircase*.

Dal punto di vista operativo, si è seguita la norma *ISO 12107:2012* [3] che descrive la procedura sperimentale e il trattamento dei dati per effettuare il calcolo statistico della resistenza a fatica. In sintesi, la norma prescrive:

- Iniziare le prove con un livello di stress vicino alla resistenza a fatica stimata o prevista;
- Scegliere il passo di incremento/decremento della tensione pari al 5% della resistenza media prevista;
- Testare almeno quindici (15) provini per avere dati statisticamente rilevanti;
- Effettuare la prova, verificare il superamento della soglia dei $10M$ cicli. Se il provino supera tale soglia si procede sul prossimo campione incrementando lo stress, altrimenti diminuendolo.

La procedura sperimentale segue il *flow chart* seguente in Figura 6.1

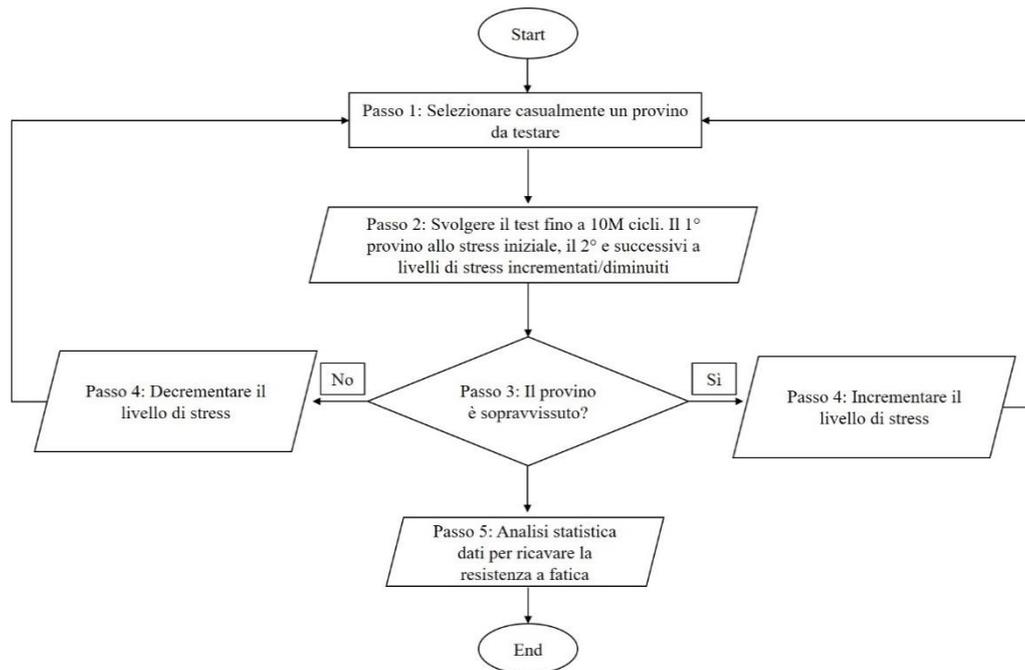


Figura 6.1 Flow chart metodo staircase, tratto da [21]

Il livello di stress iniziale si può conoscere mediante la letteratura scientifica oppure applicando formule empiriche che correlano la resistenza a trazione del materiale con la sua resistenza a fatica [22]. Tali espressioni assumono forme tipo

$$\sigma_w = (0,53 - 5,66 \cdot 10^{-4} \cdot \sigma_b) \cdot \sigma_b$$

Con

- σ_w resistenza a fatica a 10 Mcicli;
- σ_b resistenza a trazione

Queste formule, tuttavia, vanno calibrate in accordo al tipo di lega in esame e sono di scarsa validità generale. Si ritengono pertanto poco affidabili e si predilige scegliere come step iniziale quello derivante da dati presenti in letteratura o nelle norme tecniche.

L'ultimo passo da eseguire è un calcolo statistico per determinare la distribuzione dei dati e ricavare infine il limite inferiore della resistenza a fatica. Nel caso in esame non si conosce la deviazione standard della distribuzione; pertanto, è necessario applicare un metodo che consenta di stimarla. Si adotterà quindi un metodo che stima sia la media sia la deviazione standard della distribuzione.

Per applicare questo metodo occorre:

- Ordinare in modo crescente i livelli di carico applicati: $S_0 \leq S_1 \leq \dots \leq S_l$ dove l rappresenta il numero di livelli di *stress*;
- Introdurre un contatore di eventi *meno frequenti* f_i , dove l'indice i indica il livello di carico corrispondente da 0 (primo livello) a $l-1$ (ultimo livello);
- Denominare con d lo step di incremento o decremento dello stress. Il valore dello step di carico può essere scelto attorno al 5 % della resistenza a fatica media stimata.

La resistenza a fatica ad un dato numero di cicli N è considerata una variabile randomica e pertanto è espressa tramite una distribuzione normale del tipo:

$$P(y) = \frac{1}{\sigma_y \sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^y \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{y - \mu_y}{\sigma_y} \right)^2 \right] dy$$

dove:

- $y=S$ ovvero la resistenza a fatica a N cicli
- μ_y media di y
- σ_y deviazione standard di y

La funzione $P(y)$ fornisce la probabilità cumulata di *rottura* allo stress y .

Per il calcolo della media e della deviazione standard si seguono le seguenti formule:

$$\mu_y = S_0 + d \left(\frac{A}{C} \pm \frac{1}{2} \right) \quad \text{Eq. 6-1}$$

$$\sigma_y = 1,62d(D + 0,029) \quad \text{Eq. 6-2}$$

dove:

- $A = \sum_{i=1}^l i f_i$
- $B = \sum_{i=1}^l i^2 f_i$
- $C = \sum_{i=1}^l f_i$
- $D = \frac{BC - A^2}{C^2}$

Nella Eq. 6-1 la scelta del segno si basa sul tipo di evento considerato:

- Si sceglie il segno $-$ quando l'evento analizzato è la rottura;
- Si sceglie il segno $+$ quando l'evento considerato è la non rottura.

La Eq. 6-2 è valida soltanto se $D > 0,3$, tale condizione è generalmente verificata se il rapporto d/σ_y è compreso nel range tra 0,5 e 2.

Una volta calcolati i parametri di cui sopra, è possibile stimare il limite inferiore di resistenza a fatica con una probabilità di frattura P valutato con un livello di fiducia $(1-\alpha)$:

$$Y_{(P,1-\alpha)} = \mu_y - k_{(P,1-\alpha,\nu)}\sigma_y \quad \text{Eq. 6-3}$$

Dove:

- α livello di sfiducia del calcolo statistico, esprime la percentuale di incertezza del calcolo;
- $k_{(P,1-\alpha,\nu)}$ è il coefficiente che esprime il limite di tolleranza della distribuzione normale. Questo è valutato in modo che almeno una percentuale, denominata P , della popolazione abbia una resistenza a fatica minore o uguale a $\mu_y - k_{(P,1-\alpha,\nu)}\sigma_y$ con una probabilità di $(1-\alpha)$. Tale valore viene letto da tabella in funzione della probabilità di rottura voluta P , del livello di fiducia $(1-\alpha)$ e del numero di gradi di libertà della distribuzione ν . Il numero di gradi di libertà viene calcolato come il numero degli eventi considerati (rotture o non rotture) meno uno.

È noto che la resistenza a fatica sia influenzata in maniera significativa dalle condizioni superficiali dei componenti. Si vuole condurre lo studio minimizzando gli interventi superficiali in modo da non alterare la superficie originaria proveniente dalla colata e valutare la resistenza a fatica con quella determinata finitura superficiale. Per valutare la finitura superficiale dei grezzi di colata si sono eseguite misure con l'utilizzo di un rugosimetro. La misura, effettuata su un tratto di lunghezza quattro millimetri nella parte centrale dei grezzi di colata, ha fornito mediamente i seguenti valori di rugosità:

Ra [μm]	0,37
Rt [μm]	2,93

Tabella 6.1 Misure rugosità superficiale grezzi di colata

Si dimostra inoltre l'ottima qualità della finitura superficiale dei grezzi di colata che possiedono una superficie quasi rettificata.

Durante l'operazione di sbavatura si utilizza una pietra d'india a grana fine passata in senso longitudinale per rimuovere la piccola bava presente sui pezzi dovuta alla giunzione delle due parti dello stampo. A seguito di questa operazione si è verificata la rugosità superficiale della zona in cui si è passata la pietra d'india: si dimostra che tale operazione non compromette la qualità superficiale del getto poiché si misurano i seguenti valori

Ra [μm]	0,25
Rt [μm]	2,10

Tabella 6.2 Misure rugosità superficiale tratto passaggio pietra d'india per sbavatura

6.1 Prove di fatica a flessione rotante

Si conducono prove di fatica a flessione rotante utilizzando una macchina di flessione a quattro punti. L'andamento delle tensioni durante queste prove è tipico delle prove di fatica a rapporto di carico meno uno con una tensione media nulla.

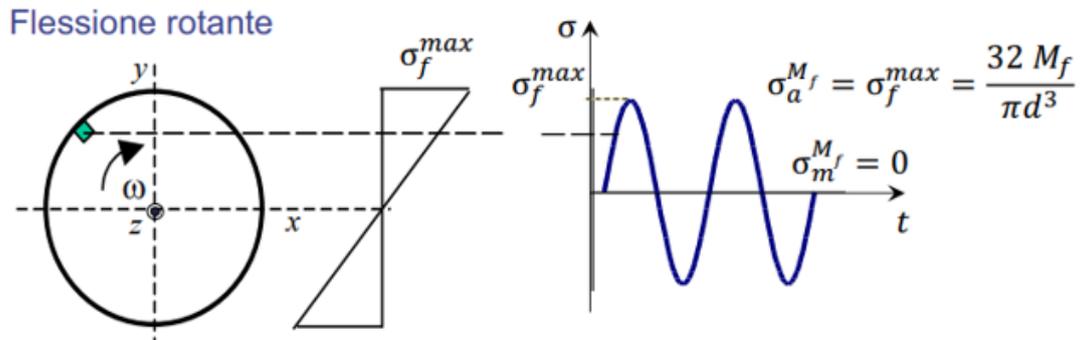


Figura 6.2 Andamento tensioni σ dovute a momento flettente, tratto da [23]

6.1.1 Descrizione macchina di prova

Per eseguire le prove di flessione rotante si utilizza una macchina di prova apposta della ditta *Schenck Maschinenfabrik*.

Si riporta una fotografia della macchina

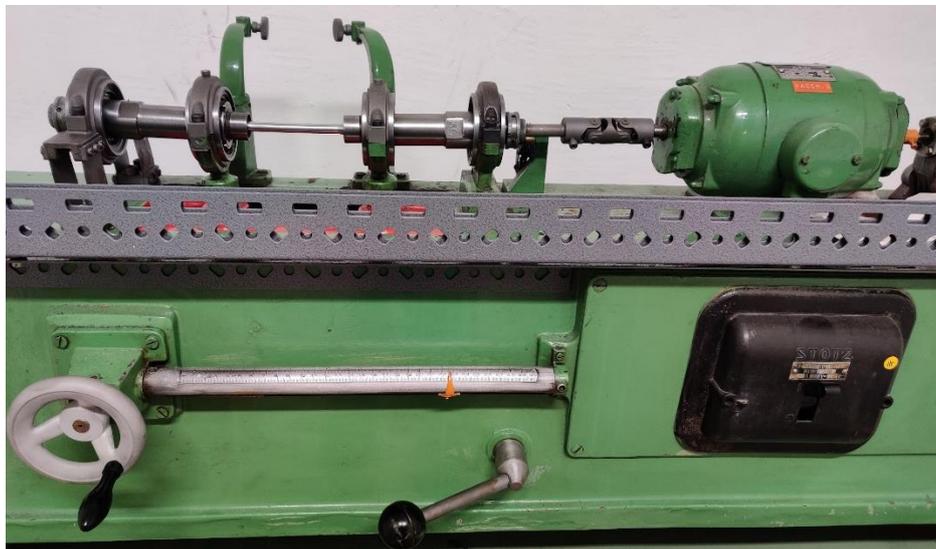


Figura 6.3 Fotografia macchina flessione rotante Schenck

Dalle condizioni di equilibrio della leva della bilancia si ha (senza massa ausiliaria G_Z):

$$-2P \cdot k + G_L \cdot (a + h + k) + G\ddot{u} \cdot a\ddot{u} - G_A \cdot k_2 = 0$$

essendo

- $G\ddot{u}$ il peso della leva e degli elementi di trasmissione;
- $a\ddot{u}$ la distanza tra baricentro leva e perno della bilancia.

Si ottiene il carico P come ([24])

$$P = \frac{G_L \cdot a}{2k}$$

Dallo studio della meccanica strutturale si ricavano le sollecitazioni agenti sul provino; questo viene modellato come una trave vincolata agli estremi con un carrello e una cerniera e caricata con due forze P simmetriche rispetto al centro. Si riporta lo schema del provino in Figura 6.5

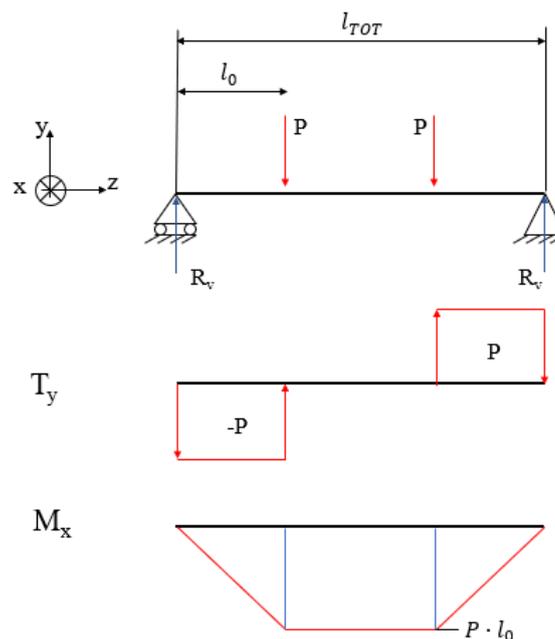


Figura 6.5 Schema strutturale del provino: condizione di carico e andamento taglio e momento flettente

Il valore del momento flettente agente tra le due sezioni caricate risulta

$$M_f = P \cdot l_0 = \frac{G_L \cdot a}{2k} \cdot l_0 = \frac{G_L \cdot 2b}{2k} \cdot l_0 = \frac{G_L \cdot l_0}{k} \cdot b$$

Si esplicita quindi che il momento flettente è direttamente proporzionale all'indice di scala b : ciò consente una facile regolazione della macchina poiché sarà sufficiente azionare il volantino di manovra che, attraverso un sistema di conversione del moto vite-

madrevite, sposterà il cursore e varierà il momento flettente agente sulla sezione ristretta del provino.

La macchina di prova è pensata per poter eseguire test su diversi materiali e pertanto le dimensioni dei provini variano a seconda della prova. Si consideri, per esempio, come prova nominale quella che prevede l'utilizzo di provini in acciaio e l'assenza di masse ausiliarie: il diametro della sezione ristretta è di $7,52 \text{ mm}$ e si dimostra che tale misura consente di avere un modulo di resistenza flessionale numericamente agevole da trattare poiché viene a crearsi un semplice fattore 100 tra l'indice di scala b e la massima tensione.

Il provino è dimensionato appositamente per la macchina di prova e possiede la seguente geometria

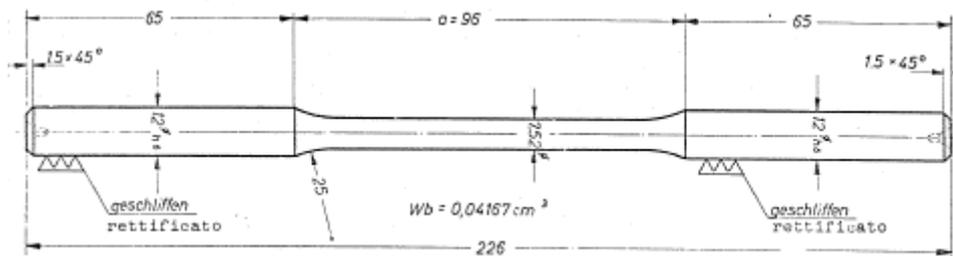


Figura 6.6 Disegno campione nominale per prove su acciaio [24]

Si ha pertanto ([24])

$$W_f = \frac{\pi \cdot d^3}{32} = \frac{\pi \cdot (0,752 \text{ [cm]})^3}{32} = 0,04167 \text{ cm}^3$$

$$\sigma_{Mf} = \frac{M_f}{W_f} = \frac{G_L \cdot l_0}{k \cdot W_f} \cdot b = \frac{2,5 \text{ [kg]} \cdot 10 \text{ [cm]}}{6 \text{ [cm]} \cdot 0,04167 \text{ [cm}^3]} \cdot b \text{ [cm]} = 100 \cdot b \frac{\text{kg}}{\text{cm}^2}$$

avendo espresso le grandezze con unità di misura agevoli per consentire di tenere la distanza b espressa in cm .

Esprimendo la tensione in unità di misura tipiche degli sforzi si ha

$$\sigma_{Mf} = b \frac{\text{kg}}{\text{mm}^2} \cong 10 \cdot b \text{ MPa}$$

Risulta quindi che ad ogni cm dell'indice b corrisponde una tensione di 10 MPa , essendo la portata della scala fino a 30 cm si possono ottenere sollecitazioni comprese fra 0 e 300 MPa . Se si aggiungessero le masse ausiliarie il range di carico varierebbe e sarebbe compreso tra:

- 300 e 600 MPa con l'aggiunta della massa minore G_{Z1} ;

- 600 e 900 MPa con l'aggiunta della massa maggiore G_{Z2} .

Per poter testare le leghe leggere è necessario cambiare la geometria del provino in modo da aumentare il modulo di resistenza a flessione e ridurre quindi le tensioni applicate a pari momento flettente imposto dal meccanismo della macchina.

In particolare, la geometria dei provini in lega leggera è

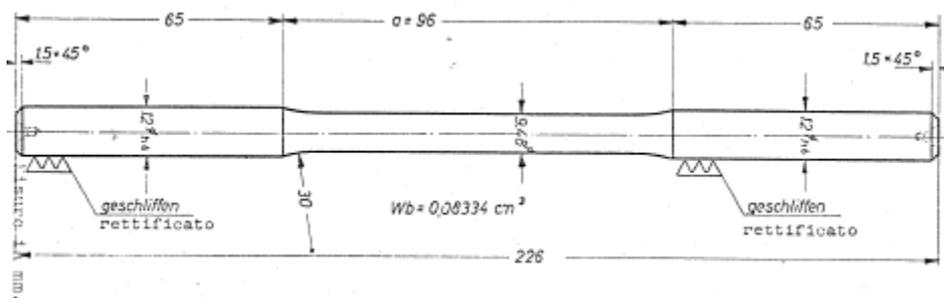


Figura 6.7 Disegno campione nominale per prove su leghe leggere [24]

Il diametro della sezione ristretta 9,48 mm è dimensionato in modo tale da raddoppiare il modulo di resistenza a flessione rispetto al provino con diametro 7,52 mm in modo da avere le tensioni dimezzate

$$\sigma_{Mf} = \frac{1}{2} \cdot b \frac{kg}{mm^2} \cong 5 \cdot b \text{ MPa}$$

I campi di sollecitazione sono quindi:

- senza massa ausiliaria: $0 \text{ MPa} \leq \sigma_{Mf} \leq 150 \text{ MPa}$;
- con massa ausiliaria G_{Z1} : $150 \text{ MPa} \leq \sigma_{Mf} \leq 300 \text{ MPa}$;
- con massa ausiliaria G_{Z2} : $300 \text{ MPa} \leq \sigma_{Mf} \leq 450 \text{ MPa}$.

Per poter esplorare carichi maggiori si possono prevedere provini con sezione piena il cui gambo presenti diametri d_x diversi da quello nominale del provino in acciaio $d_0 = 7,52 \text{ mm}$. In questo caso vi è un fattore C_x che lega l'indice di scala b alla massima tensione σ_{Mf} dovuto al rapporto tra i moduli di resistenza flessionali dei provini; si ha

$$C_x = \left(\frac{d_0}{d_x}\right)^3$$

$$\sigma_{Mf} = b \cdot C_x \frac{kg}{mm^2} \cong 10b \cdot C_x \text{ MPa}$$

Dal punto di vista operativo, i provini devono essere inseriti all'interno dei supporti della macchina, questi sono costituiti da delle pinze elastiche cave a sezione interna tronco-

conica che permettono il serraggio della trave sulle sue teste di diametro 12 mm . Avvitando delle ghiere filettate esterne si esegue il serraggio e si blocca il provino sui supporti.

Si fornisce una sezione del sistema per evidenziare il montaggio

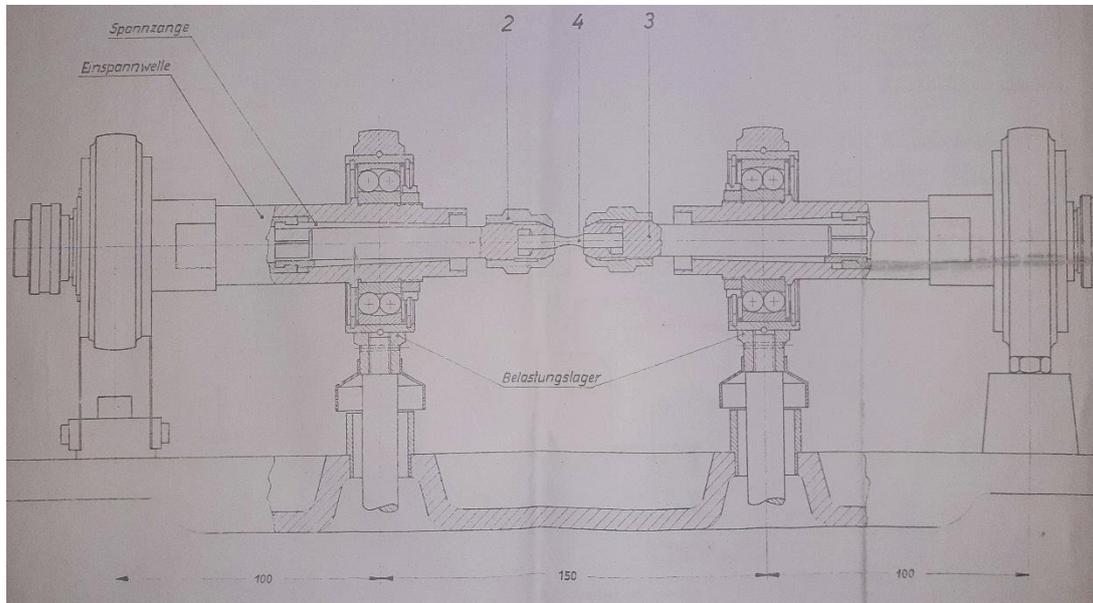


Figura 6.8 Disegno afferraggio provini [24]

Il disegno non rappresenta pienamente le condizioni di test poiché è presente un provino differente rispetto a quello in esame; tuttavia, mostra chiaramente le condizioni dei vincoli di supporto e di carico con le loro particolarità costruttive e interessi.

Il vincolo di supporto di sinistra è sostenuto da due coppie di lamine metalliche incastellate al basamento della macchina che permettono un movimento assiale del vincolo. Il supporto destro è solidale alla base poiché unito a questa attraverso una flangia, si ritiene che questo vincolo non possa compiere spostamenti assiali.

Entrambi i supporti permettono l'inclinazione del provino.

I cuscinetti centrali sono quelli che applicano il carico al provino e pertanto sono dotati di un grado di libertà verticale secondo l'asse y . Questi cuscinetti consentono l'inclinazione del provino.

6.1.2 Taratura macchina

Tale macchina risale al 1937 e non è impiegata da tempo, si è deciso di effettuare delle prove iniziali per testarla controllando che il carico imposto tramite la scala di regolazione fosse effettivamente applicato al provino. Per eseguire tali prove si è scelto di utilizzare una lega *Al 7075-T6* (limite elastico 500 MPa e modulo elastico 71,7 GPa) poiché presenta caratteristiche meccaniche appropriate per poter imporre carichi maggiori e misurare deflessioni significative.

La taratura della macchina ha richiesto diverse prove sperimentali poiché non si conoscono precisamente le condizioni di usura della macchina e la rigidità reale dei supporti (cosa che esclude un approccio numerico *FEM* a causa delle ignote condizioni al bordo). Inoltre, vi sono molti fattori che potrebbero influenzare il funzionamento della macchina come l'attrito nel meccanismo vite-madrevite, nei supporti, nei cuscinetti e negli altri organi della macchina.

In particolare, sono state effettuate tre campagne sperimentali di taratura; in ognuna di esse si procede caricando e scaricando il provino tramite l'incremento e il decremento dell'indice della scala per valutare il comportamento della macchina in termini di ripetibilità del carico applicato nelle due diverse direzioni e di eventuale isteresi tra inizio della fase di carico e la fine dello scarico.

Le tre prove sono state:

- 1) Misurazione massima freccia del provino tramite l'utilizzo di un comparatore centesimale. Durante questa prova si registrano le inflessioni del provino nella sua zona centrale e si confronteranno poi con quelle che dovrebbe teoricamente assumere secondo un semplice modello di trave inflessa su quattro punti;
- 2) Misurazione forza esercitata dai cuscinetti di carico. Si posiziona una cella di carico al di sotto del provino in modo da far appena toccare la superficie del provino stesso con un perno avvitato (in modo da regolarne l'altezza) sulla cella di carico. Si confronterà questa forza con quella teoricamente esercitata dai cuscinetti secondo il manuale della macchina analizzandone le differenze e tracciando delle curve di regolazione. Si suppone che la cella di carico sia molto più rigida dei supporti e che pertanto si caricherà maggiormente; tuttavia, non sono note le rigidità e non si può stabilire a priori quale sia l'effettiva ripartizione del carico. Inoltre, posizionando la cella di carico al di sotto del provino, si impedisce la deflessione di

quest'ultimo rendendo la struttura iperstatica (la cella di carico si comporta come un ulteriore vincolo che impedisce l'abbassamento del provino). A causa di queste complicazioni i dati sperimentali ricavati con questa prova sono di difficile interpretazione poiché non si è certi della relazione che vi è tra la forza letta dalla cella di carico e quella effettivamente agente sul provino. Si decide pertanto di eseguire una terza prova di taratura;

- 3) Misurazione deformazione elastica del provino tramite estensimetri (*strain gauges*). Si costruirà un provino con geometria apposita per ospitare gli estensimetri sia dalla parte delle fibre tese che da quella delle fibre compresse per valutare la simmetria delle deformazioni. Note le caratteristiche del materiale, si risalirà alle tensioni applicate al provino e le si confronteranno con quelle nominali. Con questa prova sarà possibile calcolare una curva di taratura definitiva valutando il comportamento reale della macchina dato che la misura con gli estensimetri è molto accurata.

Si esaminano ora nel dettaglio le tre prove effettuate per illustrarne le caratteristiche ed esporre i risultati.

6.1.2.1 Prova di taratura 1: misura freccia

L'esecuzione della prova consiste nel registrare gli spostamenti Δ della sezione centrale del provino in funzione del carico applicato dai cuscinetti e valutare la correlazione tra la tensione e la freccia assunta.

Si fornisce un'immagine del *set up* sperimentale adottato

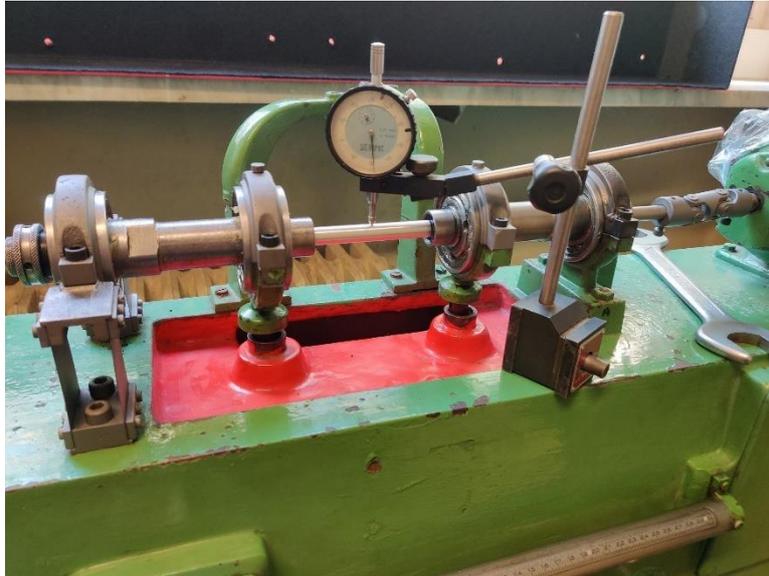


Figura 6.9 Set up sperimentale taratura Schenck mediante misurazione freccia

Nella prova si effettua una salita da inizio (assenza carico) a fine corsa (massimo carico) della scala con step di 1 cm e una successiva discesa con step 5 cm per verificare la reversibilità della misura.

Vengono effettuate tre prove col provino rastremato di diametro centrale 9,48 mm:

1. senza massa ausiliaria;
2. con massa ausiliaria minore G_{Z1} ;
3. con massa ausiliaria maggiore G_{Z2} .

I dati sperimentali devono essere successivamente validati attraverso un modello analitico del problema di una trave in flessione su quattro punti. Pertanto, si fa riferimento allo schema di Figura 6.10 e si modellano i seguenti vincoli:

- Carrello A di sinistra: consente lo spostamento assiale e l'inclinazione del provino. Elimina un grado di libertà alla struttura;
- Cerniera B di destra: consente solo l'inclinazione del provino eliminando due gradi di libertà al provino.

La struttura si ritiene isostatica essendo considerata nel piano z-y.

I vincoli di carico sono modellati come ideali e pertanto si considerano le forze da assi applicate come puntuali.

Con queste ipotesi si ottiene lo schema della trave appoggiata agli estremi e caricata con due forze P simmetriche rispetto al centro:

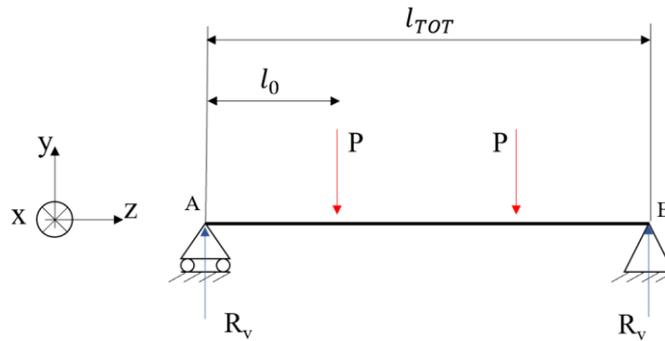


Figura 6.10 Schema strutturale provino

Mediante tale modellazione è possibile esprimere analiticamente la deflessione massima della trave nel punto centrale in funzione del carico P e delle dimensioni della struttura:

$$\Delta_{max} = \frac{32 \cdot P \cdot l_0}{\pi \cdot D^3} \cdot \frac{3 \cdot l_{tot}^2 - 4 \cdot l_0^2}{12 \cdot D \cdot E}$$

Dalla formula si evince come la massima flessione sia direttamente proporzionale alla tensione dovuta al momento flettente, il coefficiente di proporzionalità è dipendente da condizioni geometriche e di elasticità del materiale. Si può scrivere pertanto

$$\Delta_{max} = \sigma_{Mf} \cdot k$$

Con

$$\sigma_{Mf} = \frac{32 \cdot P \cdot l_0}{\pi \cdot D^3}$$

$$k = \frac{3 \cdot l_{tot}^2 - 4 \cdot l_0^2}{12 \cdot D \cdot E}$$

Si utilizza la tensione nominalmente applicata dalla macchina tramite il cursore mobile come *input* del modello, il quale fornirà la deflessione teoricamente assunta dal provino. Se la deflessione così calcolata dovesse coincidere- al netto di piccoli scostamenti- con quella misurata sperimentalmente, si potrà concludere che il modello sia in grado di ben replicare le condizioni di prova e che la macchina di misura sia tarata per fornire precisamente la tensione imposta tramite la scala di regolazione.

Il coefficiente di proporzionalità k risulta essere pari a

$$k = 100 \cdot \frac{3 \cdot (226 \text{ [mm]})^2 - 4 \cdot (65 \text{ [mm]})^2}{12 \cdot 9,48 \text{ [mm]} \cdot 71700 \text{ [MPa]}} = 1,671 \frac{\text{mm}}{100 \cdot \text{MPa}} \cong 1,7 \frac{\text{mm}}{100 \cdot \text{MPa}}$$

Il modello teorico, quindi, prevede un rateo di deflessione di 1,7 centesimi di millimetro ogni MPa di incremento di carico.

6.1.2.1.1 Scala 1, no massa ausiliaria

In questa scala non si monta alcun peso aggiuntivo sulla leva della bilancia, per cui il range nominale di stress va da 0 MPa a 150 MPa. In appendice si riporta la Tabella 8.2 dei dati sperimentali con cui si costruisce il grafico che mostra l'andamento della freccia in funzione del carico applicato:

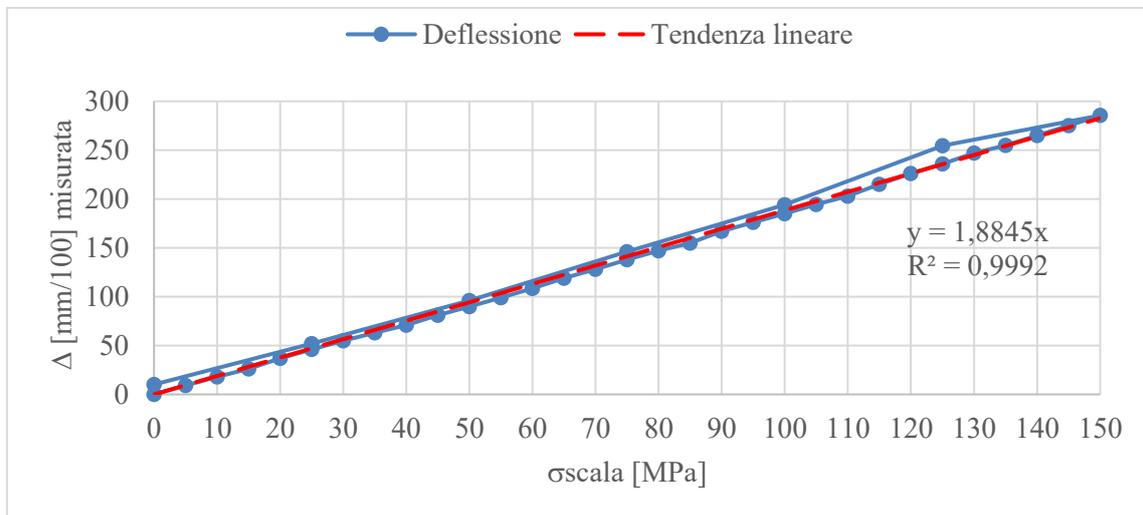


Figura 6.11 Grafico andamento deflessione in funzione dello stress

Si osserva come i punti misurati durante la fase di discesa (curva blu superiore) si discostano da quelli rilevati in fase ascendente di carico (curva blu inferiore), questo può essere dovuto al meccanismo di conversione del moto vite-madrevite che non è dotato di un sistema di recupero dei giochi interni per cui vi è una asimmetria nel posizionamento effettivo del cursore tra la salita e la discesa della scala. Per cercare di ridurre questo fenomeno si è tuttavia cercato di posizionarsi nel punto voluto della scala sempre nella stessa direzione (salita): nella fase discendente si è oltrepassato il valore *target* - andando verso numeri inferiori della scala - per poi raggiungerlo nuovamente nella direzione di salita.

Si riporta uno schema per esplicitare il posizionamento in fase discendente

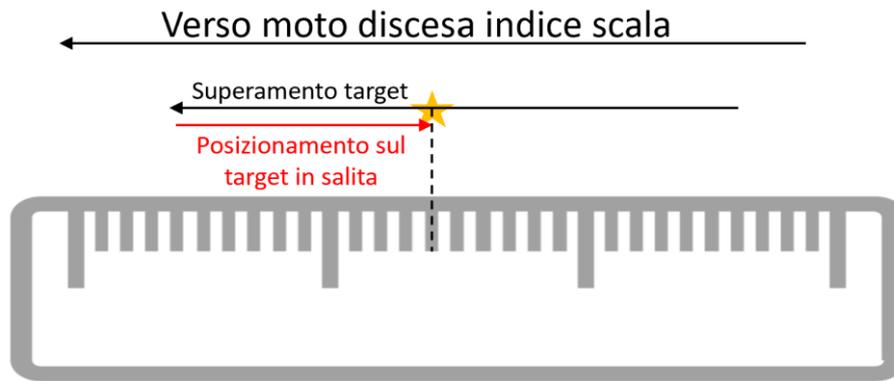


Figura 6.12 Schema posizionamento indice scala regolazione in discesa

Nonostante questa accortezza si registra lo scostamento di cui sopra, riportandosi nel punto di zero si osserva come vi sia una deflessione residua di 10 centesimi di millimetro.

Eseguendo un'interpolazione lineare della curva si ricava una retta (con un coefficiente di determinazione R^2 molto elevato di 0,9992) di equazione

$$\Delta \left[\frac{mm}{100} \right] = 1,9 \left[\frac{mm}{100 \cdot MPa} \right] \cdot \sigma [MPa]$$

Se si trascurassero i punti misurati durante la discesa si otterrebbe una distribuzione dei dati quasi perfettamente lineare, infatti il coefficiente di determinazione indica che più del 99,9 % dei dati sono rappresentati dalla retta di regressione.

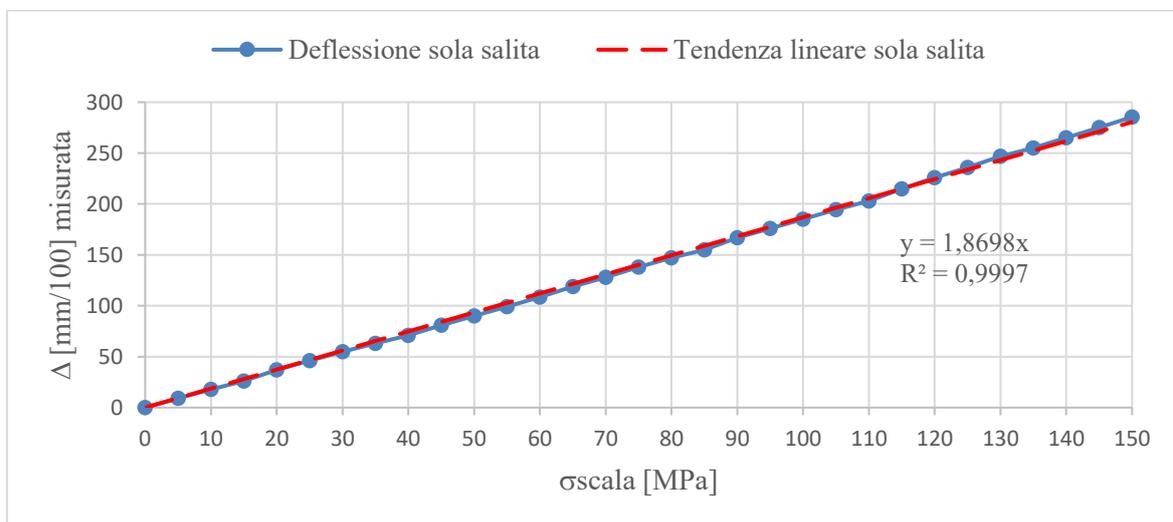


Figura 6.13 Curva deflessione, sola salita

In questa prima scala si registra una disparità tra modello teorico e dati sperimentali: le pendenze delle curve infatti presentano valori differenti

k teorico [mm/(100 MPa)]	1,7
k sperimentale [mm/(100 MPa)]	1,9
Scostamento % tra i due valori, rispetto al valore teorico	11,8

Tabella 6.3 Confronto pendenze deflessione sperimentale e teorica provino nominale

Si riporta un grafico in cui si mostra l'andamento teorico della freccia per evidenziare le differenze tra il modello teorico e i dati sperimentali

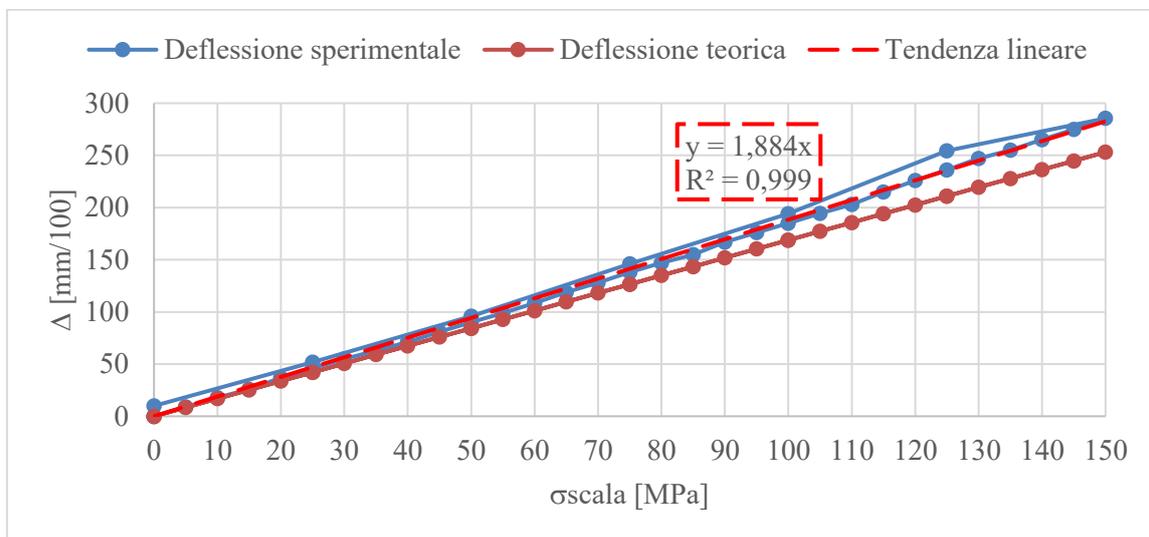


Figura 6.14 Grafico deflessione, differenze col modello teorico

Si nota una differenza tra il modello e i dati sperimentali, il calcolo teorico porterebbe a delle frecce minori lungo tutta la scala in esame. Il provino si deflette più di quanto il modello potesse prevedere, questo può essere dovuto a diverse ragioni:

- la macchina non è più in grado di fornire i carichi nominali generando stress superiori. Questa ragione sarà indagata con le successive prove di taratura;
- il provino è meno rigido di quanto calcolato tramite il coefficiente di proporzionalità k per questioni geometriche: nel calcolo non si prende in considerazione l'effetto dei raccordi e la rigidità dei supporti.

Le questioni geometriche possono essere indagate modificando il provino montato sulla macchina: si costruisce un provino cilindrico di diametro costante di 12 mm per eliminare l'effetto dei raccordi.



Figura 6.15 Disegno provino taratura $\Phi=12$ mm costante

A causa della variazione dimensionale, le tensioni nominalmente applicate saranno diverse da quelle calcolate in precedenza. Si possono infatti prevedere provini con sezione piena il cui gambo presenti diametri d_x diversi da quello dominante del provino in acciaio $d_0 = 7,52$ mm. In questo caso vi è un fattore C_x che lega l'indice di scala b alla massima tensione σ_{Mf} dovuto al rapporto tra i moduli di resistenza flessionali dei provini; si ha

$$C_x = \left(\frac{d_0}{d_x}\right)^3 = \left(\frac{7,52}{12}\right)^3 = 0,2461$$

Pertanto, la tensione nominalmente applicata in funzione dell'indice della scala di regolazione b è

$$\sigma_{Mf} [MPa] = b [cm] \cdot C_x \frac{kg}{mm^2} \cong 10b \cdot C_x = 2,461 \cdot b [cm]$$

Il modello della trave inflessa rimane il medesimo, varia il parametro k per questioni geometriche (diametro del provino)

$$k = 100 \cdot \frac{3 \cdot (226 [mm])^2 - 4 \cdot (65 [mm])^2}{12 \cdot 12 [mm] \cdot 71700 [MPa]} = 1,320 \frac{mm}{100 \cdot MPa} \cong 1,3 \frac{mm}{100 \cdot MPa}$$

Il provino a sezione costante con diametro maggiore risulta chiaramente più rigido e presenta pertanto un coefficiente di proporzionalità tra tensione e inflessione minore: a pari stress di fletterà di meno.

Si effettua una prova sperimentale col suddetto campione, misurando come in precedenza le frecce assunte al variare del carico.

Il grafico ottenuto plottando i dati sperimentali e la retta del modello teorico è il seguente

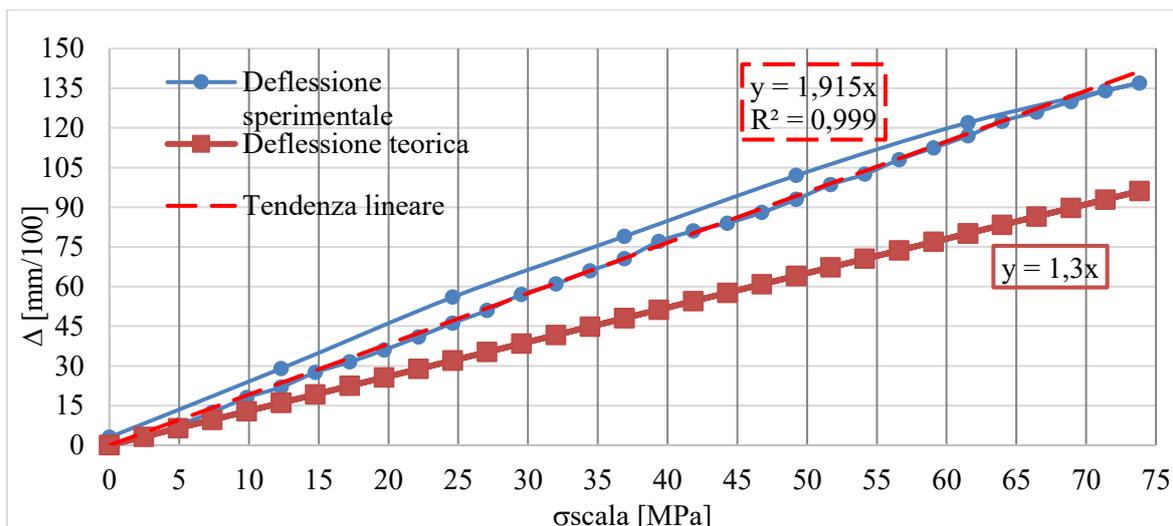


Figura 6.16 Confronto curve deflessione sperimentale/teorica provino $\Phi = 12 \text{ mm}$

Si evidenzia come anche in questo caso la deflessione sperimentale sia sempre superiore a quella calcolata con marcate differenze. Nella prova sperimentale si nota nuovamente uno scostamento tra i valori letti in salita (curva blu inferiore) e quelli registrati in discesa (curva blu superiore).

La prova sperimentale ha fornito una retta di tendenza lineare con un coefficiente

$$k = 1,9 \frac{\text{mm}}{100 \text{ MPa}}$$

che è prossimo a quello registrato già col provino a sezione ridotta con diametro centrale $9,48 \text{ mm}$ come da disegno Schenck. Questa corrispondenza fa presupporre che ci sia una buona ripetibilità della macchina, nonostante vi siano scostamenti rispetto ai dati teorici per motivi da indagare con successive le prove.

Si valuta nuovamente lo scostamento tra le pendenze delle curve

k teorico [mm/(100 MPa)]	1,3
k sperimentale [mm/(100 MPa)]	1,9
Scostamento % tra i due valori, rispetto al valore teorico	46,2

Tabella 6.4 Confronto pendenze deflessione sperimentale e teorica provino $\Phi = 12 \text{ mm}$

Lo scostamento tra i valori è aumentato, in questo caso si è cercato di apportare migliorie al modello teorico variando la geometria del provino ma i risultati non hanno portato una miglior aderenza coi dati sperimentali.

6.1.2.1.2 Scala 2, massa ausiliaria minore

In questa scala si monta il peso aggiuntivo minore sulla leva della bilancia, per cui il range nominale di stress va da 150 MPa a 300 MPa . In appendice si riporta la Tabella 8.3 dei dati sperimentali con cui si costruisce il grafico che mostra l'andamento della freccia in funzione del carico applicato:

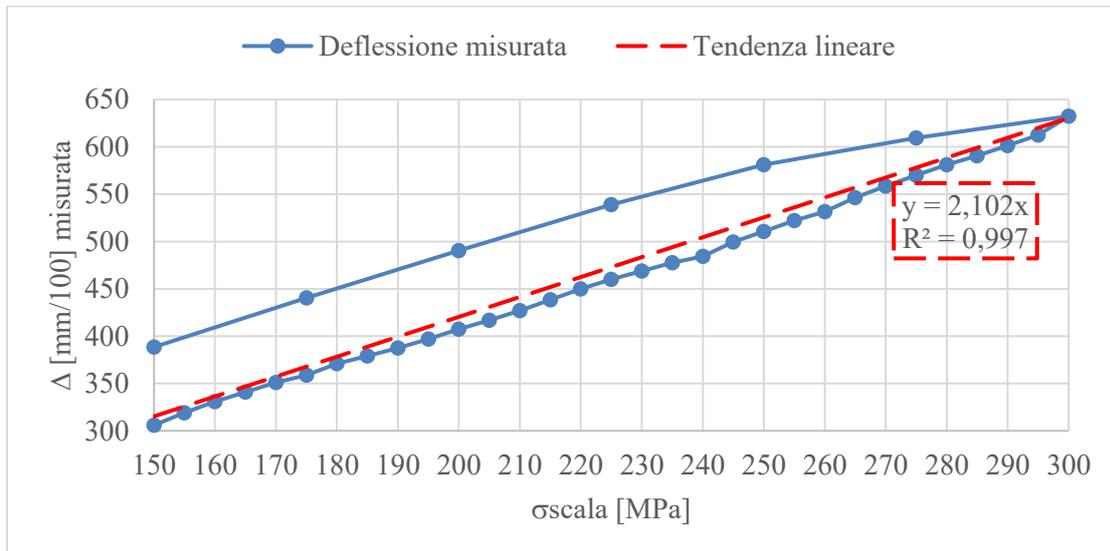


Figura 6.17 Curva deflessione sperimentale, seconda scala

In questa prova la deflessione iniziale non è nulla (306 centesimi di mm), come del resto la tensione, poiché anche con l'indice di scala posto a zero si avverte il carico dovuto al peso ausiliario che provoca un precarico aggiuntivo gravante sul provino. Anche in questo test si nota una disparità di lettura tra salita e discesa del cursore, tornando allo zero si rileva una deflessione residua di $82,5$ centesimi di millimetro.

La fase di salita è ben rappresentabile da una retta, mentre la fase di discesa assume una forma più simile ad una spezzata. Inoltre, eseguendo una regressione lineare dei punti sperimentali, si calcola un rateo di crescita della freccia superiore a quello registrato nella prima prova senza massa aggiunta.

La differenza tra il modello teorico e il dato sperimentale è più marcata, come illustrato nella seguente tabella

k teorico [mm/(100 MPa)]	1,7
k sperimentale [mm/(100 MPa)]	2,1
Scostamento % tra i due valori, rispetto al valore teorico	23,5

Tabella 6.5 Confronto pendenze deflessione sperimentale e teorica, seconda scala

Si riporta un grafico con la curva sperimentale e la retta teorica

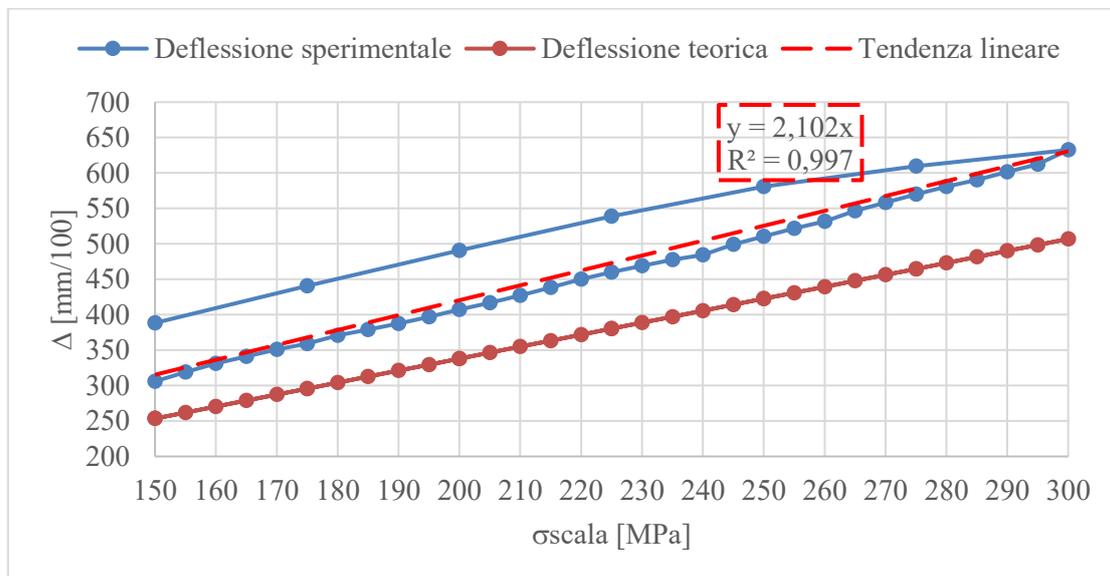


Figura 6.18 Confronto curve deflessione sperimentale/teorica, seconda scala

6.1.2.1.3 Scala 3, massa ausiliaria maggiore

In questa scala si monta il peso aggiuntivo maggiore sulla leva della bilancia, per cui il range nominale di stress va da 300 MPa a 450 MPa . In appendice si riporta la Tabella 8.4 dei dati sperimentali con cui si costruisce il grafico che mostra l'andamento della freccia in funzione del carico applicato:

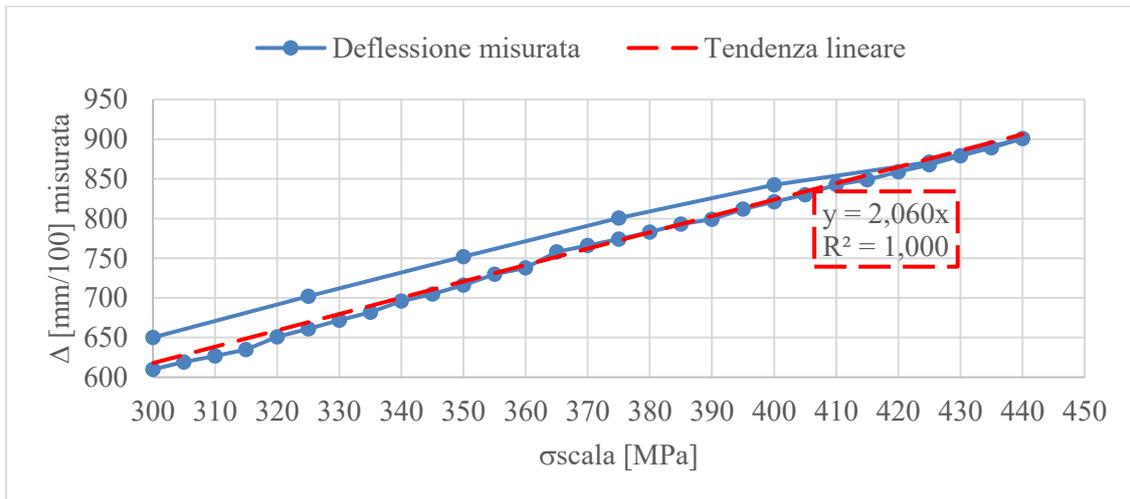


Figura 6.19 Curva deflessione sperimentale, terza scala

Le deflessioni raggiunte in questa prova sono tali da cadere nel limite di portata di misura del comparatore centesimale utilizzato (11 mm). Per questo motivo si è deciso di non raggiungere il fondo scala di regolazione dell'indice del cursore per non far lavorare il comparatore al limite del suo campo di misura, zona in cui le misure potrebbero risentire dell'eccessivo carico sull'asta del comparatore. Le misure sono state effettuate fino alla posizione $b = 28\text{ cm}$ corrispondenti a 440 MPa anziché ai 450 MPa del fondo scala.

Anche in questa prova la deflessione iniziale non è nulla in virtù della presenza della massa aggiunta, la freccia misurata inizialmente con la scala posta sullo zero è 610 centesimi di mm .

Si osserva come la fase di salita sia con buona approssimazione una retta mentre la fase di discesa sia maggiore con scostamenti che vanno aumentando al diminuire del carico.

La differenza tra il modello teorico e il dato sperimentale è la medesima della prova precedente con la massa minore aggiunta dato che il coefficiente di proporzionalità è il medesimo

k teorico [mm/(100 MPa)]	1,7
k sperimentale [mm/(100 MPa)]	2,1
Scostamento % tra i due valori, rispetto al valore teorico	23,5

Tabella 6.6 Confronto pendenze deflessione sperimentale e teorica, terza scala

Le curve sperimentali della seconda e della terza scala si dispongono quindi su una retta con il medesimo coefficiente angolare, segno che vi sia una buona linearità della macchina.

Si riporta un grafico con la curva sperimentale e la retta teorica

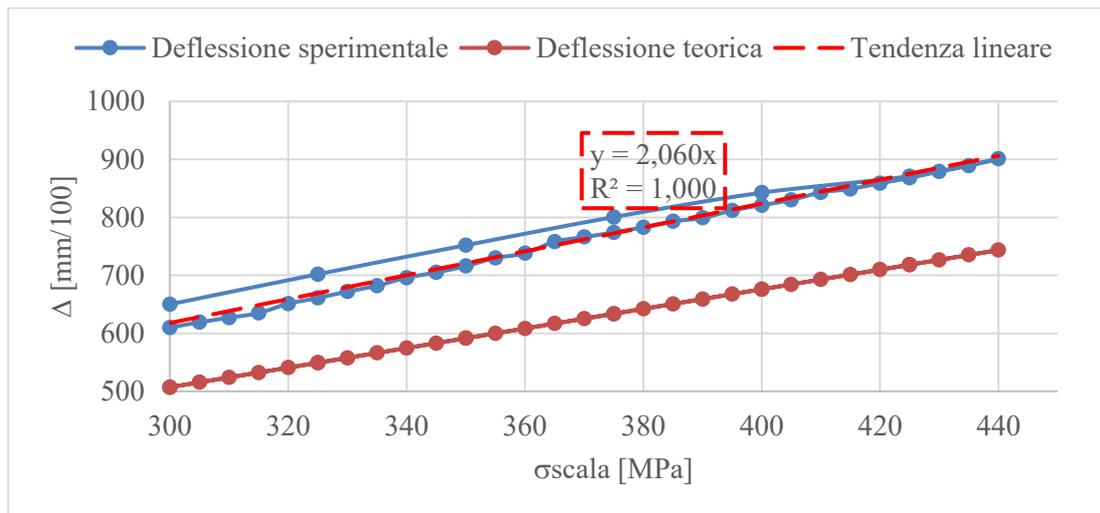


Figura 6.20 Confronto curve deflessione sperimentale/teorica, terza scala

Si nota una marcata differenza tra i valori sperimentali e quelli derivanti dal modello teorico.

6.1.2.1.4 Conclusioni prova di taratura 1

Le rette ottenute facendo le interpolazioni e considerando anche le fasi di discesa sono state quindi

Scala	Equazione	k [mm/(100·MPa)]
1	$\Delta = 1,884 \cdot \sigma_{Mf}$	1,9
2	$\Delta = 2,102 \cdot \sigma_{Mf}$	2,1
3	$\Delta = 2,060 \cdot \sigma_{Mf}$	2,1

Tabella 6.7 Confronto curve deflessione sperimentali delle tre scale

Effettuando dei calcoli statistici sul coefficiente angolare delle rette si ricava

$$k_{medio} = \frac{1}{3} \sum_{prova=1}^3 k_{prova} \cong 2 \frac{mm}{100 MPa}$$

$$COV_k = \frac{\sigma_k}{k_{medio}} = 4,7\%$$

dove con:

- σ_k : deviazione standard della popolazione dei tre coefficienti angolari. Calcolata come

$$\sigma_k = \sqrt{\frac{1}{3} \sum_{prova=1}^3 (k_{prova} - k_{medio})^2}$$

- COV_k : *Coefficient Of Variation* del parametro k , parametro per misurare la dispersione statistica.

Si conclude quindi che la curva di caratterizzazione della macchina di misura sia

$$\Delta \left[\frac{mm}{100} \right] = 2 \sigma_{Mf} [MPa]$$

Si riporta un grafico complessivo con le misurazioni delle tre scale

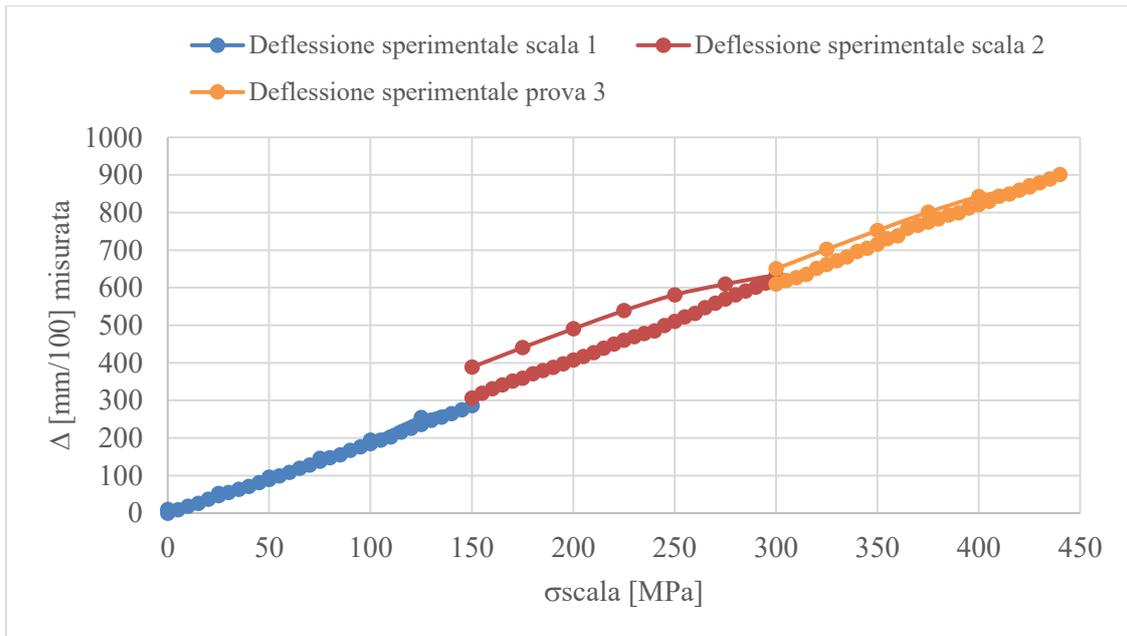


Figura 6.21 Curva deflessione complessiva delle tre scale

Si vede come vi sia una buona tendenza lineare lungo tutta la salita da 0 a 450 MPa, tutti i tratti discendenti (curve superiori) sono più irregolari e si discostano dalle rette ascendenti.

Questa prima prova di taratura ha dimostrato come la macchina applichi i carichi in modo pressoché lineare mantenendo una diretta proporzionalità fra l'indice della scala di regolazione e la tensione del momento flettente, ovvero della freccia risultante da σ_{Mf} . Tuttavia, si registrano scostamenti significativi col modello teorico della trave inflessa su quattro punti, per cui non si è certi che i carichi nominali siano effettivamente applicati al provino. Ci potrebbero essere attriti sui vari organi della macchina che impediscono l'applicazione del carico nominale.

Queste incertezze sul carico effettivamente applicato dalla macchina hanno fatto scaturire l'idea della seconda prova di taratura, ovvero quella con la cella di carico posta al di sotto del provino per misurare la forza effettiva applicata al campione.

6.1.2.2 Prova di taratura 2: misura forza

In questa prova si posiziona una cella di carico da 10 kN al di sotto della superficie del campione in modo da avere un contatto minimo tra il provino e un perno filettato avvitato nella sede femmina della cella di carico. L'azzeramento della misura viene effettuato registrando il precarico iniziale imposto sollevando leggermente il perno filettato in modo da garantire il contatto col campione, questo sarà poi scorporato dalle letture successive per avere le misurazioni al netto del precarico iniziale.

Come per la prova precedente si analizzano ora le tre diverse scale di carico.

6.1.2.2.1 Scala 1, no massa ausiliaria

In questa prima prova si registra un precarico di compressione agente sulla cella di carico pari a 21,5 N. Questo valore sarà scorporato dalle letture successive.

Si riportano i dati calcolati in forma tabellare

Indice scala [cm]	σ teorica Schenck [MPa]	P teorica Schenck [kN]	F letta dalla cella di carico, senza precarico [kN]	σ effettiva [MPa]	Errore relativo sulle σ , rispetto alla σ teorica
0	0	0,000	0,014	11	-
1	5	0,006	0,014	11	113%
2	10	0,013	0,014	11	7%
3	15	0,019	0,017	13	12%
4	20	0,026	0,024	18	9%
5	25	0,032	0,029	22	10%
6	30	0,039	0,034	26	12%
10	50	0,064	0,055	42	15%
20	100	0,129	0,106	82	18%
30	150	0,193	0,158	122	18%

Tabella 6.8 Dati forze e stress ricavate dalla misura con cella di carico, scala 1

Si osserva che per i primi tre centimetri la cella di carico non fornisce incrementi nella forza agente su di essa, dal quarto centimetro la salita è invece lineare. Si notano scostamenti fino al 18 % tra le tensioni calcolate a partire dalla forza letta dalla cella di carico e quelle nominalmente applicate dalla macchina.

Si riporta la curva di forza per esplicitarne l'andamento

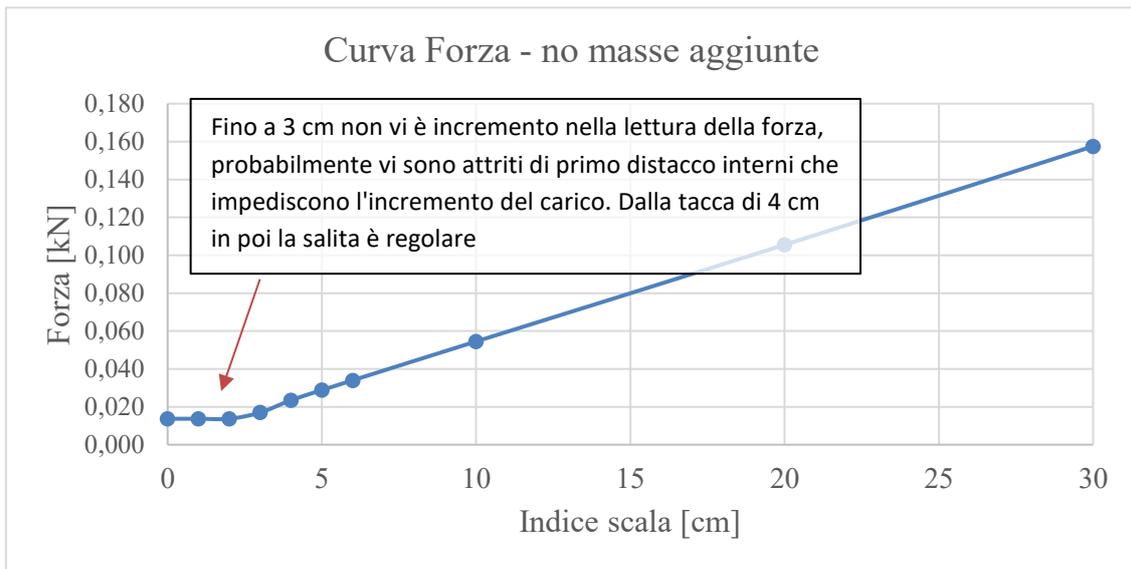


Figura 6.22 Andamento forza misurata con cella di carico, scala 1

Si riporta un grafico per valutare l'andamento della forza e della tensione corrispondente

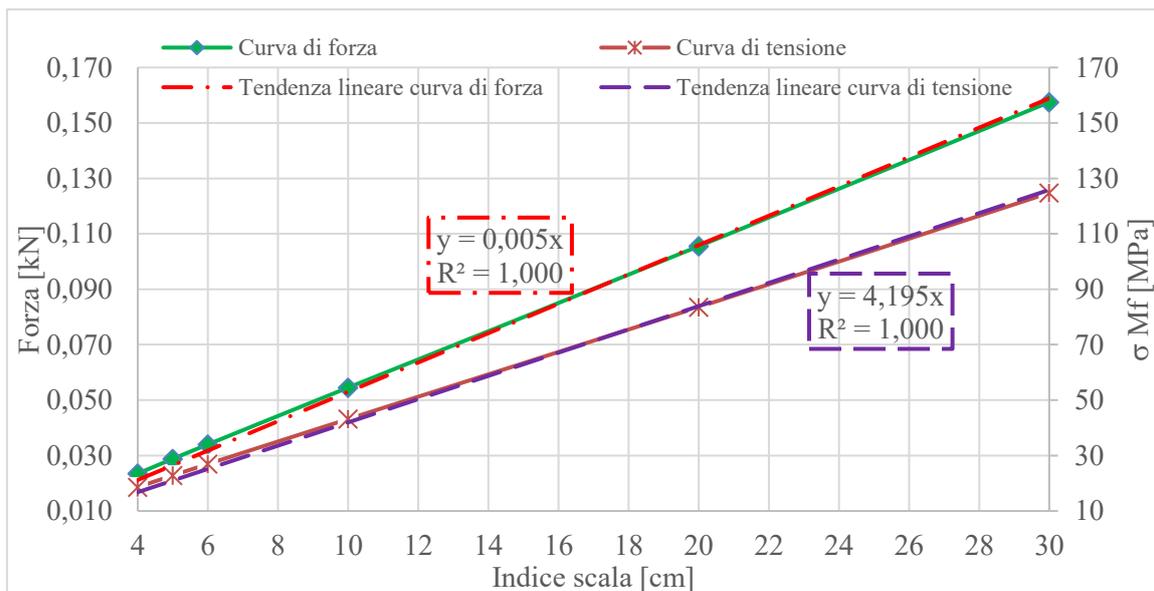


Figura 6.23 Curve di forza e di tensione, scala 1

Si vede come vi siano andamenti lineari molto ben interpolati da rette di tendenza, le curve ricavate sono

$$F [kN] = 0,005 b [cm]$$

$$\sigma [MPa] = 4,2 b [cm]$$

La curva di tensione così ottenuta si discosta da quella nominale in quanto il coefficiente di proporzionalità κ fra indice di carico e tensione non è lo stesso

κ nominale [MPa/cm]	5
κ sperimentale [MPa/cm]	4,2
Scostamento % tra i due valori, rispetto al valore nominale	16

Tabella 6.9 Confronto coefficiente proporzionalità tra indice di scala e tensione, scala 1

6.1.2.2.2 Scala 2, massa ausiliaria minore

In questa prima prova si registra un precarico di compressione agente sulla cella di carico pari a 3 N. Questo valore sarà scorporato dalle letture successive.

Si riportano i dati calcolati in forma tabellare

Indice scala [cm]	σ teorica [MPa]	P teorica Schenck [kN]	F letta dalla cella di carico, senza precarico [kN]	σ effettiva [MPa]	Errore relativo sulle σ , rispetto alla σ teorica
0	150	0,189	0,164	127	15%
1	155	0,196	0,169	131	15%
2	160	0,202	0,175	136	15%
3	165	0,208	0,180	140	15%
4	170	0,215	0,185	144	15%
5	175	0,221	0,191	148	15%
6	180	0,227	0,195	152	16%
10	200	0,253	0,217	168	16%
20	250	0,316	0,267	208	17%
30	300	0,379	0,319	248	17%

Tabella 6.10 Dati forze e stress ricavate dalla misura con cella di carico, scala 2

Si osserva uno scostamento dal 15 al 17 % tra lo stress teoricamente applicato e quello calcolato tramite misura della forza.

Si riporta un grafico per valutare l'andamento della forza e della tensione corrispondente

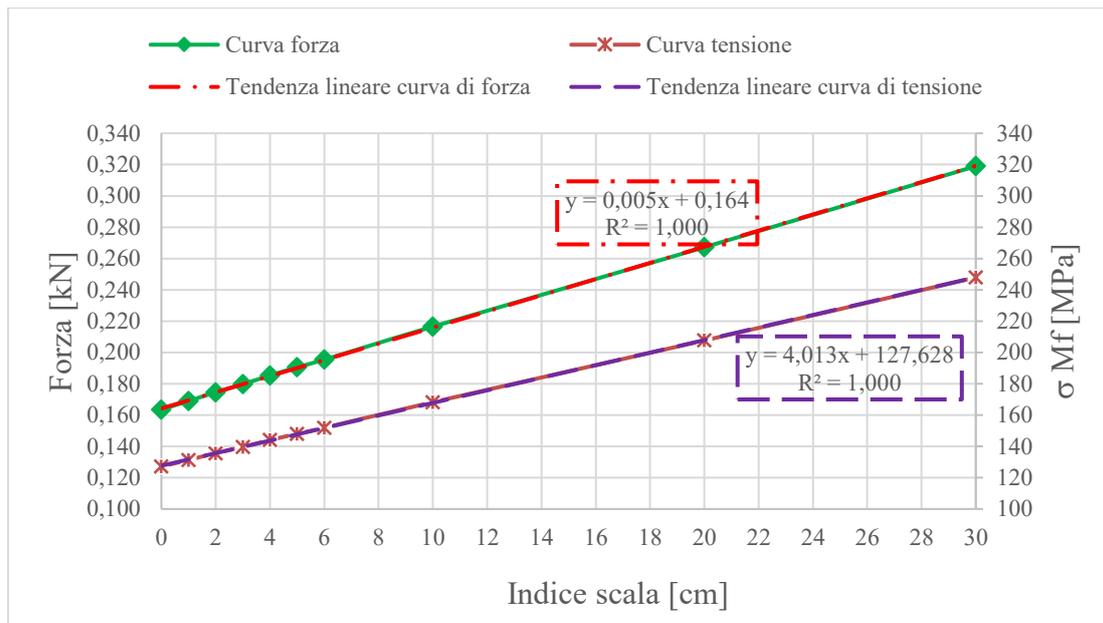


Figura 6.24 Curve di forza e di tensione, scala 2

Si osservano andamenti lineari molto ben interpolati da rette di tendenza, le curve ricavate sono

$$F [kN] = 0,005 b [cm] + 0,164$$

$$\sigma [MPa] = 4,0 b [cm] + 128$$

La curva di tensione così ottenuta si discosta da quella nominale in quanto il coefficiente di proporzionalità κ fra indice di carico e tensione non è lo stesso

κ nominale [MPa/cm]	5
κ sperimentale [MPa/cm]	4
Scostamento % tra i due valori, rispetto al valore nominale	20

Tabella 6.11 Confronto coefficiente proporzionalità tra indice di scala e tensione, scala 2

In questa seconda scala le misurazioni effettuate indicano che gli stress applicati sono inferiori a quelli nominali. La curva di regolazione stress-indice di carico della macchina è meno pendente di quella teorica e traslata verso il basso.

6.1.2.2.3 Scala 3, massa ausiliaria maggiore

In questa prima prova si registra un precarico di compressione agente sulla cella di carico pari a 1,4 N. Questo valore sarà scorporato dalle letture successive.

Si riportano i dati calcolati in forma tabellare

Indice scala [cm]	σ teorica [MPa]	P teorica Schenck [kN]	F letta dalla cella di carico, senza precarico [kN]	σ effettiva [MPa]	Errore relativo sulle σ , rispetto alla σ teorica
0	300	0,386	0,333	259	14%
1	305	0,392	0,334	259	15%
2	310	0,399	0,342	265	14%
3	315	0,405	0,347	269	14%
5	325	0,418	0,358	278	15%
10	350	0,450	0,383	298	15%
20	400	0,515	0,437	339	15%
30	450	0,579	0,488	379	16%

Tabella 6.12 Dati forze e stress ricavate dalla misura con cella di carico, scala 3

Si osserva uno scostamento dal 14 al 17 % tra lo stress teoricamente applicato e quello calcolato tramite misura della forza, coerentemente con i dati delle precedenti scale.

Si riporta un grafico per valutare l'andamento della forza e della tensione corrispondente

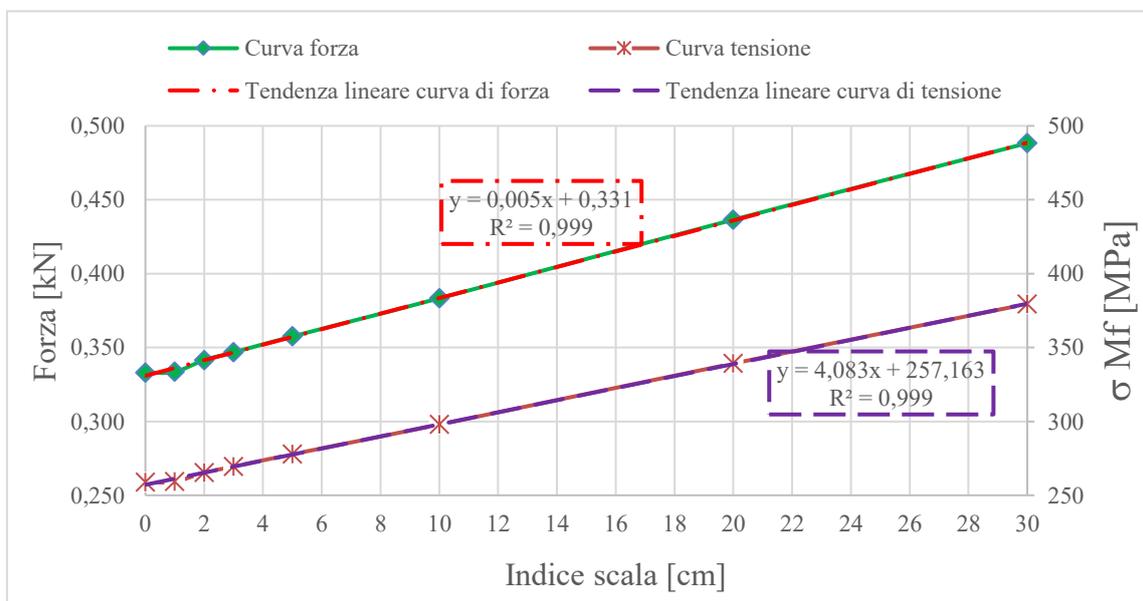


Figura 6.25 Curve di forza e di tensione, scala 3

Si osservano andamenti lineari molto ben interpolati da rette di tendenza, tranne che nel primo tratto da 0 a 2 cm in cui la cella di carico non fornisce incrementi significativi. Le curve ricavate con interpolazione lineare sono

$$F [kN] = 0,005 b [cm] + 0,331$$

$$\sigma [MPa] = 4,1 b [cm] + 257$$

La curva di tensione così ottenuta si discosta da quella nominale in quanto il coefficiente di proporzionalità κ fra indice di carico e tensione non è lo stesso

κ nominale [MPa/cm]	5
κ sperimentale [MPa/cm]	4,1
Scostamento % tra i due valori, rispetto al valore nominale	18

Tabella 6.13 Confronto coefficiente proporzionalità tra indice di scala e tensione, scala 3

Anche in questa scala il coefficiente di proporzionalità tra l'indice della scala b e la tensione applicata si discosta di circa il 20 % rispetto al valore nominale di 5 MPa/cm.

Come osservato per le altre scale, le misurazioni effettuate indicano che gli stress applicati sono inferiori a quelli nominali. La curva di regolazione stress-indice di carico della macchina è meno pendente di quella teorica e traslata verso il basso.

6.1.2.2.4 Conclusioni prova di taratura 2

Le rette ottenute facendo le interpolazioni sono state quindi

Scala	Equazione di regolazione	κ [MPa/cm]
1	$\sigma = 4,2 b$	4,2
2	$\sigma = 4,0 b + 128$	4,0
3	$\sigma = 4,1 b + 257$	4,1

Tabella 6.14 Confronto curve di regolazione con taratura mediante cella di carico

$$\kappa_{medio} = \frac{1}{3} \sum_{prova=1}^3 \kappa_{prova} \cong 4,1 \frac{MPa}{cm}$$

$$COV_{\kappa} = \frac{\sigma_{\kappa}}{\kappa_{medio}} = 2,0\%$$

Si ha una variabilità statistica dei coefficienti angolare delle rette di regolazione molto contenuta, questo dimostra che la macchina ha un comportamento ripetibile. Il κ_{medio} delle curve si discosta del 18% rispetto al $\kappa_{nominale}$, ciò significa che la macchina fornisce in media il 18% in meno di stress rispetto al valore nominale; questo comporta uno shift delle tre scale rispetto ai valori teorici e quindi la necessità di posizionare l'indice della scala in posizioni diverse (maggiori) rispetto a quanto le scale teoriche indicassero.

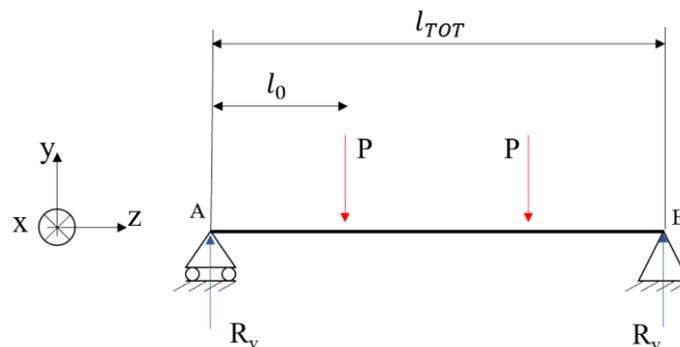
Il fatto che la macchina fornisca delle forze minori di quelle nominali può essere dovuto ad attriti interni tra gli organi del meccanismo di regolazione (sistema vite-madrevite) che causano la perdita di carico.

Questa prova di taratura, in sintesi, fornisce delle curve di taratura per ognuna delle tre scale realizzabili. Tuttavia, non si ritiene ancora del tutto esaustiva poiché vi sono delle incertezze nella bontà dei dati raccolti. In particolare, l'entità della forza misurata dalla *load cell* è difficilmente correlabile con la forza effettivamente agente sui cuscinetti di carico della macchina. Applicando la cella di carico al di sotto del provino, si impedisce l'inflessione di quest'ultimo annullando il grado di libertà verticale di cui la struttura era dotata in precedenza; così facendo si rende la struttura iperstatica.

Per risolvere travi iperstatiche si devono applicare specifiche metodologie di calcolo strutturale considerando l'azione del vincolo aggiuntivo che causa la iperstaticità: in questo caso la condizione aggiuntiva derivante dalla presenza della cella di carico è che questa reagisca fornendo al provino una forza tale da impedire la freccia del campione nel punto in cui essa è posizionata (in mezzeria del campione).

Si procede al calcolo utilizzando la sovrapposizione degli effetti di due situazioni, con l'ipotesi che il sistema sia lineare:

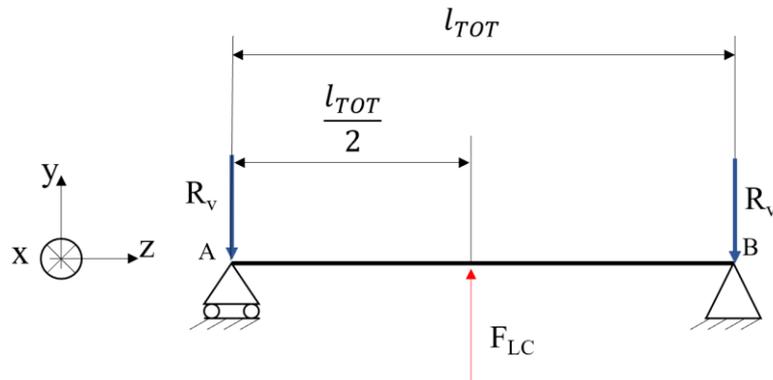
1. Trave vincolata e caricata come da teoria della macchina



L'effetto ora da considerare delle forze P dei cuscinetti di carico è quello di inflettere la trave, come già analizzato nel paragrafo 6.1.2.1 di descrizione della prova di taratura uno, della quantità

$$\Delta_{max} = \frac{32 \cdot P \cdot l_0}{\pi \cdot D^3} \cdot \frac{3 \cdot l_{tot}^2 - 4 \cdot l_0^2}{12 \cdot D \cdot E} \quad \text{Eq. 6-4}$$

2. Trave con gli stessi vincoli e caricata in mezzeria con la forza derivante dalla cella di carico



L'effetto di inflessione dovuto alla forza applicata sul provino dalla cella di carico sarebbe ([25])

$$\Delta_{max}^{Load Cell} = \frac{4 F_{LC} \cdot l_{TOT}^3}{3 \pi E \cdot D^4} \quad \text{Eq. 6-5}$$

La sovrapposizione degli effetti impone che le due frecce siano uguali e opposte, poiché il provino non può deformarsi nella zona centrale a causa della presenza della cella di carico che ne impedisce l'abbassamento.

Si deve quindi imporre l'uguaglianza delle frecce prima calcolate con le Eq. 6-4 e Eq. 6-5 per ricavare la relazione tra la forza sui cuscinetti P e la forza letta dalla cella di carico F_{LC} .

Questo rapporto si dimostra valere

$$\xi = \frac{P}{F_{LC}} = \frac{2l_0}{l_{tot}^3} (3l_{tot}^2 - 4l_0^2)$$

e con le dimensioni caratteristiche della geometria in esame si ha

$$\xi = \frac{P}{F_{LC}} = \frac{2 \cdot 65 [mm]}{(226 [mm])^3} (3 \cdot (226 [mm])^2 - 4 \cdot (65 [mm])^2) = 1,54$$

Questo rapporto, tuttavia, non si riscontra nei dati sperimentali, in nessuna delle tre prove eseguite. Infatti, si registrano dei rapporti $\frac{P}{F_{LC}}$ variabili ma intorno a 1,22, il che dimostra che i dati sperimentali raccolti dalla lettura della forza agente sulla cella di carico non sono sovrapponibili con quanto la teoria suggerirebbe.

Questo può essere dovuto principalmente al fatto che non si conoscono le rigidità dei cuscinetti e della cella di carico. Nel calcolo teorico queste rigidità si assumono uguali tra loro e di valore infinitamente più elevato rispetto alla rigidità del provino, in realtà questo non è esatto poiché ogni organo è dotato della propria rigidità che influenza la ripartizione dei carichi; non si conosce quindi il rapporto effettivo tra la forza applicata dai cuscinetti e quella letta dalla cella di carico.

Questa considerazione non permette di accettare completamente le curve di taratura calcolate con queste prove di misura di forza; pertanto, si decide di ricorrere ad un'ulteriore prova sperimentale di misura per essere certi della taratura della macchina. In particolare, si ricorrerà ad una misurazione della deformazione elastica delle fibre del provino mediante l'applicazione di estensimetri (*strain gauges, SG*).

6.1.2.3 Prova di taratura 3: misura deformazione elastica ϵ

In questa prova di taratura si utilizzano degli estensimetri per misurare la deformazione elastica del provino. Si costruisce una provetta appositamente congegnata per poter ospitare gli estensimetri: si parte dal provino a sezione costante di diametro 12 mm e si effettuano due fresature longitudinali, diametralmente opposte, in mezzeria del provino, come mostrato nella Figura 6.26

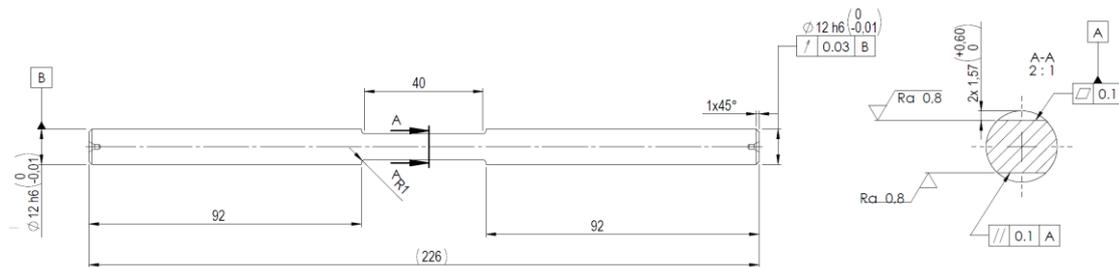


Figura 6.26 Disegno provino utilizzato per taratura Schenck con strain gauges

Sulle superfici così ottenute si dispongono gli estensimetri, appositamente configurati e saldati sul provino. Il risultato della lavorazione e dell'applicazione degli *strain gauges* è il seguente mostrato in Figura 6.27



Figura 6.27 Campione lavorato per ospitare gli strain gauges

Gli estensimetri così saldati al provino sono in grado di convertire una loro deformazione flessionale in un segnale elettrico proporzionale alla deformazione stessa che, una volta amplificato e condizionato, giunge ad un calcolatore dotato di apposito *software* per la visualizzazione della deformazione misurata. Montando una coppia di *strain gauges*, si riesce inoltre a valutare il grado di simmetria della deformazione poiché le fibre a cui sono collegati sono di trazione sul lato inferiore del provino e di compressione sul lato superiore per via del tipico andamento a farfalla delle tensioni flessionali.

Consolidato il *set-up* sperimentale, si procede misurando le deformazioni assunte dal provino. Si decide di effettuare una serie di misurazioni sia in salita che in discesa dell'indice della scala b con step di incremento/decremento variabili a seconda della fase e del numero di salita o discesa. In particolare, si effettuano le seguenti letture, in ordine di esecuzione:

- 14 punti in prima salita, a posizioni di b di 0, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 8, 10, 12, 14, 20, 25, 30 cm;
- 5 punti per la prima discesa, a posizioni di b di 20, 10, 5, 2, 0 cm;
- 3 punti in seconda salita, a posizioni di b di 10, 20, 30 cm;
- 3 punti in seconda discesa, a posizioni di b di 20, 10, 0 cm.

Una volta acquisite le deformazioni si procede all'analisi dei dati. Per comodità delle grandezze da trattare, si applica la legge di *Hooke* per convertire le deformazioni elastiche in stress

$$\sigma [MPa] = E [MPa] \cdot \epsilon [-]$$

Tramite la costruzione di grafici con l'andamento della tensione al variare dell'indice di scala e della fase di salita/discesa, si risalirà ad una curva di taratura della macchina per ciascuna scala di carico.

6.1.2.3.1 Scala 1, no massa ausiliaria

In questa prima scala non si aggiungono masse ausiliarie sulla traversa della bilancia. Il grafico ottenuto che mostra l'andamento delle tensioni è il seguente:

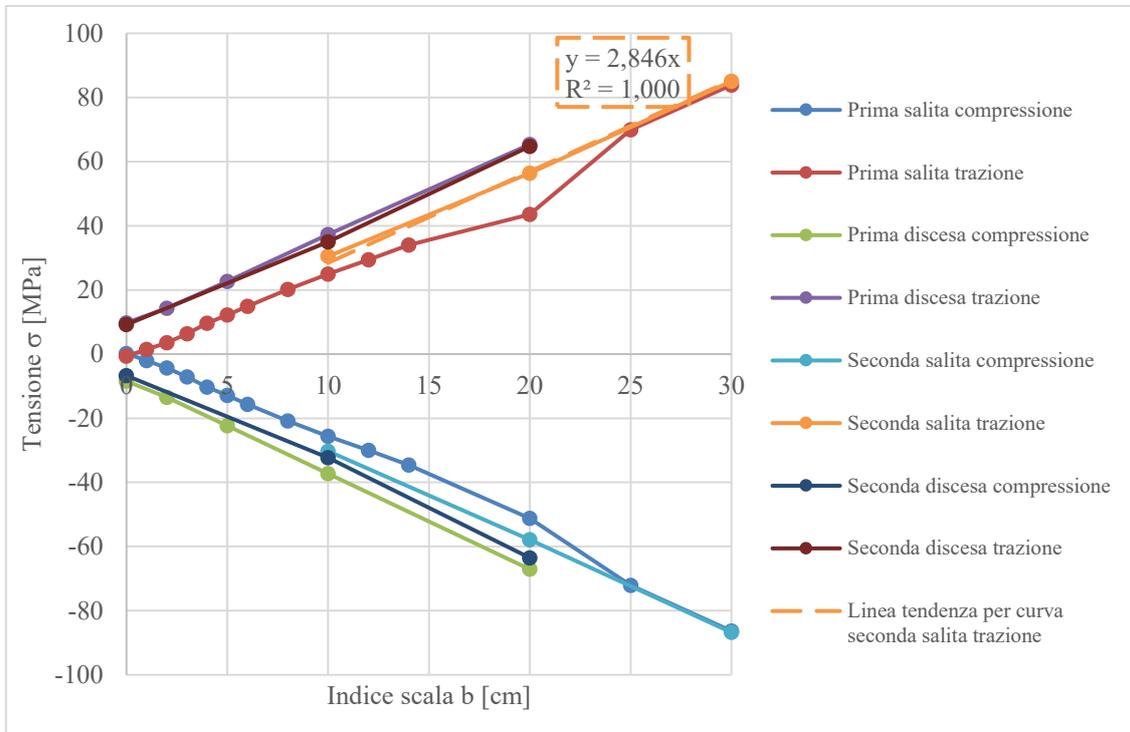


Figura 6.28 Grafico tensioni misurate tramite SG, scala 1

Il grafico può essere così commentato:

- La prima salita ha un andamento lineare, ad eccezione del punto con $b=20$ cm che si discosta vistosamente dalla tendenza degli altri punti, si può trattare di un *outlier* sperimentale. Questa considerazione vale sia per i punti di trazione (curva arancione) che per i corrispettivi punti in compressione (curva blu);
- Nella prima discesa si registrano valori superiori (in valore assoluto) a quelli misurati nella fase di salita precedente, sia in trazione (curva gialla) che in compressione (curva grigia). Si nota però un certo parallelismo tra le curve, segno che la macchina mantiene lo stesso step di incremento/decremento della tensione rispetto all'indice della scala ma che sia affetta da una significativa isteresi;
- Nella seconda salita si registrano dei valori che sono compresi tra le altre curve e si nota una linearità marcata delle curve. Si sceglie di prendere la parte di trazione di questa fase come curva di taratura riferimento di questa scala e ne si fa un'interpolazione lineare

$$\sigma [MPa] = 2,9 b [cm]$$

- Nella seconda e ultima discesa si registrano valori prossimi a quelli misurati nella prima discesa, soprattutto per i valori riguardanti le fibre in trazione. Sembra che la macchina abbia una maggior ripetibilità in fase discendente dell'indice di regolazione; questo accade nonostante il fatto che anche in discesa ci si posizioni nel punto desiderato in salita, come già descritto nelle precedenti prove.

6.1.2.3.2 Scala 2, massa ausiliaria minore

In questa seconda scala si aggiunge la massa ausiliaria minore sulla traversa della bilancia. Il grafico ottenuto che mostra l'andamento delle tensioni è il seguente:

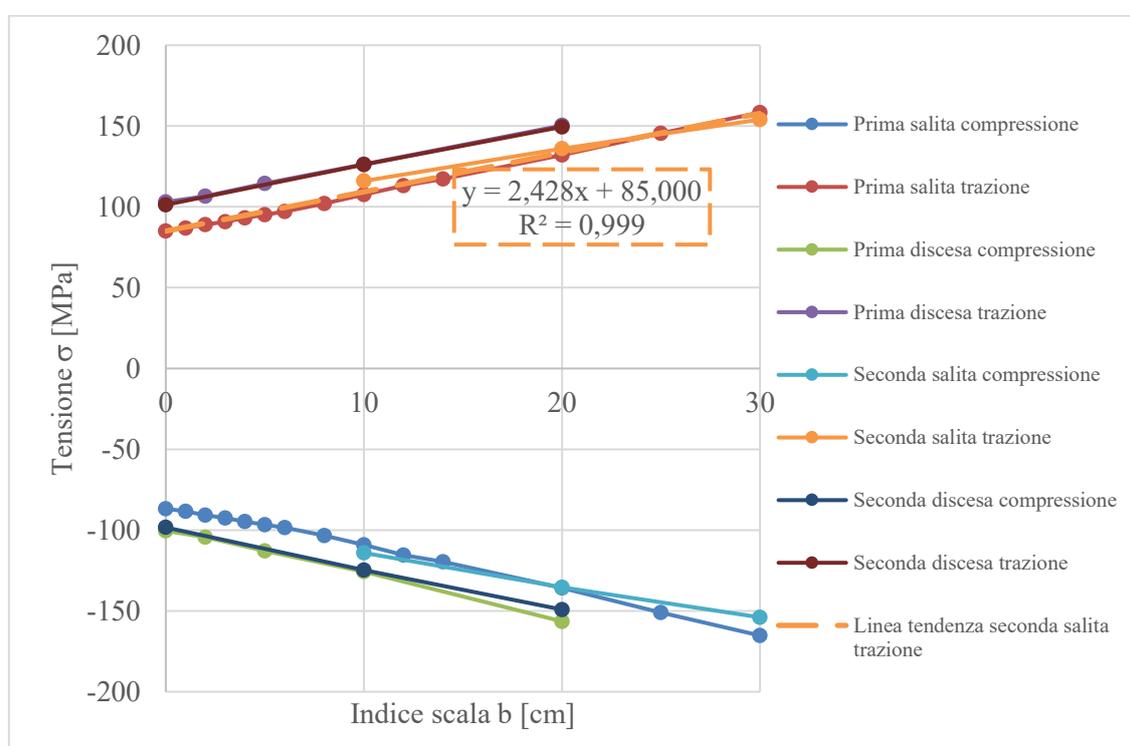


Figura 6.29 Grafico tensioni misurate tramite SG, scala 2

Anche in questa prova si notano gli stessi andamenti commentati nella scala precedente: la prima salita presenta i valori minori, la seconda salita si posiziona in mezzo alle curve e le discese sono molto vicine tra loro con i valori massimi.

Si prende nuovamente la seconda salita di trazione come riferimento e si effettua una interpolazione lineare che fornisce la seguente equazione di taratura per la seconda scala

$$\sigma [MPa] = 2,4 b [cm] + 85 [MPa]$$

Il termine noto è stato imposto considerando il punto sperimentale finale della seconda salita della scala precedente.

6.1.2.3.3 Scala 3, massa ausiliaria maggiore

In questa terza scala si aggiunge la massa ausiliaria maggiore sulla traversa della bilancia. Il grafico ottenuto che mostra l'andamento delle tensioni è il seguente:

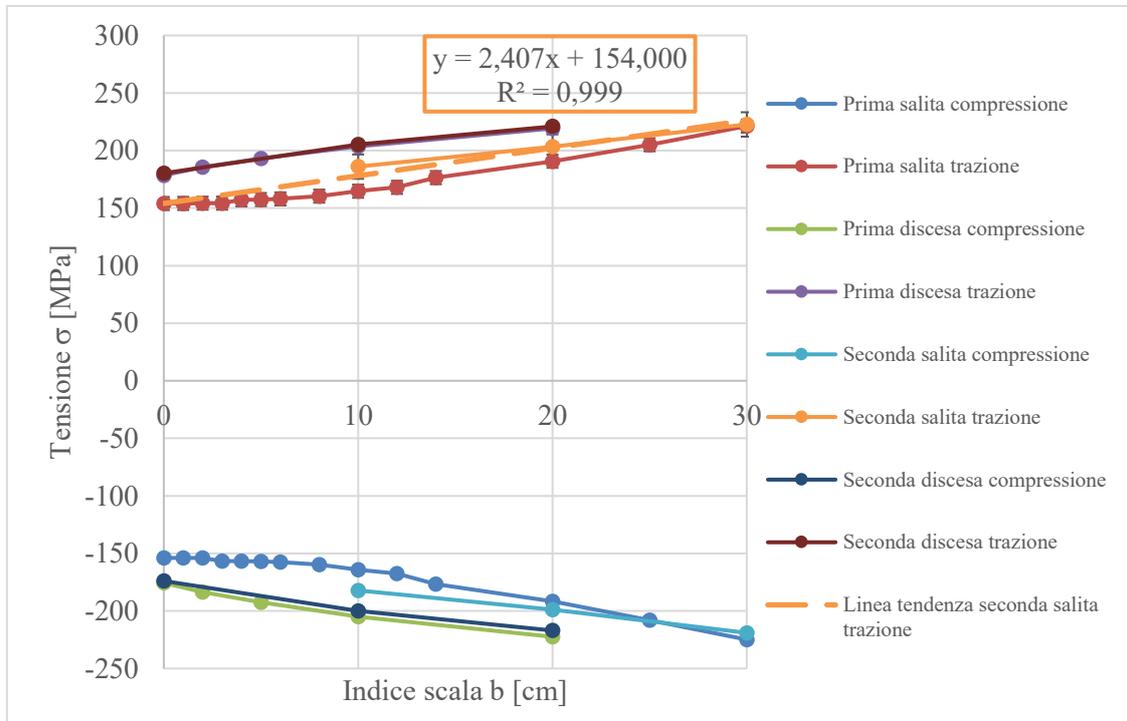


Figura 6.30 Grafico tensioni misurate tramite SG, scala 3

In questa terza scala si confermano le tendenze registrate nelle precedenti due; tuttavia, si nota come per i primi 10 centimetri dell'indice b non si abbiano incrementi significativi nella tensione. Nel primo terzo di questa scala la macchina sembra quindi non incrementare il carico ai cuscinetti.

Prendendo ancora una volta la seconda salita come riferimento si ha la curva di taratura per la terza scala:

$$\sigma [MPa] = 2,4 b [cm] + 154 [MPa]$$

Il termine noto è stato imposto considerando il punto sperimentale finale della seconda salita della scala precedente.

6.1.2.3.4 Conclusioni prova di taratura 3

Le misurazioni delle tre scale possono essere rese più confrontabili sottraendo le deformazioni residue da una scala all'altra. Le deformazioni della seconda scala, ad esempio, vengono ricomputate sottraendo ad ognuna il valore della deformazione registrata al fondo della prima scala. Così facendo si ottengono dei valori indipendenti dalla condizione di aggiunta di masse ausiliarie e si ha un quadro complessivo del comportamento della macchina.

Si costruisce quindi il grafico che riporta tutte le misurazioni (dei soli punti in trazione):

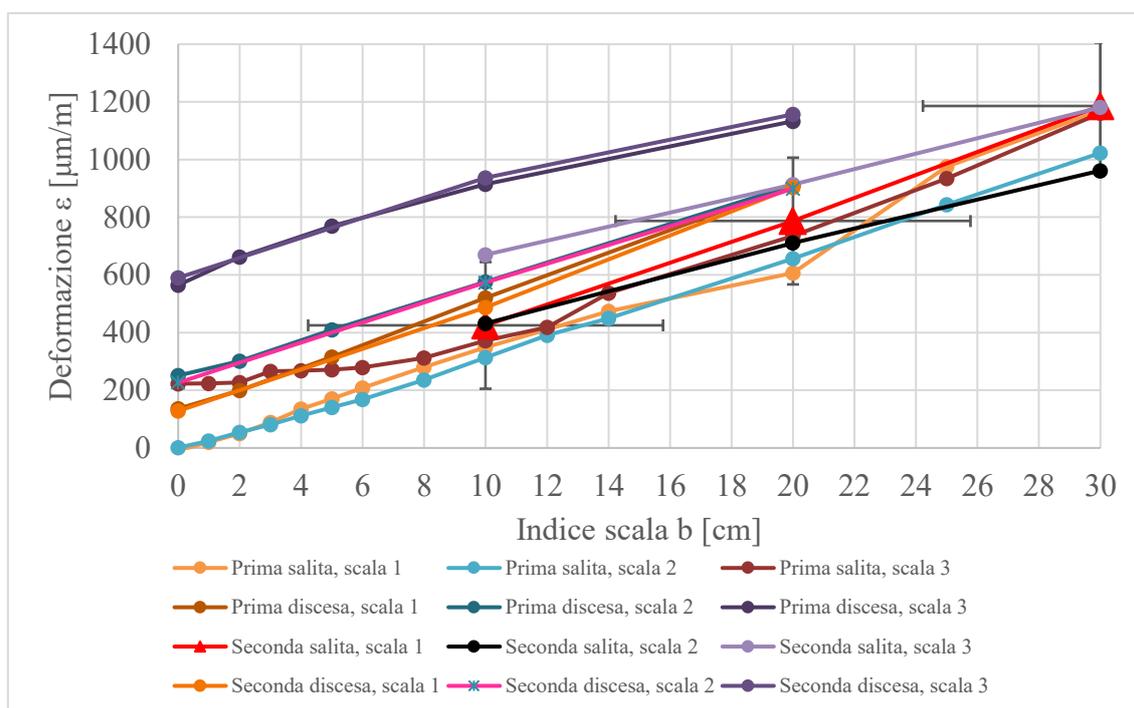


Figura 6.31 Grafico tensioni misurate tramite SG, insieme delle tre scale

Si nota una evidente dispersione statistica dei dati, si confermano le tendenze evidenziate precedentemente. Si graficano le barre di errore standard per la popolazione dei punti della seconda salita della prima scala (curva rossa con indicatore a triangolo) e si evidenzia come le altre curve cadano all'interno delle barre di errore, ad eccezione delle curve che rappresentano i punti di discesa della scala tre che sono maggiori e fuori dal fascio delle altre curve.

Considerato quanto sopra, si ritengono le curve di taratura precedentemente ricavate come buoni indicatori del comportamento della macchina. Le curve calcolate con le interpolazioni lineari delle seconde salite sono quindi:

Scala	Equazione di regolazione	κ [MPa/cm]
1	$\sigma = 2,9 b$	2,9
2	$\sigma = 2,4 b + 85$	2,4
3	$\sigma = 2,4 b + 154$	2,4

Tabella 6.15 Equazioni di regolazione delle tre scale, provino lavorato per SG

$$\kappa_{medio} = \frac{1}{3} \sum_{prova=1}^3 \kappa_{prova} \cong 2,6 \frac{MPa}{cm}$$

$$COV_{\kappa} = \frac{\sigma_{\kappa}}{\kappa_{medio}} = 9,2\%$$

Le tensioni così calcolate non sono immediatamente riconducibili al provino utilizzato per la fatica per via del diverso modulo di resistenza flessionale. Una volta individuate le curve di taratura della macchina, si effettueranno delle correzioni moltiplicando le funzioni per il rapporto fra i moduli di resistenza a flessione del provino fresato per ospitare gli *strain gauges* e di quello nominalmente usato per la fatica. Questo calcolo si basa sul fatto che la macchina, a pari scala e indice di regolazione, fornisca sempre lo stesso momento flettente. In questo modo vi è una proporzionalità inversa tra la tensione e il modulo di resistenza a flessione dei provini.

$$\sigma_{effettiva} = \sigma_{misura\ SG} \cdot \frac{W_{f,provino\ fresato\ per\ SG}}{W_{f,provino\ fatica}}$$

dove con:

- $\sigma_{effettiva}$, tensione applicata al provino di fatica rastremato con diametro 9,42 mm;
- $\sigma_{misura\ SG}$, tensioni calcolate da regressioni lineari punti misura *strain gauges*;
- $W_{f,provino\ fresato\ per\ SG}$, modulo di resistenza flessionale del provino appositamente lavorato per ospitare gli SG, nella sezione di applicazione degli estensimetri. Tale parametro, in riferimento al sistema di riferimento dello schema del provino Figura 6.32, si valuta come

$$W_{f,provino\ fresato\ per\ SG} = \frac{I_X}{y_{max}}$$

- $W_{f,provino\ fatica}$, modulo di resistenza flessionale del provino di fatica

$$W_{f,provino\ fatica} = \frac{I_X}{y_{max}} = \frac{\pi \cdot D^3}{32} = \frac{\pi \cdot 9,42^3}{32} = 82,1 \text{ mm}^3$$

Per il calcolo di $W_{f,provino\ fresato\ per\ SG}$ è necessario valutare il momento di inerzia, relativo all'asse X, della sezione trasversale del provino ospitante gli SG, tale parametro si valuta tramite il software CAD SolidWorks utilizzato per la modellazione dei componenti della presente tesi. Tale parametro vale

$$I_X = 568,94 \text{ mm}^4$$

La distanza y_{max} viene calcolata considerando la distanza tra il piano neutro di flessione e la superficie del provino, ovvero la distanza radiale tra il centro della sezione e la fine del campione

$$y_{max} = 6 \text{ [mm]} - 1,57 \text{ [mm]} = 4,43 \text{ mm}$$

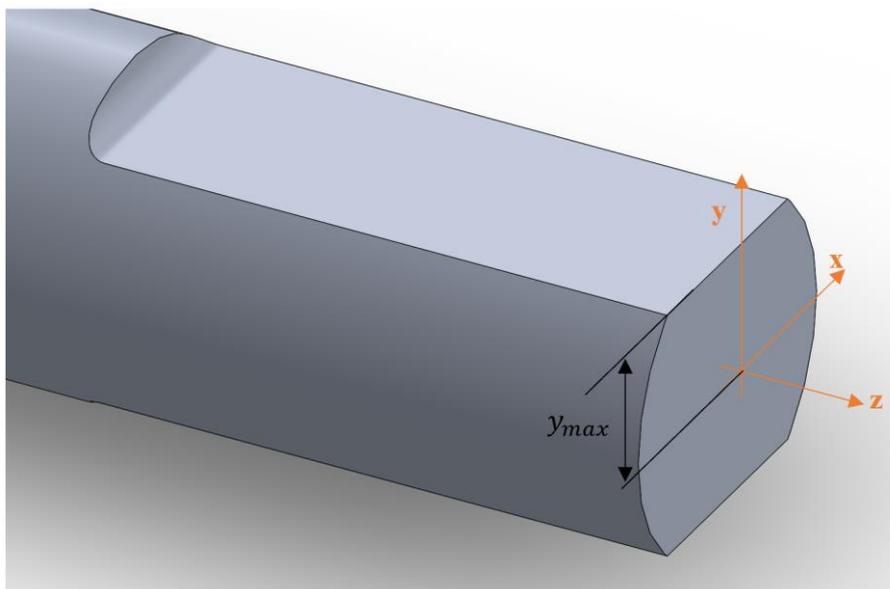


Figura 6.32 Sezione provino lavorato per taratura tramite SG

Risulta quindi

$$W_{f,provino\ fresato\ per\ SG} = \frac{I_X}{y_{max}} = \frac{568,94 \text{ [mm}^4\text{]}}{4,43 \text{ [mm]}} = 128,4 \text{ mm}^3$$

Il rapporto correttivo della tensione ζ , calcolato tramite divisione dei moduli di resistenza flessionale vale

$$\zeta = \frac{W_{f,provino\ fresato\ per\ SG}}{W_{f,provino\ fatica}} = \frac{128,4 \text{ [mm}^3\text{]}}{82,1 \text{ [mm}^3\text{]}} = 1,6$$

Considerato questo coefficiente correttivo, le curve di taratura che rappresentano le condizioni operative della macchina in cui si monta il campione di fatica con diametro centrale 9,42 mm sono:

Scala	Equazione di regolazione	κ [MPa/cm]
1	$\sigma = 4,6 b$	4,6
2	$\sigma = 3,8 b + 136$	3,8
3	$\sigma = 3,8 b + 246$	3,8

Tabella 6.16 Equazioni di regolazione provino di fatica $\Phi=9,42$ mm

$$\kappa_{medio} = \frac{1}{3} \sum_{prova=1}^3 \kappa_{prova} \cong 4,1 \frac{MPa}{cm}$$

$$COV_{\kappa} = \frac{\sigma_{\kappa}}{\kappa_{medio}} = 9,3\%$$

Confrontando queste curve con quelle ricavate dalla prova numero due tramite cella di carico si ha

Scala	Equazione di regolazione, prova 2 <i>load cell</i>	Equazione di regolazione, prova 3 <i>strain gauges</i>
1	$\sigma = 4,2 b$	$\sigma = 4,6 b$
2	$\sigma = 4,0 b + 128$	$\sigma = 3,8 b + 136$
3	$\sigma = 4,1 b + 257$	$\sigma = 3,8 b + 246$

Tabella 6.17 Confronto curve di regolazione: taratura con *load cell* e con *SG*

Si evince come le due prove abbiano portato a risultati sovrapponibili anche se con qualche naturale differenza. I timori avuti riguardo la prova numero due non si sono dimostrati causa di grandi errori nelle curve di taratura, permangono tuttavia dubbi nella natura della forza letta con la cella di carico e pertanto si decide di scegliere e di adottare come curve di taratura della macchina quelle risultanti dalla prova di taratura numero tre, per via della incontrovertibilità delle misure di deformazioni effettuate con gli *strain gauges* nonostante una variabilità non trascurabile intrinseca alla macchina. Uno sviluppo successivo di questo lavoro potrebbe essere quello di revisionare completamente la macchina, sostituendo eventuali parti usurate o danneggiate per recuperare i *range* di sollecitazioni nominali.

Nella pratica, si prende l'accorgimento di regolare la macchina impostando l'indice della scala b come se ci si trovasse in una seconda salita: se ad esempio ci si dovesse collocare a 20 cm , si effettuerebbe una prima completa salita continua $0-30\text{ cm}$ seguita da una discesa continua $30-0\text{ cm}$ e finalmente ci si posizionerebbe all'indice $b=20\text{ cm}$. In questo modo si cerca di riprodurre le condizioni applicate durante la taratura della macchina per avere maggiore riproducibilità possibile.

I *range* quindi effettivamente esplorabili dalla macchina con le tre diverse scale sono:

- senza massa ausiliaria: $0\text{ MPa} \leq \sigma_{Mf} \leq 126\text{ MPa}$;
- con massa ausiliaria G_{Z1} : $128\text{ MPa} \leq \sigma_{Mf} \leq 248\text{ MPa}$;
- con massa ausiliaria G_{Z2} : $257\text{ MPa} \leq \sigma_{Mf} \leq 380\text{ MPa}$.

Con le curve di taratura calcolate vi sono delle bande morte a cavallo delle scale dovute alla natura dei calcoli eseguiti.

Si anticipa che, durante lo svolgimento delle prove di fatica a flessione rotante sui provini della seconda produzione, si sono riscontrate molte rotture anomale sui raccordi dei provini. Si registra infatti che solo il 50% dei campioni porta a dei punti sperimentali buoni mentre tra le rotture invalide si hanno rotture nei raccordi nel 78% dei casi.

Analizzando le superfici di rottura al *SEM* ci si è resi conto che le superfici dei provini sono danneggiate e logorate nella zona di raccordo; questo può essere dovuto ad una scarsa lubrificazione dello stampo in fase di produzione che ha comportato la lacerazione della superficie del campione nel momento in cui questo viene estratto dallo stampo.

Si mostrano le immagini ricavate al *SEM* che descrivono queste rotture

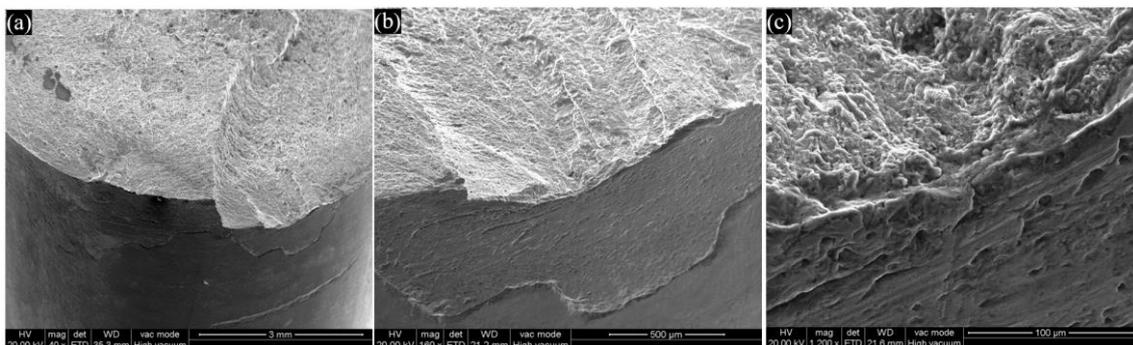


Figura 6.33 Immagini rottura nel raccordo provino fatica Schenck: (a) macro 40x (b) ingrandimento lesione superficie 160x (c) dettaglio lesioni superficie 1200x

Si fornisce un altro esempio di rotture anomale per danni superficiali nella zona del raccordo

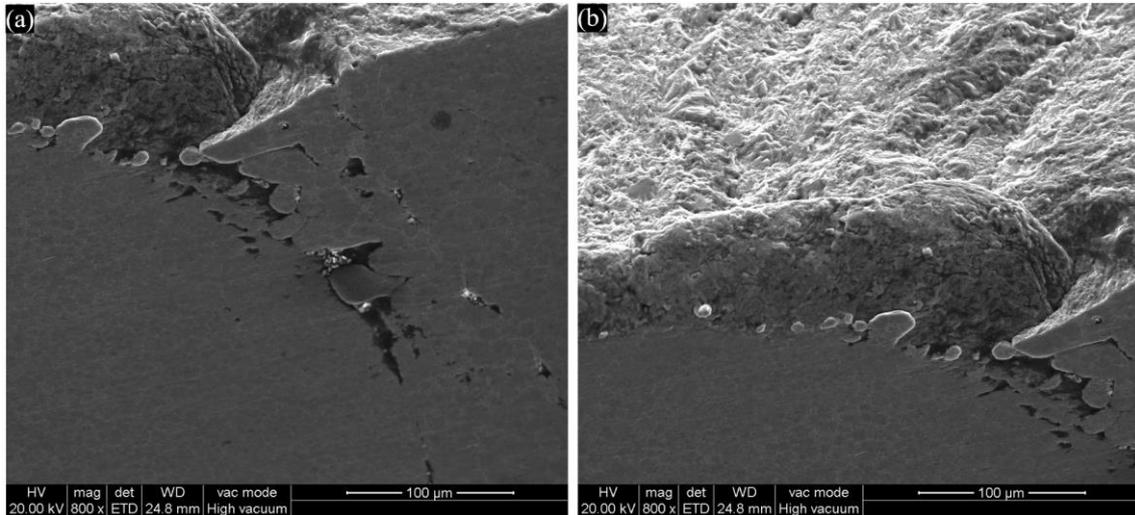


Figura 6.34 Immagini rottura nel raccordo provino fatica Schenck: (a) macro 800x della lesione (b) tilt campione a 800x per evidenziare superficie frattura

Per ovviare a queste rotture si decide di modificare la geometria dei campioni, tornendoli nel tratto centrale di pochi decimi per rimuovere la superficie danneggiata e lasciare una superficie integra in modo da non avere inneschi per le rotture. Si prende l'accortezza di lucidare la superficie per ottenere una rugosità superficiale prossima a quella del grezzo di colata in modo da non variare questo parametro di influenza sulla resistenza a fatica.

Si mostra il disegno del provino con geometria modificata in Figura 6.35

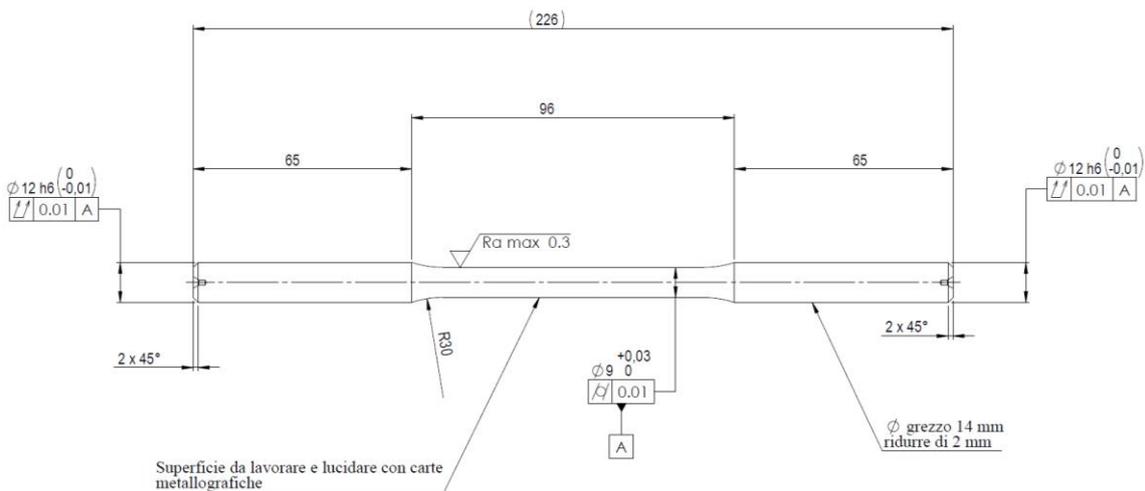


Figura 6.35 Disegno provini fatica flessione rotante seconda colata con diametro centrale 9 mm

Le tensioni applicate al provino con tale geometria, si ricavano da quelle precedentemente calcolate correggendo col cubo del rapporto dei diametri. Questo vale per ciascuna delle tre scale. Si ha quindi

$$\sigma_{\Phi=9\text{ mm}} = \sigma_{\Phi=9,42\text{ mm}} \cdot \left(\frac{9,42\text{ [mm]}}{9\text{ [mm]}} \right)^3$$

Tale correzione porta alle seguenti curve di regolazione

Scala	Equazione di regolazione	κ [MPa/cm]
1	$\sigma = 5,3 b$	5,3
2	$\sigma = 4,4 b + 156$	4,4
3	$\sigma = 4,4 b + 282$	4,4

Tabella 6.18 Equazioni di regolazione provino di fatica $\Phi=9\text{ mm}$

6.1.3 Provette della prima colata

Si discute ora la trattazione che riguarda il materiale derivante dalla prima colata con $Cu=2,4\%$.

6.1.3.1 Provette allo stato F

La campagna sperimentale è condotta dapprima su provini allo stato grezzo di colata. Durante le prove si sono verificate diverse rotture non idonee ai fini del calcolo della resistenza a fatica. Si fornisce in forma tabellare la statistica delle rotture avvenute durante la campagna sperimentale

N° provini complessivamente utilizzati	28
N° provini validi per il computo della resistenza a fatica	15 (54 %)
N° rotture non valide	13 (46%)

Tabella 6.19 Analisi numero provini utilizzati per staircase flessione rotante prima colata, stato F

Le cause delle rotture non valide sono state

Rotture nelle teste	7	54 % delle rotture totali
Rotture nei raccordi	6	46 % delle rotture totali

Tabella 6.20 Analisi cause rotture invalide staircase flessione rotante prima colata, stato F

Si dimostra lo spreco di campioni e di tempo macchina necessario per completare uno staircase con quindici campioni. La grande percentuale di scarti è dovuta ai difetti presenti nelle teste e ad una difficile sbavatura e pulizia nella zona dei raccordi.

Si tenga presente che, per le condizioni della macchina, non è possibile effettuare le prove con elevata frequenza; mediamente si sono effettuate prove a 30 Hz . Questo implica che per effettuare dieci milioni di cicli si impiega mediamente

$$tempo_{singola\ prova} = \frac{10^7 [\text{cicli}]}{30 [\text{Hz}]} \cdot \frac{1}{3600} = 92,6 \text{ ore} = 3,9 \text{ giorni}$$

Il che porterebbe ad un tempo complessivo di

$$tempo_{staircase} = 15 \cdot 3,9 [\text{giorni}] = 58,5 \cong 59 \text{ giorni}$$

Questo calcolo temporale è solamente una stima poiché bisognerebbe considerare altre situazioni quali:

- Rottura valida del provino prima di $10 Mcicli$. Quest'evento fa sì che la prova non duri il tempo totale della fatica ma solamente una porzione variabile in base alla durata del campione;
- Rottura invalida del campione nelle teste o nei raccordi. Questi eventi fanno sprecare tempo macchina (cicli compiuti a perdere poiché il campione non sarà inserito nel computo dello *staircase*) e tempo uomo per la necessità di smontare il campione rotto aprendo le pinze della macchina.

A titolo esemplificativo si riportano delle immagini di rotture nelle teste e nei raccordi. Queste rotture sono dovute alla scarsa qualità dei getti che presentano difetti e inclusioni, come già osservato nel capitolo della produzione delle provette.

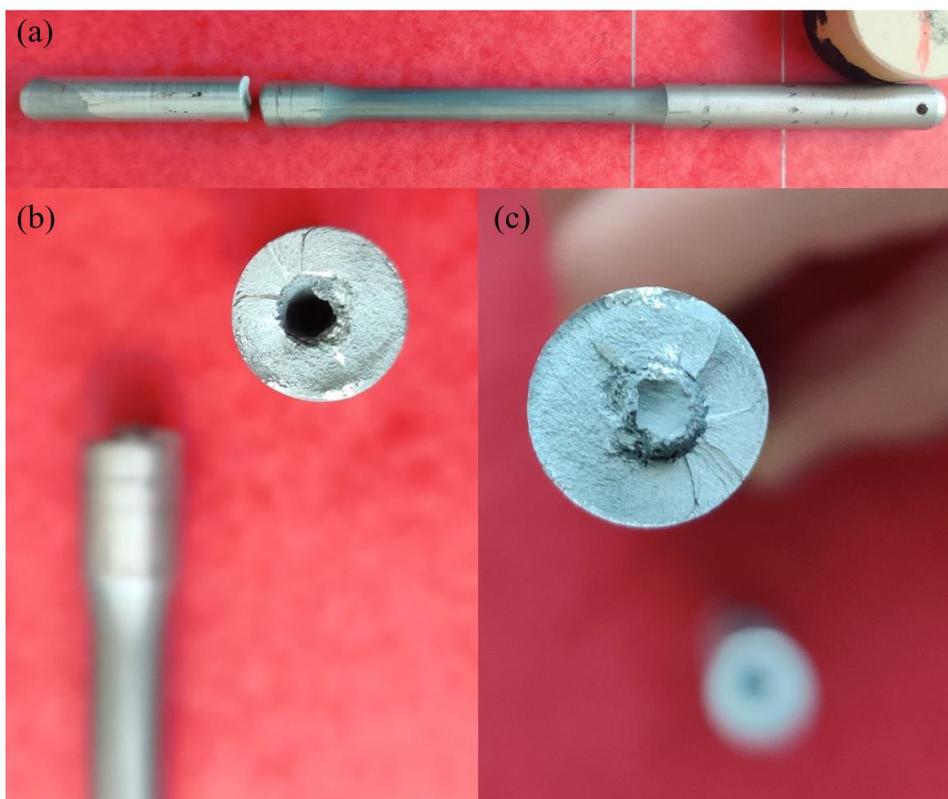


Figura 6.36 Rottura nella testa provetta fatica flessione rotante. (a) provetta rotta (b) spezzone sinistro testa con grande cavità (c) spezzone destro provino

Nel caso specifico del provino mostrato poc' anzi, si misura un difetto molto importante in termini di riduzione di sezione resistente

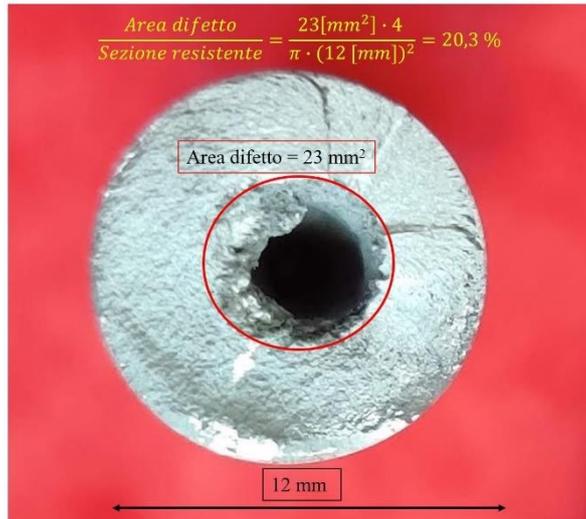


Figura 6.37 Dettaglio rottura con misurazione area difetto e calcolo riduzione sezione resistente

Si riportano analoghe immagini per quanto riguarda rotture nei raccordi



Figura 6.38 Rottura provetta fatica flessione rotante nel raccordo. (a) provetta rotta (b) dettaglio superficie frattura raccordo

Durante la campagna sperimentale un provino si è rotto prematuramente ($1,4$ Mcicli) a causa di un grande difetto centrale. Tale provetta è stata stornata dal computo finale della resistenza a fatica, è stata infatti tolta dallo *staircase* e si è ripetuta la prova allo stesso carico utilizzando un altro campione. Questo è dovuto al fatto che un campione con evidenti difetti appartiene ad un'altra categoria (provini difettosi appunto) e non andrebbe computato nell'insieme globale per non influenzare la valutazione finale. Si decide di

mantenere due insiemi separati (provini non difettosi e provini difettosi) per valutare l'effettiva influenza dei difetti sulla resistenza a fatica; se non si scindessero le provette, infatti, non si potrebbe valutare la resistenza del materiale privo di difetti e valutare come la presenza dei difetti (e la loro dimensione) incida sul limite di fatica.

Si mostra in Figura 6.39 la superficie di rottura analizzata al *SEM* per evidenziare l'entità del difetto che nel caso specifico è dovuto a cavità da aria intrappolata date le dimensioni del difetto oltre al fatto che si vede la tipica forma dendritica affacciata al vuoto

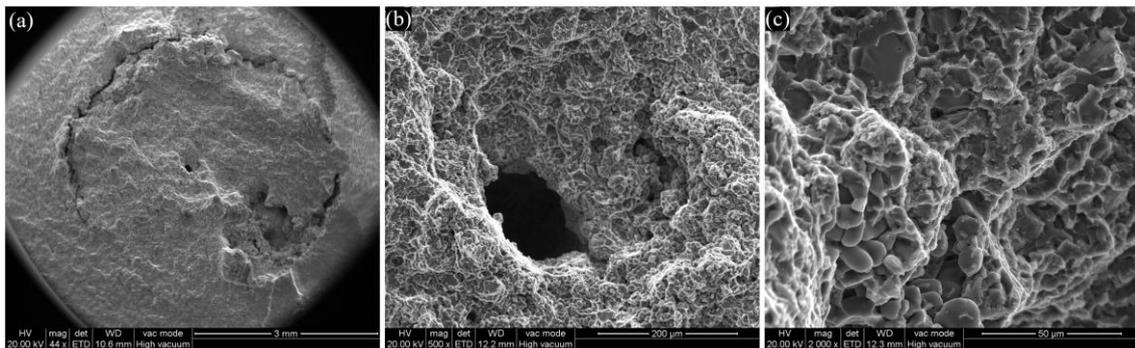


Figura 6.39 Immagini SEM rottura provetta fatica rotante per grande cavità centrale. (a) macro della superficie di frattura con poro centrale e cricca circonferenziale 44x (b) ingrandimento poro centrale 500x (c) ingrandimento cavità da ritiro con dendriti visibili 2000x

Per ragioni di tempo, la campagna sperimentale è stata condotta parallelamente alle prove di taratura della macchina. Questo ha comportato la necessità di traslare i carichi dei punti sperimentali ricavati passando dalla curva di carico nominale (la prima usata nell'ipotesi che la macchina fosse perfettamente funzionante) alla curva di taratura ricavata con la prova mediante misurazione della deformazione elastica con estensimetri. Questo ha comportato un passo di incremento e decremento del carico non costante dato che alcuni punti sperimentali hanno subito la conversione dalla curva nominale a quella di taratura. Si decide di calcolare uno step medio che tenga conto della disuniformità degli incrementi; questo step medio rientrerà nel calcolo della resistenza media e della deviazione standard della popolazione.

Si riporta la tabella di conversione utilizzata per passare dalla curva nominale a quella effettiva

σ scala nominale [MPa]	b [cm]	scala	σ effettiva da curva di taratura [MPa]	step [MPa]
162	1,8	2	139,4	4,2
156	0,7	2	135,3	4,0
150	29,5	1	131,2	5,3
144	28,3	1	125,9	5,3
138	27,1	1	120,6	5,3
132	25,9	1	115,2	4,9
126	24,8	1	110,3	5,3
120	23,6	1	105,0	

Tabella 6.21 Conversione carichi da curva carico nominale a curva carico ricavata con taratura

Si riporta la tabella dei punti sperimentali ricavati

Prove di fatica flessione rotante R=-1 $\sigma_m=0$ MPa N=10 Mcicli			1=Rotta ; 0=Non rotta														
d=	4,8	MPa	Esito														
		σ_a	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
	1	0															
	2	0	139,4					1				1					
	3	2	135,3			1		0		1		0		1			
	2	2	131,2		0		0				0				1		
	1	2	125,9	0												1	0
	0	1	120,6														0
tot	8	7	Evento meno frequente				Non Rotta										

Tabella 6.22 Tabella punti staircase flessione rotante, stato F prima colata

Si calcolano i seguenti coefficienti

i		f_i		$i f_i$		$i^2 f_i$		
4		0		0		0		
3		2		6		18		
2		2		4		8		
1		2		2		2		
0		1		0		0		
Sum	C =	7	A =	12	B =	28	D =	1,06

Tabella 6.23 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard, stato F prima colata

Con questi dati, si calcolano mediante le Eq. 6-1, Eq. 6-2 e Eq. 6-3

- media

$$\mu_y = 131 \text{ MPa}$$

- deviazione standard

$$\sigma_y = 8,5 \text{ MPa}$$

- limite inferiore resistenza a fatica, valutato scegliendo una probabilità dell'evento di rottura del 10 % e un livello di fiducia del 95 %.

$$y_{(10,95)} = 108 \text{ MPa}$$

Data la variabilità statistica del calcolo, si possono variare arbitrariamente i parametri di probabilità dell'evento di rottura e del livello di fiducia per calcolare resistenze a fatica differenti caratterizzati da diverse coppie $(P, 1-\alpha)$

P [%]	$1-\alpha$ [%]	$y_{(P,1-\alpha)}$ [MPa]
10	90	111
5	95	102
5	90	107
1	95	92
1	90	97
0,1	95	80
0,1	90	87

Tabella 6.24 Andamento resistenza a fatica al variare della probabilità dell'evento di rottura e del livello di fiducia, stato F prima colata

Si evidenzia la variabilità statistica della resistenza a fatica: essa varia da un minimo di 80 MPa (con probabilità di rottura del 0,1 % e livello di fiducia 95 %) ad un massimo di 111 MPa (con probabilità di rottura del 10 % e livello di fiducia 90 %).

Si conclude che, volendo seguire l'approccio più conservativo che prescrive una probabilità di sopravvivenza del 99,9 %, la resistenza a fatica del materiale allo stato F è pari a 80 MPa.

È interessante notare come questo dato sperimentale sia coerente con le proprietà meccaniche riportate in normativa; secondo la EN 1706:2020 [2], infatti, la resistenza a fatica a 10 Mcicli valutata con prove a flessione rotante è compresa nel range da 60 a 90

MPa. L'elevata dispersione del dato è dovuta al fatto che la qualità dei getti di presso colata è fortemente dipendente da vari fattori quali:

- disegno dello stampo;
- trattamento del bagno liquido durante la colata: degasaggio e filtraggio inclusioni e pelli di ossido;

6.1.3.2 Provette allo stato T6*

La campagna sperimentale è condotta anche su provini allo stato termicamente trattato T6*. Durante le prove si sono verificate diverse rotture non idonee ai fini del calcolo della resistenza a fatica. Si fornisce in forma tabellare la statistica delle rotture avvenute durante la campagna sperimentale

N° provini complessivamente utilizzati	18
N° provini validi per il computo della resistenza a fatica	7 (39 %)
N° rotture non valide	11 (61%)

Tabella 6.25 Analisi numero provini utilizzati per staircase flessione rotante prima colata, stato T6*

Le cause delle rotture non valide sono state

Rotture nelle teste	11	100 % delle rotture totali
Rotture nei raccordi	0	0 % delle rotture totali

Tabella 6.26 Analisi cause rotture invalide staircase flessione rotante prima colata, stato T6*

Si dimostra ancora una volta la poca qualità dei getti della prima colata; durante il trattamento termico le già grandi porosità presenti nelle teste dei provini hanno subito un accrescimento dovuto all'espansione dell'aria ad alta temperatura (480 °C di solubilizzazione). Questo ha ulteriormente peggiorato la difettosità dei campioni facendo registrare numerose rotture nelle teste durante le prove a flessione rotante.

Per motivi di mancanza di tempo per la lavorazione meccanica di ulteriori provette, non è stato possibile completare questo staircase con tutti i quindici provini prescritti; il

calcolo della resistenza a fatica fornisce quindi una prima indicazione parziale del rafforzamento subito dal materiale a seguito del trattamento termico.

Si riporta la tabella dei punti sperimentali ricavati

Prove di fatica flessione rotante R=-1 $\sigma_m=0$ MPa N=10 Mcicli										
d=	6,5	MPa		1=Rotta ; 0=Non rotta						
	Esito		σ_a	1	2	3	4	5	6	7
	1	0	MPa							
	2	0	145,5					1		1
	0	2	139,0				0		0	
	1	1	132,5	1		0				
	0	1	126,0		0					
tot	3	4	Evento meno frequente		Rotta					

Tabella 6.27 Tabella punti staircase flessione rotante, stato T6* prima colata

Si calcolano i seguenti coefficienti

i		f_i		$i f_i$		$i^2 f_i$			
3		2		6		18			
2		0		0		0			
1		1		1		1			
0		0		0		0			
Sum	C =	3	A =	7	B =	19	D =	0,89	

Tabella 6.28 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard, stato T6* prima colata

Con questi dati, si calcolano mediante le Eq. 6-1, Eq. 6-2 e Eq. 6-3

- media

$$\mu_y = 138 \text{ MPa}$$

- deviazione standard

$$\sigma_y = 9,7 \text{ MPa}$$

Si ricavano, per diverse coppie della probabilità di rottura P e di livello di fiducia $1-\alpha$, vari valori di resistenza a fatica allo stato T6*

P [%]	$1-\alpha$ [%]	$k(P,1-\alpha,\nu)$	$y_{(P,1-\alpha)}$ [MPa]
10	90	4,3	97
	95	6,2	78
5	90	5,3	87
	95	7,7	64
1	90	7,3	67
	95	10,6	36
0,1	90	9,7	45
	95	13,9	4

Tabella 6.29 Andamento resistenza a fatica al variare della probabilità dell'evento di rottura e del livello di fiducia, stato T6* prima colata

Lo *staircase* è parziale e come evento meno frequente ha la rottura di soli tre provini; questo comporta il fatto che il numero di gradi di libertà si basso (due) e che ci sia il coefficiente di tolleranza limite k elevato. Ciò comporta una forte decrescita della resistenza a fatica all'aumentare della probabilità di sopravvivenza del campione $(1-P)$. È evidente che questo *staircase* non è esaustivo, presenta risultati parziali per calcolare la resistenza a fatica con probabilità di sopravvivenza non superiore al 95 % dato che per percentuali maggiori la resistenza crolla a valori non realistici.

6.1.3.3 Confronto resistenza a fatica tra stato F e stato T6*

Nonostante il fatto che lo *staircase* allo stato T6* sia parziale, si possono confrontare i risultati di resistenza a fatica ottenuti con le due campagne sperimentali effettuate.

Ci si aspetta che la resistenza a fatica del materiale allo stato termicamente trattato sia superiore a quella dello stato grezzo; questo poiché durante il T6* vi è un rafforzamento per precipitazione che innalza la durezza superficiale del materiale che è tra i principali parametri che influenzano la resistenza a fatica. Inoltre, data la caratteristica della prova a flessione rotante che rende poco sollecitate le zone vicino all'asse neutro di flessione, i difetti interni (anche accresciuti a seguito del trattamento) dovrebbero influire in minor modo sulla resistenza rispetto alla durezza superficiale proprio perché coassiali col provino e quindi poco sollecitati.

I risultati ottenuti sono stati

P [%]	$1-\alpha$ [%]	$y_{(P,1-\alpha)}$ [MPa] stato F	$y_{(P,1-\alpha)}$ [MPa] stato T6*
10	90	111	97
	95	108	78
5	90	107	87
	95	102	64
1	90	97	67
	95	92	36

Tabella 6.30 Confronto resistenza a fatica al variare della probabilità di rottura e del livello di fiducia tra stato F e stato T6*, prima colata

Contrariamente a quanto supposto la resistenza a fatica dei provini T6* è inferiore rispetto ai campioni allo stato F. Questo però è dovuto al fatto che lo *staircase* allo stato T6* è incompleto e mostra risultati troppo affetti dal basso numero di gradi di libertà (basso numero di rotture).

In questa sede non si può quindi concludere che il trattamento termico sia benefico per la resistenza a fatica. Questa conclusione deve però essere rivalutata in un futuro lavoro in cui si completa la campagna sperimentale sui provini allo stato T6* per poter esprimere il giudizio finale.

Il valore medio della distribuzione μ_y è comunque leggermente più elevato per il materiale allo stato T6* rispetto allo stato F, questo fa supporre che vi sia stato un

miglioramento della resistenza a fatica a seguito del trattamento termico grazie all'indurimento superficiale.

<i>Stato del materiale</i>	<i>media μ_y [MPa]</i>	<i>dev. standard σ_y [MPa]</i>
F	131	8,5
T6*	138	9,7

Tabella 6.31 Confronto valor medio e deviazione standard staircase fatica flessione rotante stato F e stato T6, prima colata*

6.1.4 Provette della seconda colata

Si discute ora la trattazione che riguarda il materiale derivante dalla seconda colata con $Cu=3,2\%$.

6.1.4.1 Provette allo stato F

La campagna sperimentale è condotta dapprima su provini allo stato grezzo di colata. Durante le prove si sono verificate diverse rotture non idonee ai fini del calcolo della resistenza a fatica. Si fornisce in forma tabellare la statistica delle rotture avvenute durante la campagna sperimentale

N° provini complessivamente utilizzati	18
N° provini validi per il computo della resistenza a fatica	9 (50 %)
N° rotture non valide	9 (50%)

Tabella 6.32 Analisi numero provini utilizzati per staircase flessione rotante seconda colata

Le cause delle rotture non valide sono state

Rotture nelle teste	2	22 % delle rotture totali
Rotture nei raccordi	7	78 % delle rotture totali

Tabella 6.33 Analisi cause rotture invalide staircase flessione rotante seconda colata

Nelle prove sui campioni della seconda colata si registra un drastico calo delle rotture nelle teste per via della riprogettazione dello stampo che ha reso i getti molto meno affetti da porosità. Si registra invece un anomalo incremento delle rotture nei raccordi, come già anticipato nel capitolo 6.1.2.3.4 riguardante la taratura della macchina a flessione rotante.

Si riporta la tabella dei punti sperimentali ricavati

Prove di fatica flessione rotante R=-1 $\sigma_m=0$ MPa N=10 Mcicli												
d=	6	MPa	1=Rotta ; 0=Non rotta									
	Esito		σ_a	1	2	3	4	5	6	7	8	9
	1	0	MPa									
	2	0	126	1				1				
	3	1	120		1		0		1		1	
	0	3	114			0				0		0
tot	5	4	Evento meno frequente			Non Rotta						

Tabella 6.34 Tabella punti staircase flessione rotante, stato F seconda colata

Si calcolano i seguenti coefficienti

i		f_i		$i f_i$		$i^2 f_i$			
2		0		0		0			
1		1		1		1			
0		3		0		0			
Sum	C =	4	A =	1	B =	1	D =	0,19	

Tabella 6.35 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard, stato F seconda colata

Con questi dati, si calcolano mediante le Eq. 6-1, Eq. 6-2 e Eq. 6-3

- media

$$\mu_y = 119 \text{ MPa}$$

- deviazione standard

$$\sigma_y = 2,1 \text{ MPa}$$

Si ricavano, per diverse coppie della probabilità di rottura P e di livello di fiducia $1-\alpha$, vari valori di resistenza a fatica allo stato F

P [%]	$1-\alpha$ [%]	$k(P,1-\alpha,\nu)$	$y_{(P,1-\alpha)}$ [MPa]
10	90	3,2	112
	95	4,2	110
5	90	4,0	110
	95	5,1	108
1	90	5,4	107
	95	7,0	104
0,1	90	7,1	103
	95	9,2	99

Tabella 6.36 Andamento limite di fatica al variare della probabilità dell'evento e del livello di fiducia fatica flessione rotante seconda colata

Si evidenzia la variabilità statistica della resistenza a fatica: essa varia da un minimo di 99 MPa (con probabilità di sopravvivenza del 99,9 % e livello di fiducia 95 %) ad un massimo di 112 MPa (con probabilità di sopravvivenza del 90 % e livello di fiducia 90 %). Si conclude che, volendo seguire l'approccio più conservativo, la resistenza a fatica del materiale allo stato F è pari a 99 MPa.

6.1.4.2 Provette allo stato T6*

Per motivi di tempo (l'ordine per la fabbricazione delle provette dai getti è stato atteso inutilmente per più di due mesi) non è stato possibile realizzare la campagna sperimentale dello *staircase* sulle provette termicamente trattate della seconda colata.

6.1.5 Confronto prove tra prima e seconda colata

Le campagne sperimentali effettuate sulle provette delle due diverse produzioni permettono di confrontare la resistenza a fatica al variare della quantità di rame presente in lega. Si può quindi verificare l'eventuale relazione tra resistenza e quantità di rame in lega. Allo stato F le differenze dovrebbero essere minime poiché il Cu presente non fornisce rafforzamento con i precipitati metastabili; allo stato T6 il contributo del rafforzamento dovrebbe essere importante e l'aumento della quantità di rame potrebbe migliorare la resistenza a fatica del materiale.

Gli *staircase* compiuti sul materiale allo stato F hanno mostrato i seguenti valori di resistenza media e di deviazione standard (la campagna sulla colata con $Cu = 3,2\%$ è affetta dal mancato completamento dello *staircase* e presenta quindi dati parziali)

<i>% massa di Cu</i>	<i>media μ_y [MPa]</i>	<i>dev. standard σ_y [MPa]</i>
2,4	131	8,5
3,2	119	2,1

Tabella 6.37 Confronto resistenza media e deviazione standard *staircase* flessione rotante stato F al variare della % di Cu

Confrontando invece la resistenza a fatica si ha

<i>P [%]</i>	<i>1-α [%]</i>	<i>$y_{(P,1-\alpha)}$ [MPa]</i>	<i>$y_{(P,1-\alpha)}$ [MPa]</i>
		<i>Cu=2,4 %</i>	<i>Cu=3,2 %</i>
10	90	111	112
	95	108	110
5	90	107	110
	95	102	108
1	90	97	107
	95	92	104
0,1	90	87	103
	95	79	99

Tabella 6.38 Confronto resistenza a fatica al variare della probabilità di rottura P e del livello di fiducia $1-\alpha$ al variare della % di Cu, stato F

Si osserva che i valori della resistenza a fatica sono sovrapponibili in quanto presentano leggeri scostamenti dovuti al calcolo statistico; lo *staircase* compiuto sulle provette della

seconda colata fornisce dati parziali ma che indicano una sostanziale parità della resistenza a fatica, soprattutto per probabilità di sopravvivenza del 90-95 %. Pertanto, allo stato F, non sembra esserci correlazione tra la resistenza a fatica e la quantità di rame presente in lega.

Per quanto riguarda lo stato T6* non è possibile effettuare un confronto data la mancanza di dati sullo *staircase* delle prove della seconda colata con il maggior quantitativo di rame.

Si riassumono le resistenze medie ricavate con le campagne sperimentali effettuate, confrontando quindi lo stato del materiale e la quantità di rame in lega

<i>Stato materiale</i>	<i>% massa di Cu</i>	<i>media μ_y [MPa]</i>	<i>dev. standard σ_y [MPa]</i>
F	2,4	131	8,5
F	3,2	119	2,1
T6*	2,4	138	9,6

Tabella 6.39 Confronto resistenza media a fatica prove flessione rotante, al variare dello stato del materiale e della % di Cu

Nonostante i dati incompleti, si inizia ad osservare una resistenza media maggiore allo stato T6* dovuta al rafforzamento e all'indurimento superficiale subito col trattamento termico.

6.2 Prove di fatica assiale

Le prove di fatica a flessione rotante esposte precedentemente non mettono in luce i difetti interni al materiale data la tipica distribuzione delle tensioni causate da momento flettente: le tensioni, infatti, si annullano al centro del provino (piano di inflessione neutro) e crescono linearmente fino al loro valore massimo in corrispondenza della superficie. Questo andamento espone quindi i difetti interni alla sezione a poco o nullo stress.

Si decide pertanto di effettuare prove di fatica assiale in modo da caricare uniformemente ogni sezione trasversale delle provette. I difetti interni tipici della fonderia quali porosità, cavità da ritiro, bolle di H_2 e inclusioni si comportano come concentratori di tensioni e sono i siti di nucleazione di cricche di fatica [1].

Il fattore determinante sulla vita a fatica risulta la dimensione del difetto e in particolare la radice quadrata dell'area del difetto (nella sezione perpendicolare allo sforzo principale). L'area del difetto, data l'irregolarità geometrica della sua forma, si può valutare con la superficie della minima ellisse/circonferenza circoscrittibile al difetto vero e proprio

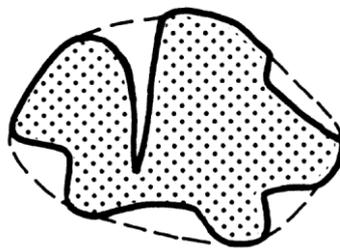


Figura 6.40 Difetto irregolare e metodo di valutazione area equivalente, da [1]

Un altro fattore rilevante sulla resistenza a fatica è la posizione dei difetti: difetti superficiali causano una minor resistenza a fatica rispetto a difetti equivalenti interni al materiale.

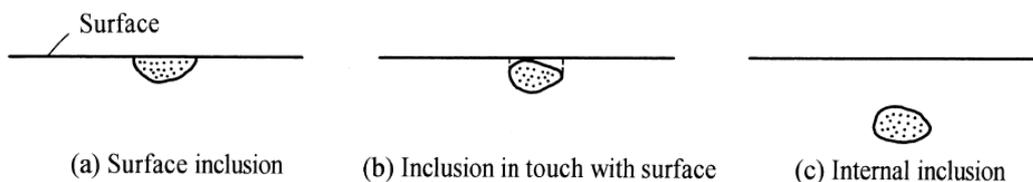


Figura 6.41 Classificazione dei difetti (inclusioni) in base alla posizione, da [1]

Le equazioni che predicono la resistenza a fatica (con rapporto di carico $R=-1$) sono dunque ([1])

- Difetti superficiali o in prossimità della superficie (casi (a) e (b) della Figura 6.41)

$$\sigma_w = \frac{1,43(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}}$$

- Difetti interni (caso (c) della Figura 6.41)

$$\sigma_w = \frac{1,56(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}}$$

Tali formule sono state concepite e ricavate studiando acciai nei primi anni 2000, più recentemente sono state corrette introducendo dei termini per tener conto dei diversi materiali. In particolare, per l'alluminio sono state proposte queste formulazioni [26]

- Difetti superficiali

$$\sigma_w = \frac{1,43 \left(HV + 120 \cdot \frac{E_{Al}}{E_{steel}} \right)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}}$$

- Difetti interni

$$\sigma_w = \frac{1,56 \left(HV + 120 \cdot \frac{E_{Al}}{E_{steel}} \right)}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}}$$

6.2.1 Problema *fretting fatigue*

Durante le prove assiali si è dovuto affrontare un annoso problema: gli afferraggi delle teste. In primo luogo, è da escludere la possibilità di inserire le teste del campione dentro le ganasce idrauliche per due motivi:

- le lavorazioni presenti sulle ganasce, appositamente create per aumentare il grip di presa, indentano la superficie del campione creando piccoli solchi circolari distribuiti lungo tutta la testa che si comportano da intagli e inneschi di cricche;
- volendo eliminare l'effetto di indentazione si dovrebbe allentare la pressione di serraggio ma questo comporterebbe un afferraggio poco saldo che farebbe slittare il campione all'interno delle ganasce.

Per questi motivi, si decide di rivestire le teste dei campioni con un tubo di acciaio di diametro interno 14 mm e spessore radiale 2 mm . Questo preserva la superficie del campione ma causa un'ulteriore problematica. All'interfaccia tra tubo e provetta si viene a creare una zona di scorrimento in cui si verifica la *fretting fatigue*, un particolare tipo di fatica di contatto causata dall'attrito e dallo sfregamento che avviene tra due superfici a contatto.

Quando due componenti sollecitati sono in contatto e in moto relativo, il ripetuto scorrimento tangenziale facilita la prematura nucleazione e la crescita di cricche di fatica. La drastica riduzione della vita a fatica dovuta a *fretting fatigue* è dovuta ad una sinergia di diversi fattori, tra cui:

- scorrimento ciclico tra le superfici;
- pressione di contatto normale alle superfici;
- coefficiente di attrito tra le superfici;
- forze imposte a un elemento, o a entrambi.

La relazione fra l'ampiezza dello scorrimento $\delta\text{ }[\mu\text{m}]$, la perdita di volume di materiale per usura delle superfici e la vita a fatica è qualitativamente descritta nella Figura 6.42 sottostante. Il materiale perso per usura è strettamente crescente con l'ampiezza dello scorrimento, il tasso di crescita è maggiore nelle condizioni di grandi scorrimenti (*gross slip*). La vita a fatica risente maggiormente del *fretting* nella regione di scorrimenti parziali ($8\text{-}20\text{ }\mu\text{m}$) dove si generano cricche di fatica sulle superfici di contatto durante i

ripetuti scorrimenti. Nella zona di grandi scorrimenti (*full sliding*) la rapida rimozione di materiale dovuta all'usura causa la scomparsa delle cricche precedentemente formatesi e ciò permette l'incremento della vita a fatica.

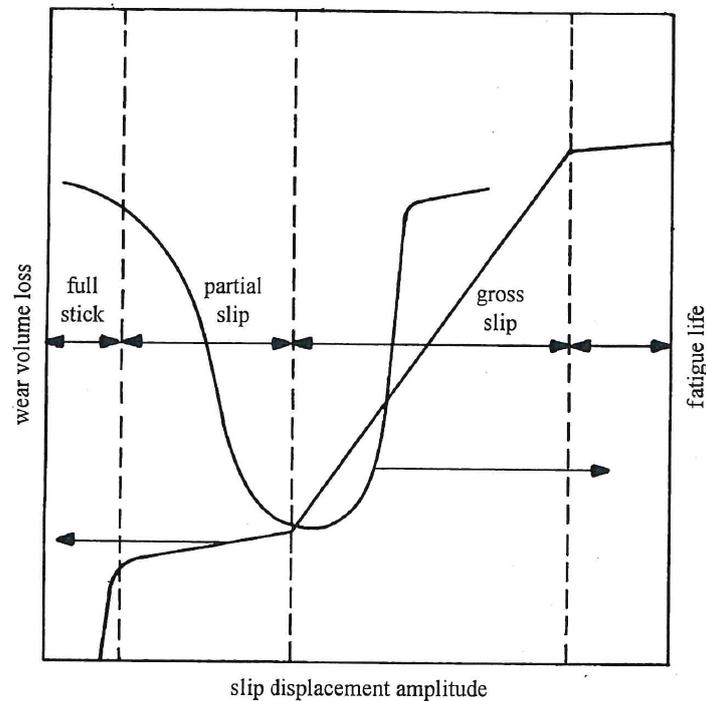


Figura 6.42 Rappresentazione schematica dell'usura e della vita a fatica durante fretting fatigue in funzione dell'ampiezza dello scorrimento ciclico tra le superfici [27]

Si riporta l'aspetto di una superficie di rottura tipica della *fretting fatigue*:

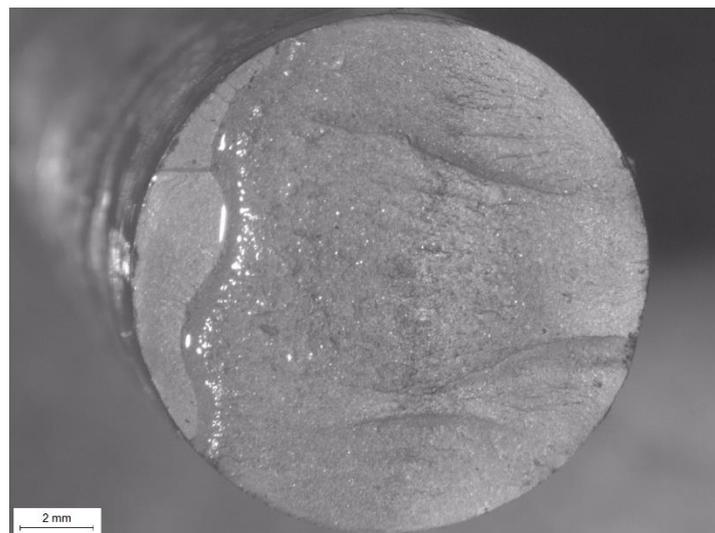


Figura 6.43 Immagine superficie frattura da fretting fatigue

Per risolvere tale problema si deve proteggere la superficie del provino, in particolare in prossimità dell'interfaccia col tubo di acciaio. Dopo varie sperimentazioni, si conclude che la soluzione migliore consista nel creare una calza di foglio d'alluminio (spesso $0,05\text{ mm}$) attorno alle teste delle provette. In questo modo si crea un "cuscinetto" di alluminio tenero (radialmente spesso $0,8-1\text{ mm}$) in cui si ha una maggior redistribuzione delle pressioni da contatto tra il tubo e il provino. Inoltre, si protegge la superficie del provino che non sarà a contatto col bordo esterno del tubo, il quale potrebbe sfregare ripetutamente in senso assiale sul provino e innescare quindi la *fretting fatigue*. Per facilitare il montaggio della calza di Al e del tubo di acciaio, si smerigliano leggermente le teste dei provini per ridurre il diametro di qualche decimo in modo da avere maggiore facilità di accoppiamento col tubo. Adottando questa soluzione non si sono più registrate rotture nelle teste per questo tipo di fatica.



Figura 6.44 Preparazione provino per fatica assiale con inserimento calza alluminio e tubo d'acciaio. (a) set up iniziale (b) provino finito



Figura 6.45 Dettaglio protezione superficie provino con calza d'alluminio

6.2.2 Provette della prima colata, stato F

Nelle prove di fatica assiale svolte sui campioni della prima colata si ha avuto conferma della scarsa qualità dei getti causata dalle cavità/porosità presenti nelle teste delle provette. Questi difetti hanno costretto ad effettuare lavorazioni meccaniche aggiuntive per scongiurare premature rotture nelle teste dei provini. In particolare, per le prove di fatica assiale si è seguito l'approccio di *Murakami* [1] che ha permesso di stimare la resistenza a fatica a dieci milioni di cicli delle teste dei provini in presenza di difetti.

Tramite la valutazione della dimensione del difetto fatta con l'immagine di Figura 3.6 presentata nel capitolo riguardante la produzione delle provette, si è applicata la formula precedentemente esposta valida per difetti interni.

Con l'area del difetto di $2,47 \cdot 10^7 \mu m^2$ si ottiene:

$$\sigma_{fat,7,difetti} = \frac{1,56 \cdot \left(94 + 120 \cdot \frac{75}{206}\right)}{(\sqrt{2,47e7})^{1/6}} \cong 52 \text{ MPa}$$

Da questo limite sulla tensione si ricava il limite della forza:

$$F_{limite} = \sigma_{fat,7,difetti} \cdot A = 52 \text{ [MPa]} \cdot \frac{\pi \cdot (14 \text{ [mm]})^2}{4} \cong 8 \text{ kN}$$

Per evitare rotture nelle teste non si deve eccedere quindi una forza di trazione di 8 kN . Ipotizzando una resistenza a fatica a 10 Mcicli di 120 MPa , il diametro della sezione centrale necessario a non eccedere il limite sulla forza risulta:

$$\Phi_{massimo} = \sqrt{\frac{4 \cdot F_{limite}}{\pi \cdot \sigma_{fat,7,difetti}}} = \sqrt{\frac{4 \cdot 8 \cdot 10^3 \text{ [N]}}{\pi \cdot 120 \text{ [MPa]}}} = 9,2 \text{ mm}$$

Avendo i provini diametro della sezione centrale di $9,48 \text{ mm}$ si ha la necessità di effettuare delle lavorazioni meccaniche per ridurre tale diametro in modo da indebolire la sezione resistente e poter scendere con la forza applicata; per maggiore cautela sulle dimensioni dei difetti presenti nelle provette si decide di portare il diametro a 8 mm .

Il disegno dei provini destinati alle prove di fatica assiale è quindi

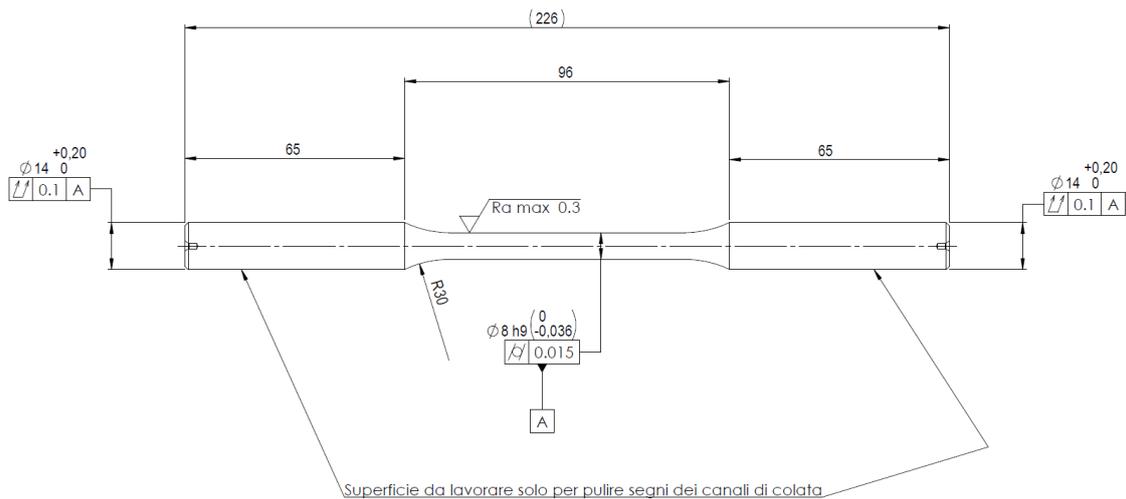


Figura 6.46 Disegno provini fatica assiale prima colata

Per mantenere la rugosità superficiale originale dei grezzi di colata si lucida il tratto centrale con carte metallografiche e si effettuano misure di rugosità per verificarne lo stato. Si fornisce un'immagine della misura effettuata e si evidenzia il valore di $Ra=0,3 \mu m$.

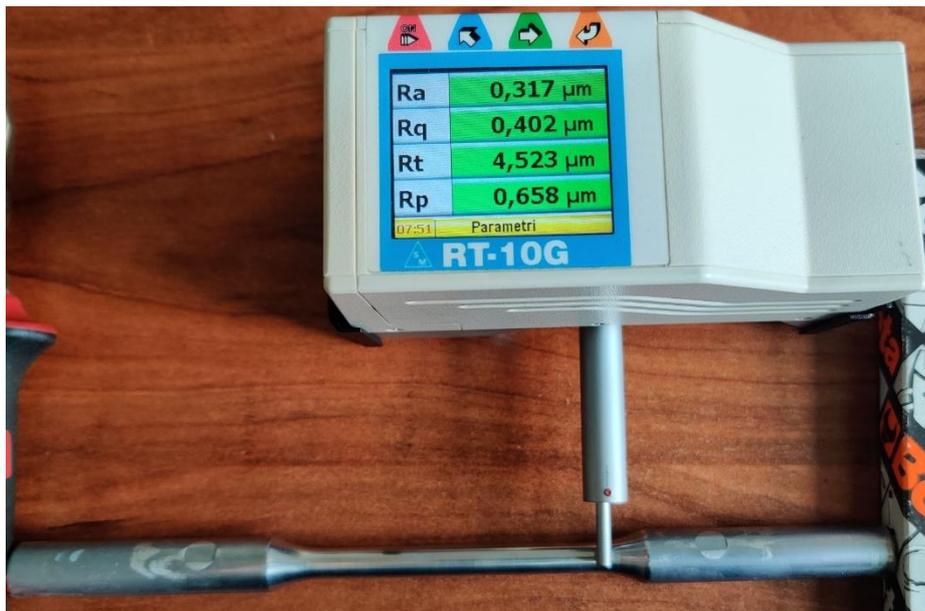


Figura 6.47 Misura rugosità superficiale campione tornito per prove fatica assiale con rugosimetro portatile

Il fatto di aver tornito il tratto centrale cambia la sezione resistente del provino e soprattutto il rapporto tra la sezione resistente stessa e l'area di un eventuale difetto interno presente. Riducendo il diametro aumenterebbe percentualmente il peso del difetto centrale che aggraverebbe maggiormente sulla resistenza a fatica. Tuttavia, nei provini

della prima colata allo stato F, non si osservano difetti interni nel tratto centrale e si ritiene pertanto che l'operazione di tornitura non modifichi le condizioni di prova.

La campagna sperimentale è condotta su provini allo stato grezzo di colata. Durante le prove si sono verificate diverse rotture non idonee ai fini del calcolo della resistenza a fatica. Si fornisce in forma tabellare la statistica delle rotture avvenute durante la campagna sperimentale

N° provini complessivamente utilizzati	15
N° provini validi per il computo della resistenza a fatica	6 (40 %)
N° rotture non valide	9 (60%)

Tabella 6.40 Analisi numero provini utilizzati per staircase fatica assiale prima colata

Le cause delle rotture non valide sono state

Rotture nelle teste	3	33 % delle rotture totali
Rotture nei raccordi	6	67 % delle rotture totali

Tabella 6.41 Analisi cause rotture invalide staircase fatica assiale prima colata

Lo *staircase* effettuato sulle provette della prima colata conta solamente sei campioni allo stato F perché, avendo nel frattempo a disposizione i getti della seconda colata, si decide di concentrarsi sui nuovi campioni data la più corretta composizione chimica della lega.

I risultati ottenuti sono quindi parziali ma forniscono comunque una prima indicazione della resistenza a fatica assiale.

Si riporta la tabella dei punti sperimentali ricavati

Prove di fatica assiale R=-1 $\sigma_m=0$ MPa N=10 Mcicli										
d=	6	MPa								
			1=Rotta ; 0=Non rotta							
Esito			σ_a	1	2	3	4	5	6	
	1	0	MPa							
	1	0	118				1			
	1	1	112			0		1		
	1	1	106		0				1	
	0	1	100	0						
tot	3	3	Evento meno frequente			Non Rotta				

Figura 6.48 Tabella punti staircase fatica assiale, stato F prima colata

Si calcolano i seguenti coefficienti

i		fi		$i fi$		$i^2 fi$			
3		1		3		9			
2		1		2		4			
1		1		1		1			
0		0		0		0			
Sum	C =	3	A =	6	B =	14	D =	0,67	

Tabella 6.42 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard fatica assiale, stato F prima colata

Con questi dati, si calcolano mediante le Eq. 6-1, Eq. 6-2 e Eq. 6-3

- media

$$\mu_y = 109 \text{ MPa}$$

- deviazione standard

$$\sigma_y = 6,8 \text{ MPa}$$

Si ricavano, per diverse coppie della probabilità di rottura P e di livello di fiducia $1-\alpha$, vari valori di resistenza a fatica allo stato F

P [%]	$1-\alpha$ [%]	$k(P,1-\alpha,\nu)$	$y_{(P,1-\alpha)}$ [MPa]
10	90	4,26	80
	95	6,16	67
5	90	5,31	73
	95	7,66	57
1	90	7,34	59
	95	10,55	38
0,1	90	9,65	44
	95	13,86	15

Tabella 6.43 Andamento limite di fatica al variare della probabilità dell'evento e del livello di fiducia, fatica assiale prima colata

A causa del fatto che questo *staircase* presenta solamente sei campioni e pochi eventi di rottura (basso numero di gradi di libertà ν), si hanno elevati coefficienti limite $k(P,1-\alpha,\nu)$ che aumentano significativamente il peso numerico della deviazione standard rispetto alla resistenza media della popolazione dei campioni. Si conclude quindi che i risultati della resistenza a fatica calcolati con questo *staircase* possono essere sottostime dei valori reali. Si osserva comunque che la resistenza media (allo stato F con $C_u=2,4$ %) calcolata con le prove di fatica assiale è inferiore rispetto a quella calcolata con fatica a flessione rotante. Questo è coerente con la maggior severità delle prove assiali dato che in questa campagna si sollecita uniformemente tutta la sezione e aumenta il peso dei difetti e delle inclusioni.

Confrontando infatti i valori di resistenza media dei due *staircase* si ha

Tipo di prova	media μ_y [MPa]	dev. standard σ_y [MPa]
Flessione rotante	131	8,5
Assiale	109	6,8

Tabella 6.44 Confronto resistenza media e deviazione standard allo stato F prima colata al variare della tipologia di prova di fatica

6.2.3 Provette della seconda colata

Le teste di queste provette sono esenti da macro-difetti per cui non vanno incontro a rottura durante le prove di fatica. Per questi campioni quindi si decide di non effettuare lavorazioni meccaniche per non modificare il rapporto tra sezione resistente e area del difetto interno.

Per le provette allo stato F non si evidenziano rotture dovute a difetti interni; per i campioni termicamente trattati invece le rotture sono sempre accompagnate dalla presenza di difetti interni. Questo è dovuto al fatto che durante il trattamento termico la anche minima porosità centrale si espande e si accresce generando nelle provette trattate un difetto centrale di dimensione rilevante per la resistenza a fatica. Questa considerazione fa supporre che la resistenza a fatica delle provette trattate sia inferiore rispetto ai grezzi di colata, nonostante il rafforzamento subito col trattamento termico.

Il disegno delle provette usate per la seconda colata è quindi uguale a quello dei grezzi di colata dato che non si effettuano lavorazioni

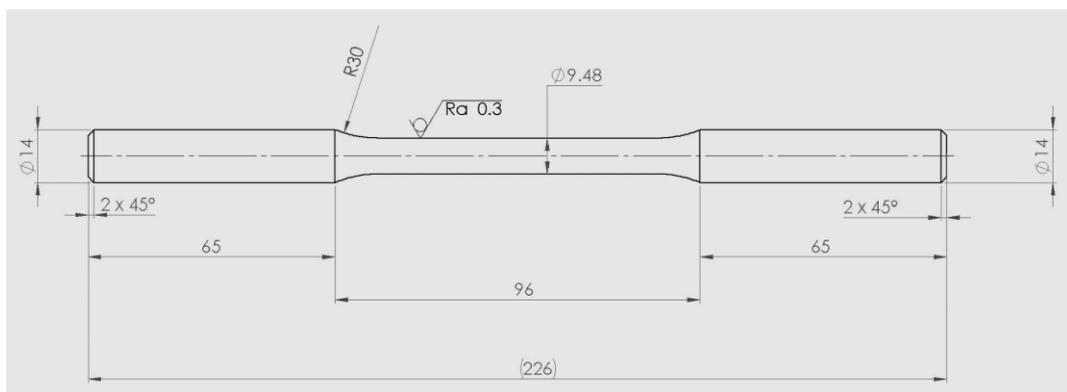


Figura 6.49 Disegno provini fatica assiale seconda colata

6.2.3.1 Provette allo stato F

La campagna sperimentale è condotta dapprima su provini allo stato grezzo di colata. Durante le prove si sono verificate diverse rotture non idonee ai fini del calcolo della resistenza a fatica. Si fornisce in forma tabellare la statistica delle rotture avvenute durante la campagna sperimentale

N° provini complessivamente utilizzati	24
N° provini validi per il computo della resistenza a fatica	8 (33 %)
N° rotture non valide	16 (66%)

Tabella 6.45 Analisi numero provini utilizzati per staircase fatica assiale seconda colata

Le cause delle rotture non valide sono state

Rotture nelle teste	1	6 % delle rotture totali
Rotture nei raccordi	12	75 % delle rotture totali
Rotture per <i>fretting fatigue</i>	3	19 % delle rotture totali

Tabella 6.46 Analisi cause rotture invalide staircase fatica assiale seconda colata

Si riporta la tabella dei punti sperimentali ricavati

Prove di fatica assiale R=-1 $\sigma_m=0$ MPa N=10 Mcicli											
d=	6	MPa	1=Rotta ; 0=Non rotta								
	Esito		σ_a	1	2	3	4	5	6	7	8
	1	0	MPa								
	2	0	118						1		1
	0	2	112					0		0	
	0	1	106				0				
	1	1	100	1		0					
	0	1	94		0						
tot	3	5	Evento meno frequente			Rotta					

Tabella 6.47 Tabella punti staircase fatica assiale, stato F seconda colata

Si calcolano i seguenti coefficienti

i		f_i		$i f_i$		$i^2 f_i$		
4		2		8		32		
3		0		0		0		
2		0		0		0		
1		1		1		1		
0		0		0		0		
Sum	C =	3	A =	9	B =	33	D =	2

Tabella 6.48 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard fatica assiale, stato F seconda colata

Con questi dati, si calcolano mediante le Eq. 6-1, Eq. 6-2 e Eq. 6-3

- media

$$\mu_y = 109 \text{ MPa}$$

- deviazione standard

$$\sigma_y = 19,7 \text{ MPa}$$

Si osserva un'elevata deviazione standard a causa del fatto che le prove sperimentali presentano cinque livelli di stress e sono dunque più disperse.

Data la variabilità statistica del calcolo, si possono variare arbitrariamente i parametri di probabilità dell'evento di rottura e del livello di fiducia per calcolare resistenze a fatica differenti caratterizzati da diverse coppie $(P, 1-\alpha)$. A causa del fatto che vi sono solamente tre rotture, il numero di gradi di libertà è pari a due. Questo comporta un elevato coefficiente di tolleranza limite k che rende poco realistico il calcolo per l'eccessivo peso numerico della deviazione standard in relazione alla resistenza media (si calcolano paradossali resistenze a fatica negative, evidenziate in grassetto nella Tabella 6.49 sottostante).

P [%]	$1-\alpha$ [%]	$k(P, 1-\alpha, \nu)$	$y_{(P, 1-\alpha)}$ [MPa]
10	90	4,26	25
	95	6,16	-12
5	90	5,31	4
	95	7,66	-42

Tabella 6.49 Andamento limite di fatica al variare della probabilità dell'evento e del livello di fiducia, fatica assiale stato F seconda colata

6.2.3.2 Provette allo stato T6*

A seguito delle rotture di questi provini, si misurano le dimensioni dei difetti per analizzarne la distribuzione e valutarne l'effetto sulla resistenza a fatica.

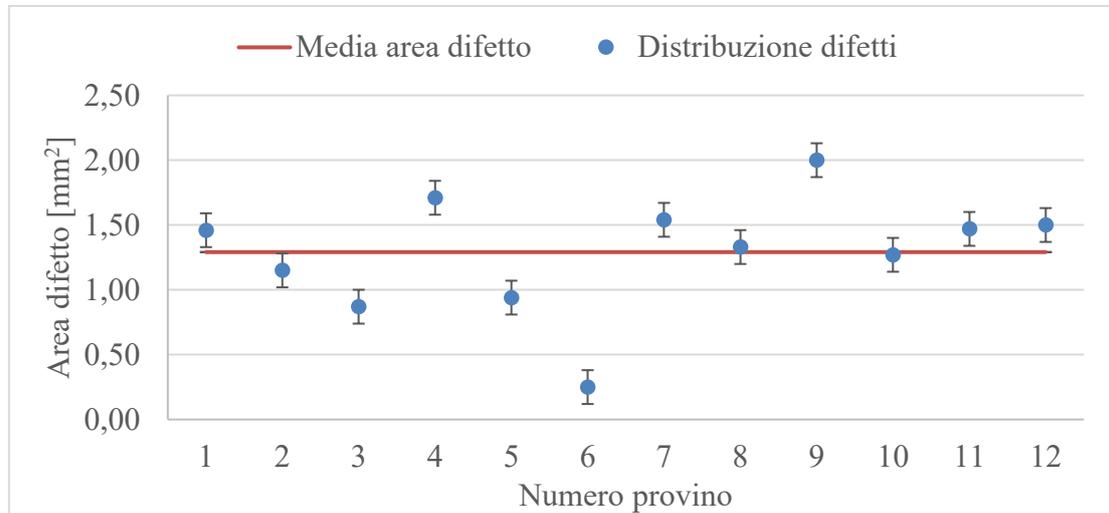


Figura 6.50 Distribuzione difetti provini T6* seconda colata

Si nota una evidente dispersione statistica dei difetti, si calcolano le seguenti caratteristiche della distribuzione

Media area difetto [mm ²]	1,29
Dev. St popolazione [mm ²]	0,43
COV [%]	33,5

Tabella 6.50 Calcolo parametri statistici popolazione difetti su provini T6* seconda colata

Applicando la formulazione di *Murakami*, a seguito della correzione proposta da *Noguchi* [26] si ottiene il grafico che mostra l'andamento del limite di fatica a 10 Mcicli in funzione della dimensione caratteristica del difetto, valutata come radice quadrata dell'area di massimo involuppo del difetto

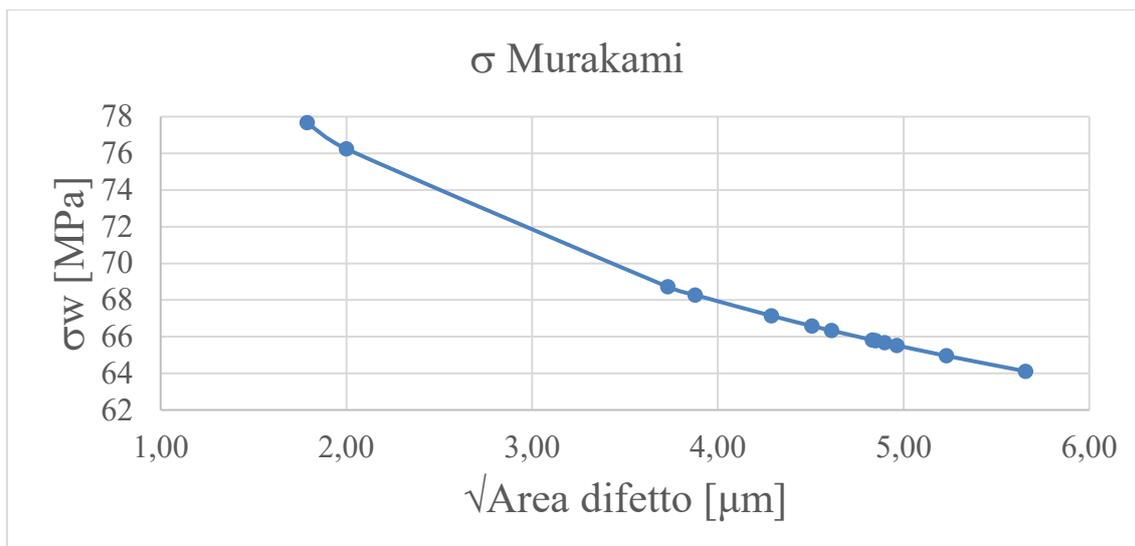


Figura 6.51 Andamento limite fatica a 10 Mcicli in funzione della dimensione caratteristica del difetto

Secondo la formulazione di *Murakami*, la media della resistenza a fatica a 10 Mcicli risulta essere pari a 67 MPa con una dispersione statistica limitata del 4,5 % (la funzione di σ_w risulta poco sensibile alla dimensione del difetto).

Si riporta la tabella dei punti sperimentali ricavati dallo *staircase*

Prove di fatica assiale R=-1 $\sigma_m=0$ MPa N=10 Mcicli																	
d=	8	MPa		I=Rotta ; 0=Non rotta													
	Esito		σ_a	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
	1	0	MPa														
	1	0	103	1													
	1	0	95		1												
	2	0	87			1		1									
	3	1	79				0		1		1		1				
	2	2	71							0		0		1		1	
	0	2	63												0		0
tot	9	5	Evento meno frequente	Non Rotta													

Tabella 6.51 Tabella punti staircase fatica assiale, stato T6* seconda colata

Si calcolano i seguenti coefficienti

i		f_i		$i f_i$		$i^2 f_i$		
5		0		0		0		
4		0		0		0		
3		0		0		0		
2		1		2		4		
1		2		2		2		
0		2		0		0		
Sum	C =	5	A =	4	B =	6	D =	0,56

Tabella 6.52 Tabella coefficienti staircase per calcolo resistenza media e deviazione standard fatica assiale, stato T6* seconda colata

Con questi dati, si calcolano mediante le Eq. 6-1, Eq. 6-2 e Eq. 6-3

- media

$$\mu_y = 73 \text{ MPa}$$

- deviazione standard

$$\sigma_y = 7,6 \text{ MPa}$$

Si ricavano, per diverse coppie della probabilità di rottura P e di livello di fiducia $1-\alpha$, vari valori di resistenza a fatica allo stato T6*

P [%]	$1-\alpha$ [%]	$k(P,1-\alpha,v)$	$y_{(P,1-\alpha)}$ [MPa]
10	90	2,74	52
	95	3,41	47
5	90	3,40	47
	95	4,20	41
1	90	4,67	38
	95	5,74	30
0,1	90	6,11	27
	95	7,50	16

Tabella 6.53 Andamento limite di fatica al variare della probabilità dell'evento e del livello di fiducia, fatica assiale stato T6* seconda colata

Si evidenzia una ridotta resistenza a fatica a causa della presenza di difetti; confrontando i risultati ottenuti con quanto predetto dalla formulazione di *Murakami* e con quanto ricavato dalla campagna sperimentale si hanno i seguenti valori medi

σ media <i>Murakami</i> [MPa]	σ media calcolata con <i>staircase</i> [MPa]
67	73

Tabella 6.54 Confronto resistenza fatica media *Murakami* e *staircase*

I due valori sono confrontabili e si ha uno scostamento del 9 % rispetto al valore teorico secondo *Murakami*. Si conclude quindi che la formulazione di *Murakami* offre una buona stima della resistenza a fatica in relazione alla dimensione del difetto.

6.2.4 Confronto prove stato F e stato T6*

Gli *staircase* compiuti sulle provette della seconda colata permettono di confrontare la resistenza a fatica al variare dello stato del materiale; nello stato T6* si ha il rafforzamento dovuto alla precipitazione di fasi metastabili rinforzanti ma si ha anche soprattutto l'accrescimento del difetto interno (porosità) avvenuto nella fase di solubilizzazione. Queste due opposte tendenze portano ad un generale peggioramento della resistenza a fatica poiché l'aumento della dimensione del difetto prevale sul rafforzamento del materiale. Confrontando infatti i valori di resistenza media si ha

<i>Stato materiale</i>	<i>media μ_y [MPa]</i>	<i>dev. standard σ_y [MPa]</i>
F	109	19,7
T6*	73	7,6

Tabella 6.55 Confronto resistenza media e deviazione standard fatica assiale al variare dello stato del materiale

La resistenza media, quindi, è peggiorata del 33 % tra lo stato F e lo stato termicamente trattato T6* a causa dell'espansione dei difetti interni.

Non si possono effettuare confronti sulla resistenza a fatica vera e propria per via del mancato completamento dello *staircase* allo stato F che porta a valori irrealisticamente bassi come spiegato precedentemente.

7 Conclusioni e sviluppi futuri

Per quanto riguarda le caratteristiche tensili del materiale, si può in conclusione affermare che, con un'attenta progettazione fluidodinamica dello stampo per evitare macroporosità, la lega $AlSi9Cu3(Fe)$ è termicamente trattabile con un innovativo processo termico T6 che incrementa il limite elastico del 100 % rispetto allo stato grezzo di colata.

	Incremento %
R_{m_medio} [MPa]	17
R_{p02_medio} [MPa]	103
A_{medio} [%]	-73

Tabella 7.1 Incrementi caratteristiche tensili dopo trattamento T6* su lega $AlSi9Cu3(Fe)$ con $Cu=3,2\%$

Tale incremento è tanto più rilevante quanto maggiore è la quantità di rame presente in lega; si dimostra quindi l'importanza della composizione chimica e del ruolo del rame che conferisce rafforzamento per precipitazione durante il trattamento termico. Dato quindi il ruolo essenziale del rame, si conclude che la lega $AlSi9Cu3(Fe)$ dovrebbe avere una forcella composizionale, per quanto riguarda il Cu, più stretta e traslata verso valori prossimi al 3-4 % in modo da massimizzare il rafforzamento a valle del trattamento termico. Risulta controproducente utilizzare tale materiale allo stato F dato il costo del Cu e soprattutto il suo inutilizzo come agente rafforzante.

Il processo termico sperimentato nel presente lavoro è quindi adeguato a rafforzare la lega e non far insorgere problematiche di *blistering*. Dal punto di vista industriale e operativo, sono evidenti i vantaggi economici poiché il T6* è un trattamento termico estremamente più rapido del tradizionale T6; il T6* porterebbe un risparmio temporale orario di circa il 95 % grazie alla marcata riduzione della durata della fase di solubilizzazione. Si aumenterebbe quindi la produttività oraria dei getti trattati e si ridurrebbero gli scarti di produzione dovuti all'insorgenza del *blistering*.

Per quanto riguarda le caratteristiche a fatica si riassumono i risultati ottenuti con gli *staircase* compiuti. La tabella mostra quindi la resistenza a fatica media a dieci milioni di cicli per le diverse condizioni di prova al variare della quantità di rame presente in lega

<i>Tipologia prova</i>	<i>Stato materiale</i>	<i>Cu (% massa)</i>	<i>Resistenza a fatica media [MPa]</i>
Flessione rotante	F	2,4	131
Flessione rotante	T6*	2,4	138
Flessione rotante	F	3,2	119
Assiale	F	2,4	109
Assiale	F	3,2	109
Assiale	T6*	3,2	73

Tabella 7.2 Confronto finale resistenza media a fatica al variare della tipologia di prova, stato del materiale e quantità di Cu in lega

Nelle prove a flessione rotante si osserva un leggero aumento della resistenza media a seguito del trattamento termico. Tuttavia, l'entità di tale incremento non è considerevole (5 %); va inoltre considerato che lo *staircase* delle prove sullo stato T6* è incompleto. Si suppone che il trattamento termico migliori la resistenza a fatica del materiale anche se non si può ancora quantificare l'incremento.

Nelle prove a fatica assiale si osserva che l'aumento della quantità di rame non abbia influenza sulla resistenza media; a seguito del trattamento termico la resistenza media cala significativamente per via della crescita della porosità interna che prevale rispetto al rafforzamento offerto dalla precipitazione di fasi rinforzanti.

Si conclude dunque che, nonostante i notevoli miglioramenti delle caratteristiche tensili a seguito del trattamento termico, la lega *AlSi9Cu3(Fe)* presenta delle problematiche per quanto riguarda l'impiego in componenti sollecitati a fatica assiale poiché prevalgono i difetti interni (accresciuti rispetto allo stato grezzo a causa del trattamento) rispetto al rafforzamento. Nel presente lavoro si sperimenta che, nonostante un'attenta progettazione fluidodinamica dello stampo, i provini trattati T6* presentano difetti interni non rilevati in precedenza allo stato F (né analizzando le rotture né tramite raggi X) che abbattano la resistenza a fatica assiale del materiale. Risulta evidente quindi che il getto di partenza allo stato F deve essere completamente privo di porosità, tale condizione è stata irraggiungibile con le provette del presente lavoro e si suppone sia altrettanto

inavvicinabile nella produzione, a parità di processo produttivo, di componenti reali con geometrie complesse. Una via per *eliminare* le porosità dai getti potrebbe essere quella di sviluppare un processo produttivo in (basso) vuoto, che tolga cioè l'aria dallo stampo prima dell'iniezione del metallo liquido. In questo modo si eviterebbe il mescolamento con l'aria esterna e i getti risulterebbero nettamente migliori. Purtroppo, tale processo richiede costi industriali di notevole impatto e non è usualmente impiegato nella produzione di getti con la lega in esame.

Per quanto riguarda la resistenza a flessione rotante, i dati ricavati nel presente lavoro sono ancora parziali ma suggeriscono che vi è un rafforzamento del materiale che lo renderebbe idoneo alla realizzazione di componenti non sottoposti a triassialità degli sforzi elevata; in questi casi, infatti, la resistenza a fatica è dettata principalmente dalla condizione superficiale (durezza e rugosità) ed eventuali difetti interni, anche se moderati, non pregiudicano la resistenza a fatica.

La lega $AlSi9Cu3(Fe)$ potrebbe e dovrebbe essere quindi sfruttata al meglio con l'incremento della quantità di rame e calibrati trattamenti termici T6 che la renderebbero utilizzabile nel settore *automotive* per la realizzazione di componenti (seppur non sollecitati a fatica assiale per le discusse problematiche sui difetti) con alleggerimenti rispetto alle stesse parti realizzate in acciaio. Le parti meccaniche realizzate in questo materiale sarebbero quindi in grado di lavorare a fatica flessionale/torsionale a seguito di calibrati T6 previa valutazione della posizione e della dimensione dei difetti tramite approcci tipo *Murakami*.

Possibili sviluppi futuri del presente lavoro riguardano il completamento (o l'intero svolgimento) degli *staircase* delle campagne sperimentali di:

- fatica flessione rotante stato T6* con Cu=2,4 % e Cu=3,2 %;
- fatica assiale stato F e stato T6* con Cu=2,4 %
- fatica assiale stato F con Cu=3,2 %.

A seguito del completamento delle campagne sperimentali si può avere una più chiara e distinta analisi del comportamento del materiale e di come influiscano i difetti sulla resistenza a fatica. Il moto e la crescita dei difetti durante il trattamento termico può essere altro oggetto di sviluppi futuri; si potrebbe implementare un modello numerico di crescita

e di moto dei difetti per avere un altro strumento in grado di calibrare finemente il trattamento termico (magari sul componente vero e proprio) evitando il *blistering*.

8 Appendice

In questa sezione dell'elaborato si presentano le tabelle con i dati sperimentali utilizzati per ricavare grafici e curve

Number of degrees of freedom ν	Probability, P (%)							
	10		5		1		0,1	
	Confidence level, $100 - \alpha$ (%)							
	90	95	90	95	90	95	90	95
2	4,258	6,158	5,310	7,655	7,340	10,55	9,851	13,86
3	3,187	4,163	3,957	5,145	5,437	7,042	7,128	9,215
4	2,742	3,407	3,400	4,202	4,666	5,741	6,112	7,501
5	2,494	3,006	3,091	3,707	4,242	5,062	5,556	6,612
6	2,333	2,755	2,894	3,399	3,972	4,641	5,201	6,061
7	2,219	2,582	2,755	3,188	3,783	4,353	4,955	5,686
8	2,133	2,454	2,649	3,031	3,641	4,143	4,772	5,414
9	2,065	2,355	2,568	2,911	3,532	3,981	4,629	5,203
10	2,012	2,275	2,503	2,815	3,444	3,852	4,515	5,036
11	1,966	2,210	2,448	2,736	3,370	3,747	4,420	4,900
12	1,928	2,155	2,403	2,670	3,310	3,659	4,341	4,787
13	1,895	2,108	2,363	2,614	3,257	3,585	4,274	4,680
14	1,866	2,068	2,329	2,566	3,212	3,520	4,215	4,607
15	1,842	2,032	2,299	2,523	3,172	3,463	4,164	4,534
16	1,820	2,001	2,272	2,486	3,136	3,415	4,118	4,471
17	1,800	1,974	2,249	2,453	3,106	3,370	4,078	4,415
18	1,781	1,949	2,228	2,423	3,078	3,331	4,041	4,364
19	1,765	1,926	2,208	2,396	3,052	3,295	4,009	4,319
20	1,750	1,905	2,190	2,371	3,028	3,262	3,979	4,276
21	1,736	1,887	2,174	2,350	3,007	3,233	3,952	4,238
22	1,724	1,869	2,159	2,329	2,987	3,206	3,927	4,204
23	1,712	1,853	2,145	2,309	2,969	3,181	3,904	4,171
24	1,702	1,838	2,132	2,292	2,952	3,158	3,882	4,143
25	1,657	1,778	2,080	2,220	2,884	3,064	3,794	4,022

Tabella 8.1 Coefficiente k per il calcolo del limite di tolleranza di una distribuzione normale

b [cm]	σ_{scala} [MPa]	Δ [mm/100] misurata	Δ [mm/100] misurata cumulata	Δ [mm/100] calcolata cumulata
0	0	0	0	0,0
1	5	9	9	8,4
2	10	9	18	16,9
3	15	8	26	25,3
4	20	11	37	33,8
5	25	9	46	42,2
6	30	9	55	50,6
7	35	8	63	59,1
8	40	8	71	67,5
9	45	10	81	76,0
10	50	9	90	84,4
11	55	9	99	92,8
12	60	9,5	108,5	101,3
13	65	10,5	119	109,7
14	70	9	128	118,2
15	75	10	138	126,6
16	80	9	147	135,0
17	85	8	155	143,5
18	90	12	167	151,9
19	95	9	176	160,3
20	100	9	185	168,8
21	105	9,5	194,5	177,2
22	110	8,5	203	185,7
23	115	12	215	194,1
24	120	11	226	202,5
25	125	10	236	211,0
26	130	11	247	219,4
27	135	8	255	227,9
28	140	10	265	236,3
29	145	10	275	244,7
30	150	10,5	285,5	253,2
25	125	31	254,5	211,0
20	100	60,5	194	168,8
15	75	48	146	126,6
10	50	50	96	84,4
5	25	44	52	42,2
0	0	42	10	0,0

Tabella 8.2 Dati deflessione scala 1

b [cm]	σ_{scala} [MPa]	Δ [mm/100] misurata	Δ [mm/100] misurata cumulata	Δ [mm/100] calcolata cumulata
0	150	306	306	253,5
1	155	13	319	262,0
2	160	12	331	270,4
3	165	10	341	278,9
4	170	10	351	287,3
5	175	8	359	295,8
6	180	12	371	304,2
7	185	8	379	312,7
8	190	8,5	387,5	321,1
9	195	9,5	397	329,6
10	200	10,5	407,5	338,0
11	205	9,5	417	346,5
12	210	10	427	354,9
13	215	11,5	438,5	363,4
14	220	11,5	450	371,8
15	225	10	460	380,3
16	230	9	469	388,7
17	235	8,5	477,5	397,2
18	240	7	484,5	405,6
19	245	15	499,5	414,1
20	250	11	510,5	422,5
21	255	11,5	522	431,0
22	260	9,5	531,5	439,4
23	265	15	546,5	447,9
24	270	12	558,5	456,3
25	275	11,5	570	464,8
26	280	11	581	473,2
27	285	9,5	590,5	481,7
28	290	11	601,5	490,1
29	295	11	612,5	498,6
30	300	20	632,5	507,0
25	275	23	609,5	464,8
20	250	28,5	581	422,5
15	225	42	539	380,3
10	200	48,5	490,5	338,0
5	175	50	440,5	295,8
0	150	52	388,5	253,5

Tabella 8.3 Dati deflessione scala 2

b [cm]	σ_{scala} [MPa]	Δ [mm/100] misurata	Δ [mm/100] misurata cumulata	Δ [mm/100] calcolata cumulata
0	300	0	610	507
1	305	9	619	515,45
2	310	8	627	523,9
3	315	8	635	532,35
4	320	16	651	540,8
5	325	10	661	549,25
6	330	11	672	557,7
7	335	10	682	566,15
8	340	14	696	574,6
9	345	9	705	583,05
10	350	11	716	591,5
11	355	14	730	599,95
12	360	8	738	608,4
13	365	20	758	616,85
14	370	8	766	625,3
15	375	8	774	633,75
16	380	9	783	642,2
17	385	10	793	650,65
18	390	6	799	659,1
19	395	13	812	667,55
20	400	9	821	676
21	405	9	830	684,45
22	410	13	843	692,9
23	415	6	849	701,35
24	420	10	859	709,8
25	425	9	868	718,25
26	430	11	879	726,7
27	435	10	889	735,15
28	440	12	901	743,6
25	425	23	871	718,25
20	400	28,5	842,5	676
15	375	42	800,5	633,75
10	350	48,5	752	591,5
5	325	50	702	549,25
0	300	52	650	507

Tabella 8.4 Dati deflessione scala 3

9 Bibliografia

- [1] Y. Murakami, *Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions*. Elsevier, 2002.
- [2] BS EN 1706-2020, *Aluminium and aluminium alloys. Castings. Chemical composition and mechanical properties*. 2021.
- [3] ISO 12107, «Metallic materials — Fatigue testing — Statistical planning and analysis of data». 2012.
- [4] S. Viswanathan *et al.*, *ASM Handbook, Volume 15: Casting*, 2008th edition. Materials Park, Ohio: ASM International, 2008.
- [5] J. Campbell, *Complete casting handbook: metal casting processes, metallurgy, techniques and design*, 1st ed. Oxford, UK ; Waltham, MA: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2011.
- [6] A. S. M. International, *Asm Handbook: Properties and Selection : Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials (Asm Handbook) VOL. 2*, 10th edition. Materials Park, Ohio: ASM International, 1990.
- [7] Matteis, «Slide Alluminio, Corso di Materiali per l'industria meccanica A.A. 2019/2020». dic. 09, 2019.
- [8] R. N. Lumley, R. G. O'Donnell, D. R. Gunasegaram, e M. Givord, «Heat Treatment of High-Pressure Die Castings», *Metal and Mat Trans A*, vol. 38, n. 10, pagg. 2564–2574, set. 2007, doi: 10.1007/s11661-007-9285-4.
- [9] E. Sjölander e S. Seifeddine, «Artificial ageing of Al–Si–Cu–Mg casting alloys», *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, n. 24, pagg. 7402–7409, set. 2011, doi: 10.1016/j.msea.2011.06.036.
- [10] S. Cecchel, A. Panvini, e G. Cornacchia, «Low Solution Temperature Heat Treatment of AlSi9Cu3(Fe) High-Pressure Die-Casting Actual Automotive Components», *J. of Materi Eng and Perform*, vol. 27, n. 8, pagg. 3791–3802, ago. 2018, doi: 10.1007/s11665-018-3478-4.
- [11] J. Pezda, «OPTIMIZATION OF T6 HEAT TREATMENT PROCESS OF AlSi9Cu3(Fe) ALLOY IN ASPECT OF IMPROVEMENT OF ITS MECHANICAL PROPERTIES», *METALURGIA INTERNATIONAL*, n. 10, pag. 6, 2013.
- [12] R. Doglione, P. Di Geronimo, e A. Morano, «Application of T6 Heat Treatment on the AlSi9Cu3 (Fe) Casting Alloy and the Effect of Copper Content», *American Journal of Applied Sciences*, vol. 12, Issue 1-2021, pag. 7.
- [13] BS EN ISO 6892-1:2019, *Metallic materials: tensile testing. Part 1: Method of test at room temperature*. 2020.
- [14] H. Mae, X. Teng, Y. Bai, e T. Wierzbicki, «Comparison of ductile fracture properties of aluminum castings: Sand mold vs. metal mold», *International Journal of*

Solids and Structures, vol. 45, n. 5, pagg. 1430–1444, mar. 2008, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2007.10.016.

[15] R. N. Lumley *et al.*, «The role of alloy composition in the heat treatment of aluminium high pressure die castings», vol. 26, pag. 10, 2008.

[16] R. Lumley, I. Polmear, e P. Curtis, «Rapid Heat Treatment of Aluminum High-Pressure Diecastings», *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 40, pagg. 1716–1726, lug. 2009, doi: 10.1007/s11661-009-9836-y.

[17] Maja Vončina, Nataša Močnik, Aleš Nagode, Antun Stoić, e Milan Bizjak, «Dependence of mechanical properties on Cu content in AlSi9Cu3(Fe) alloy», *Teh. vjesn.*, vol. 24, n. Supplement 1, mag. 2017, doi: 10.17559/TV-20140922143741.

[18] I. Aguilera Luna, H. Mancha, M. Castro-Roman, J. C. Bocardo, e M. Trejo, «Improvement of the tensile properties of an Al–Si–Cu–Mg aluminum industrial alloy by using multi stage solution heat treatments», *Materials Science and Engineering: A*, vol. 561, pagg. 1–6, gen. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2012.10.064.

[19] Antonio Gugliotta, «Slide Fatica, Corso Costruzione di Macchine». 2020.

[20] G. Timelli e F. Bonollo, «The influence of Cr content on the microstructure and mechanical properties of AlSi 9Cu 3(Fe) die-casting alloys», *Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing - MATER SCI ENG A-STRUCT MATER*, vol. 528, pagg. 273–282, nov. 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.08.079.

[21] I. M. W. Ekaputra, R. T. Dewa, G. D. Haryadi, e S. J. Kim, «Fatigue Strength Analysis of S34MnV Steel by Accelerated Staircase Test», *Open Engineering*, vol. 10, n. 1, pagg. 394–400, gen. 2020, doi: 10.1515/eng-2020-0048.

[22] J. C. Pang, S. X. Li, Z. G. Wang, e Z. F. Zhang, «General relation between tensile strength and fatigue strength of metallic materials», *Materials Science and Engineering: A*, vol. 564, pagg. 331–341, mar. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2012.11.103.

[23] Berruti e Brusa, «Slide Fatica, Corso Elementi di Costruzione e Disegno di Macchine». 2018.

[24] Schenck Maschinanfabrik, «Manuale macchina flessione rotante Schenck».

[25] S. Lenci, *Lezioni di meccanica strutturale*, 2° edizione. Bologna: Pitagora, 2009.

[26] A. Ueno, S. Miyakawa, K. Yamada, e T. Sugiyama, «Fatigue behavior of die casting aluminum alloys in air and vacuum», *Procedia Engineering*, vol. 2, n. 1, pagg. 1937–1943, apr. 2010, doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.208.

[27] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, 2^a ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. doi: 10.1017/CBO9780511806575.