

# UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

Scuola di Ingegneria

Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali

Corso di Laurea in Ingegneria dell'Innovazione del Prodotto

TESI DI LAUREA TRIENNALE

## **VALUTAZIONE DELLA RESISTENZA ALLA CRICCABILITÀ A CALDO DI LEGHE DI ALLUMINIO DA DEFORMAZIONE PLASTICA: ANALISI TERMODINAMICA E VALIDAZIONE SPERIMENTALE**

RELATORE:

Ch.mo Prof. Giulio Timelli

CO-SUPERVISORE:

Ing. Emidio Giansante

LAUREANDI:

Barbieri Matteo

Borsato Oscar

Fabian Michele

Pastò Alessio

Piran Sarah

Poli Nicola

Anno Accademico 2023/2024



## Sommario

Nell'ambito dei processi di fonderia, la formazione di cricche durante la solidificazione, hot tearing, e la loro permanenza allo stato solido rappresentano una delle maggiori complicazioni dal punto di vista tecnologico. Lo studio prende in analisi alcune delle leghe di alluminio della serie 6XXX da deformazione plastica per analizzarne il comportamento durante la solidificazione. Innanzitutto, sono state scelte le diverse composizioni chimiche da testare, definendo i range dei quattro elementi da controllare ritenuti più critici (ferro, magnesio, manganese e silicio). Questi, sono stati scelti considerando un potenziale utilizzo di leghe secondarie, contenenti quindi tenori più elevati di elementi inquinanti. Attraverso delle simulazioni, è stata studiata la solidificazione delle leghe selezionate, valutando la suscettibilità alla criccatura a caldo mediante un indice apposito, in specifici intervalli di frazione solida scelti arbitrariamente. Analizzando i dati ottenuti si è evidenziato che, in certi casi, un alto contenuto di impurezze migliora l'attitudine ai processi di fonderia di determinate leghe. Sulla base di questi risultati, è stata creata una classifica secondo il punteggio ottenuto, per individuare quelle che potevano essere le potenziali leghe migliori o peggiori, in vista di un processo di colata in stampi. Sono state scelte tre diverse leghe da testare in laboratorio per verificare quanto ottenuto dalle simulazioni. In parallelo, tramite un Software statistico, è stata cercata un'equazione che fosse in grado di correlare il valore dell'indice di criccabilità a caldo con il tenore dei diversi elementi presenti nella lega. Nella fase sperimentale, si è studiata la solidificazione delle leghe scelte, ricorrendo ad uno stampo apposito che fosse in grado di generare tensioni da ritiro mediante gli hot spots. Il metodo di analisi termica utilizzato è quello della doppia termocoppia abbinata al calcolo termico secondo Fourier, da cui si ottiene la curva di solidificazione in funzione della frazione di fase solida.

In seguito, è stato introdotto un secondo indice che valuta la criccabilità di una lega in base alla dimensione dei grani e a specifici tempi di solidificazione. Una volta ottenuti i provini solidi, si è cercata sulla superficie ed in profondità, la presenza di cricche che potessero validare i risultati delle simulazioni. A seguito di un'analisi micrografica sono state evidenziate delle piccole cricche interne presenti in due leghe in particolare, queste tuttavia non sono state ritenute sufficienti a dichiarare critica una determinata composizione.



## Indice:

Sommario .....	3
Indice delle figure: .....	6
Indice delle tabelle: .....	8
Introduzione .....	9
1 Hot-tearing e considerazioni generali .....	11
2 Analisi termodinamica .....	13
2.1 Thermo-Calc .....	13
2.2 Analisi dei risultati Thermo-Calc .....	13
3 Analisi statistica .....	19
4 Validazione sperimentale .....	25
4.1 Preparazione delle chimiche .....	25
4.2 Fusione .....	26
4.3 Colata stampo 2 e termocoppie .....	27
4.4 Analisi dimensione della grana cristallina .....	28
4.5 Analisi morfologica .....	31
5 Analisi termica .....	35
5.1 Metodo di Fourier .....	35
5.2 Clyne-Davies .....	39
6 Conclusioni .....	41
Bibliografia .....	43
Appendice A: grafici Thermo-Calc .....	45
Appendice B: grafici MiniTab .....	77

## Indice delle figure:

Figura 2.2.1.: Andamento silicio primo intervallo .....	14
Figura 2.2.2: Andamento magnesio primo intervallo.....	14
Figura 2.2.3: Andamento silicio secondo intervallo.....	14
Figura 2.2.4: Andamento magnesio secondo intervallo .....	14
Figura 2.2.5: Andamento silicio terzo intervallo.....	15
Figura 2.2.6: Andamento magnesio terzo intervallo .....	15
Figura 2.2.7: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 48.....	16
Figura 2.2.8: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 100.....	16
Figura 2.2.9: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 130.....	17
Figura 3.1: Equazione per il calcolo dell'indice di criccabilità per il primo intervallo. .....	19
Figura 3.2: Pareto Chart aspetti più incidenti per calcolo indice CSI primo intervallo. .....	20
Figura 3.3: Effetti principali tra elementi alliganti e tendenza della lega a criccare a caldo per il primo intervallo. ....	21
Figura 3.4: Effetti sulla criccabilità a caldo combinando i diversi elementi alliganti, per il primo intervallo.....	21
Figura 3.5: Effetti principali elementi alliganti in relazione all'indice CSI per intervallo 1 (0.77-0.83).....	22
Figura 3.6: Effetti principali elementi alliganti in relazione all'indice CSI per intervallo 2 (0.87-0.94).....	22
Figura 3.7: Effetti principali elementi alliganti in relazione all'indice CSI per intervallo 3 (0.92-0.98).....	22
Figura 4.2.1: (A) sezione stampo 1(chiodo); (B) sezione stampo 2 con coperchio refrattario e termocoppie .....	26
Figura 4.3.1: rilevazione temperature da termocoppie in lega 48 .....	28
Figura 4.4.1: scansione grana lega 48 .....	29
Figura 4.4.2: linee riferimento analisi grani lega 100 .....	29
Figura 4.4.3: linee riferimento analisi grani lega 48 .....	29

Figura 4.4.4: linee riferimento analisi grani lega 130 .....	30
Figura 4.4.5: confronto visivo della dimensione della grana cristallina. Da sinistra: Lega 48,100 e 130 .....	30
Figura 4.5.1: zona critica.....	31
Figura 4.5.3: particolare lega 48 .....	31
Figura 4.5.2: particolare lega 100 .....	31
Figura 4.5.4: micrografia lega 48 .....	33
Figura 4.5.5: micrografia lega 100.....	33
Figura 4.5.6: micrografia lega 130.....	33
Figura 5.1.1: grafico della derivata della curva Temperatura-Tempo .....	35
Figura 5.1.2: derivata della $T(t)$ al centro del campione e in blu la corrispondente linea di riferimento per il calcolo del calore latente ( $Z_F$ ). .....	36
Figura 5.1.3: Andamento della diffusività al variare del tempo. In rosso viene indicata la diffusività nell'intervallo liquido-solido. ....	36
Figura 5.1.4: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 48.....	37
Figura 5.1.5: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 100.....	38
Figura 5.1.6: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 130.....	38

## Indice delle tabelle:

Tabella 2.1.1: Matrice degli elementi in lega .....	13
Tabella 3.1: Parametri ricavati attraverso Minitab .....	19
Tabella 4.1.1: Risposta spettrometro al campione di alluminio puro .....	25
Tabella 4.3.1: analisi chimica con spettrometro di massa in lega 48 .....	28
Tabella 4.4.1: riassunto calcolo dimensione grana cristallina .....	30
Tabella 5.2.1: parametri e indici di Clyne-Davies per le diverse leghe.....	40

## Introduzione

Nel campo ingegneristico, le leghe di alluminio stanno acquistando sempre maggiore importanza e, grazie alle loro proprietà, si stanno affermando come un'ottima alternativa all'acciaio in diverse applicazioni.

L'ambito tecnologico analizzato in questo studio, sono i processi di fonderia delle leghe di alluminio da deformazione plastica. Ad oggi, per questo tipo di processo, esiste una specifica famiglia di leghe appositamente progettata. In particolare, sono arricchite di elementi come il silicio, che ne aumentano la fluidità permettendo la realizzazione di geometrie complesse. L'alto contenuto di aggiunte, tuttavia, rende i componenti meno resistenti e più fragili; si osserva, ad esempio, un valore inadeguato dell'allungamento a rottura. Per rendere le leghe di alluminio e i relativi prodotti ancora più competitivi sul mercato, si è cercata una soluzione che ne migliorasse le caratteristiche meccaniche senza prevedere l'utilizzo di un materiale alternativo. Una delle possibilità è quella di utilizzare alcune leghe da deformazione plastica che per loro natura presentano proprietà migliori e maggiore elasticità. Le leghe analizzate rientrano nella serie 6XXX e sono composte principalmente da alluminio, magnesio e silicio. Come anticipato, viene presa in considerazione la tendenza di queste leghe a criccare durante la solidificazione e questo rappresenta un notevole ostacolo all'impiego industriale.

Nella criccatura a caldo le variabili in gioco sono molteplici, le più rilevanti sono la composizione chimica, la temperatura dello stampo e di colata e la dimensione della grana cristallina.

Lo scopo a cui questa tesi è rivolta è la prevenzione del fenomeno agendo principalmente sul parametro della composizione chimica. In un'ottica sempre più rivolta alla sostenibilità ambientale ed economica, si ipotizza di lavorare con leghe secondarie e quindi con un maggior tenore di impurezze quali ferro e manganese. La suscettibilità alla criccatura a caldo è stata valutata mediante un indice già verificato sperimentalmente.

Per rendere più pratico questo nuovo approccio ai processi di fonderia per i produttori, si è pensato di ricavare una relazione tra alcuni elementi che costituiscono la lega e il valore della criccabilità a caldo. Questo dovrebbe facilitare coloro che intendono fare uso di leghe secondarie per realizzare i loro prodotti, senza dover ricorrere a ripetute simulazioni. Sarà possibile, inoltre, determinare dei parametri o dei valori limite di ammissibilità dei diversi elementi nelle leghe e nel rottame da cui derivano. In questo

modo le aziende avranno la possibilità di interfacciarsi con i fornitori utilizzando un metodo di controllo potenzialmente affidabile.

Sono state cercate, con un metodo teorico e pratico, delle composizioni critiche che permettessero di stabilire dei range produttivi di queste leghe.

Il risultato finale sono delle indicazioni di due tipi per il mondo della produzione. In primo luogo, si vuole permettere lo sviluppo di leghe migliorate, quindi resistenti alla formazione di cricche a caldo e con proprietà meccaniche superiori. E in secondo luogo, grazie all'utilizzo delle leghe secondarie si vuole contribuire a ridurre il costo di produzione e limitare le ingenti spese energetiche e ambientali collegate alla produzione di leghe primarie.

# 1 Hot-tearing e considerazioni generali

L'hot tearing è un difetto nei prodotti finiti che si verifica durante la solidificazione di molte leghe, principalmente nella fase finale. Si manifesta generando cricche sia in superficie che all'interno del fuso, spesso visibili anche ad occhio nudo. Lo strappo a caldo segue un percorso intergranulare, generando cedimenti veloci e pericolosi in molte applicazioni.

Questo fenomeno è influenzato da una combinazione di fattori legati alla composizione della lega, alla morfologia dei grani, alla velocità di raffreddamento e ai parametri di processo. La gestione accurata di quest'ultimi può aiutare a minimizzare il rischio di criccatura a caldo durante la fase di colata.

Le principali variabili che giocano un ruolo decisivo all'instaurarsi dell'hot tearing sono:

- La composizione della lega  
Alcuni elementi in lega possono aumentare o diminuire la suscettibilità alla criccatura a caldo. Un esempio è il manganese aggiunto nelle leghe 2XXX che durante la solidificazione funge da legante tra i grani. Altri elementi, invece, possono formare delle fasi eutettiche basso fondenti che aiutano a riparare le cricche createsi durante la solidificazione [1].
- La morfologia dei grani  
Leghe con una struttura a grani dendritici equiassici tendono ad avere una maggiore resistenza a criccatura a caldo rispetto a strutture colonnari. Una grana più fine, inoltre, riesce a distribuire meglio le tensioni, riducendo ulteriormente il rischio di fratture.
- Le condizioni di solidificazione  
Un gradiente di temperatura elevato, e quindi un raffreddamento rapido, può favorire la crescita di grani colonnari, non permettendo un'ottimale alimentazione del film liquido nelle zone vuote createsi dalla contrazione volumetrica nella mushy-zone.  
Al contrario, un raffreddamento troppo lento porterebbe alla formazione di grani grossolani aumentando le tensioni residue.  
Bisogna, quindi, trovare un compromesso per evitare la manifestazione di questo fenomeno.

- Geometria dello stampo

La geometria del getto può influire in maniera significativa sulla distribuzione dei punti caldi e di conseguenza delle tensioni interne, fondamentali per l'instaurazione e propagazione di eventuali cricche.

- Parametri di processo

I parametri come la temperatura di colata, il preriscaldamento e l'isolamento dello stampo sono essenziali al fine di controllare la velocità di raffreddamento.

Numerosi studi hanno analizzato questi meccanismi e fattori che più influenzano l'hot tearing, ricavando diversi indici per classificare la suscettibilità alla cricatura.

In particolare, l'indice di rottura a caldo di Kou [2], valuta la propensione di una lega alla formazione di cricche durante la solidificazione, basandosi sulla pendenza della curva di temperatura in funzione della frazione solida  $f_s$ .

Questo indice cresce all'aumentare della suscettibilità a criccare a caldo della lega e si calcola con la seguente formulazione:

$$HTS = CSI = \left| \frac{\Delta T}{\Delta(f_s^{\frac{1}{2}})} \right| \text{ quando } f_s \sim 1. \quad (1)$$

Dove:

- $\Delta T$  = differenza di temperatura agli estremi dell'intervallo di frazione solida analizzato;
- $f_s$  = valore della frazione solida.

Il criterio è stato confermato da dati sperimentali con diverse leghe di alluminio [2].

Nello studio di Kou si afferma che l'intervallo di frazione solida, scelto in modo arbitrario, deve essere nelle vicinanze dell'unità. Si è perciò deciso di analizzare tre diversi intervalli di frazione solida prossimi al 100%, calcolando di conseguenza tre indici di Kou per ogni lega.

Sicuramente la composizione chimica gioca un ruolo fondamentale e ci sarà modo di studiare approfonditamente il suo effetto nelle leghe 6XXX nei capitoli successivi.

## 2 Analisi termodinamica

### 2.1 Thermo-Calc

Considerando in particolare Si, Fe, Mn, Mg e tralasciando le impurezze minori, è stata allestita la matrice sotto riportata (Tabella 2.1.1), contenente tutti i possibili tenori da assegnare ai diversi elementi.



Questi sono stati incrociati tra loro ottenendo 256 leghe in totale con differenti concentrazioni degli elementi di interesse, i quali potrebbero apportare un cambiamento delle fasi presenti nel materiale, comportando così una variazione dell'indice di suscettibilità alla cricatura a caldo.

Elemento	Tenori di ogni elemento in lega (wt%)			
Si	0,6	0,8	1,0	1,2
Fe	0,2	0,4	0,6	0,8
Mn	0	0,2	0,4	0,6
Mg	0,4	0,6	0,8	1,0

Tabella 2.1.1: Matrice degli elementi in lega

Per simulare la solidificazione è stato utilizzato il modello numerico di Scheil [2] attraverso il software Thermo-Calc, con i seguenti parametri:

- Database: TCAL7: Al-Alloys v7.1;
- Elementi aggiunti in massa percentuale;
- Start temperature: 750 °C;
- Temperature step: 1 °C.

### 2.2 Analisi dei risultati Thermo-Calc

Con l'utilizzo del software Thermo-Calc è stato simulato il processo di solidificazione delle 256 leghe ed è stata svolta un'analisi sui risultati ottenuti.

Gli intervalli di frazione solida scelti per il calcolo dell'indice di Kou sono i seguenti:

- Primo intervallo: 0,77-0,83;
- Secondo intervallo: 0,87-0,94;
- Terzo intervallo: 0,92-0,98.

Per ognuno di essi, si è calcolata attraverso il software la curva di solidificazione di ogni lega, ricavando gli intervalli di temperatura, essenziali per il calcolo del relativo indice di Kou. Si riporta di seguito come esempio la curva di solidificazione della lega 48 (Figura 2.2.7).

Un alto valore dell'indice implica alta tendenza del materiale a formare cricche. Successivamente, gli indici delle diverse leghe sono stati ordinati in modo crescente individuando la potenziale lega migliore e quella peggiore per ognuno dei tre intervalli di frazione solida considerati. Sono stati ottenuti i seguenti grafici, rappresentanti la variazione del tenore del singolo elemento all'aumentare dell'indice di criccabilità.

Si è riscontrata una certa somiglianza tra i primi due intervalli, con particolare attenzione alla quantità di Si e Mg. Si nota che all'aumentare dell'indice di suscettibilità è associato un tenore maggiore di questi determinati elementi, con delle eccezioni visualizzabili nei grafici. (Figura 2.2.1, Figura 2.2.2, Figura 2.2.3, Figura 2.2.4)

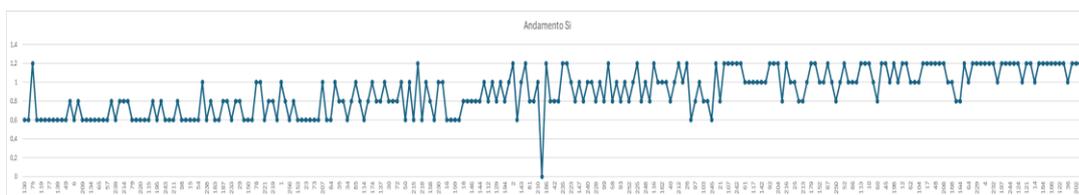


Figura 2.2.1.: Andamento silicio primo intervallo

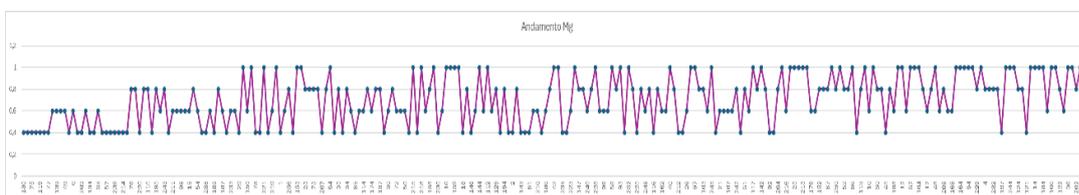


Figura 2.2.2.: Andamento magnesio primo intervallo

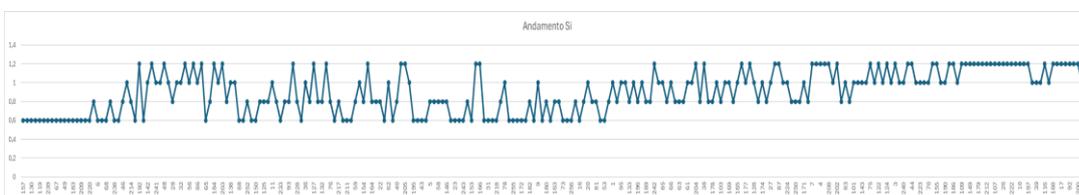


Figura 2.2.3.: Andamento silicio secondo intervallo

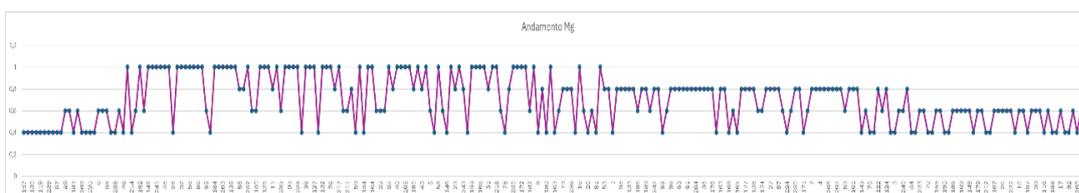


Figura 2.2.4.: Andamento magnesio secondo intervallo

Al contrario, nel terzo intervallo, ad un tenore più elevato di Si e Mg è associato un indice più basso, comportamento opposto al precedente. (Figura 2.2.5, Figura 2.2.6)



Figura 2.2.5: Andamento silicio terzo intervallo

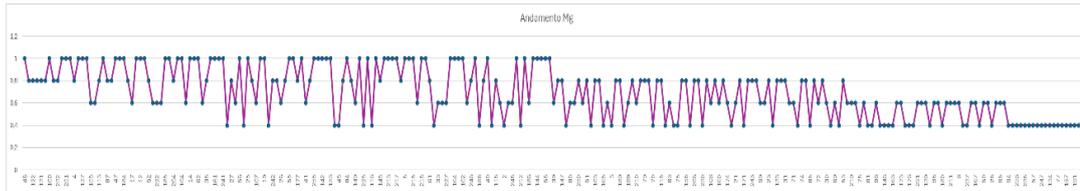


Figura 2.2.6: Andamento magnesio terzo intervallo

Per quanto riguarda Mn e Fe, non sembrano seguire delle tendenze precise sul miglioramento o peggioramento dell'indice di suscettibilità in nessuno degli intervalli di frazione solida. Sempre al netto di qualche eccezione, tuttavia, si nota che nei primi due intervalli un contenuto mediamente più elevato di queste due impurezze giochi a favore di un indice di criccabilità inferiore; cosa che avviene al contrario nel terzo intervallo. Questo suggerisce che, nel caso dei primi due intervalli, siano più adatte leghe provenienti dal riciclo e quindi più cariche di impurezze. Secondo il terzo intervallo, invece, sembrano preferibili leghe più raffinate per la maggiore sensibilità a questi due elementi.

Si procede con un confronto tra i vari indici delle leghe per ogni intervallo:

- Intervallo [0,77-0,83]  
 Lega migliore: n°130 (Si=0,6 Fe=0,8 Mn=0,6 Mg=0,4) con CSI=110,79;  
 Lega peggiore: n°100 (Si=1,2 Fe=0,2 Mn=0 Mg=1) con CSI=382,55;
- Intervallo [0,87-0,94]  
 Lega migliore: n°157 (Si=0,6 Fe=0,4 Mn=0,6 Mg=0,4) con CSI=566,63;  
 Lega peggiore: n°135 (Si=1 Fe=0,4 Mn=0 Mg=0,6) con CSI=1257,44;
- Intervallo [0,92-0,98]  
 Lega migliore: n°48 (Si=1,2 Fe=0,6 Mn=0,4 Mg=1) con CSI=215,89;  
 Lega peggiore: n°130 (Si=0,6 Fe=0,8 Mn=0,6 Mg=0,4) con CSI=1872,13.

A partire dal confronto appena fatto, sono state scelte tre leghe per la validazione dei risultati ottenuti tramite Thermo-Calc: la lega 48, la 130 e la 100.

Le leghe del secondo intervallo non sono state prese in esame in quanto chimicamente simili a quelle del primo; risultava quindi più interessante confrontare due intervalli con caratteristiche diverse.

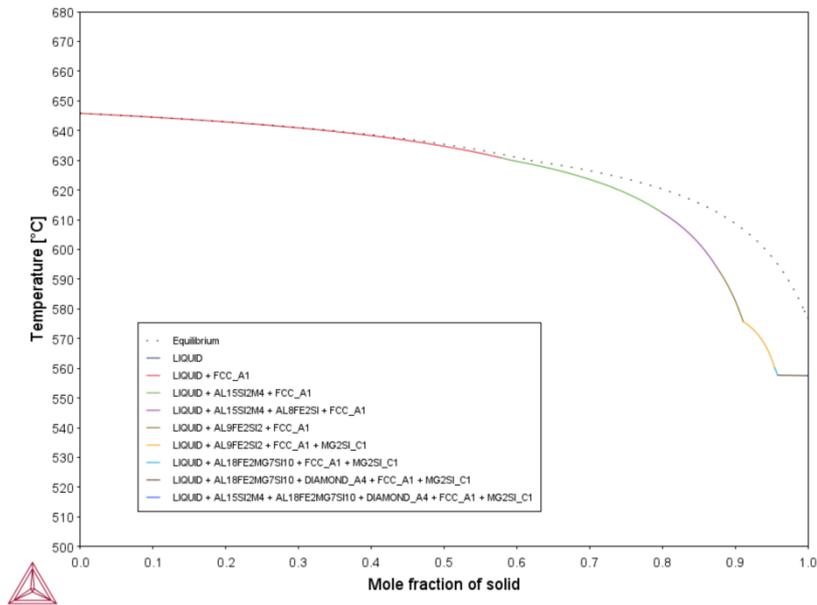


Figura 2.2.7: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 48

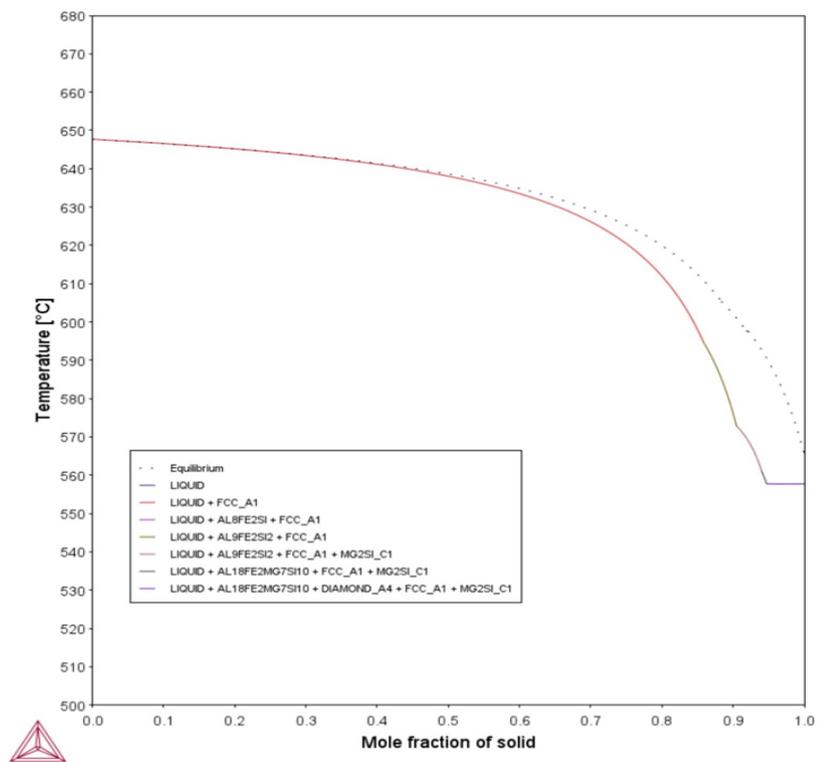


Figura 2.2.8: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 100

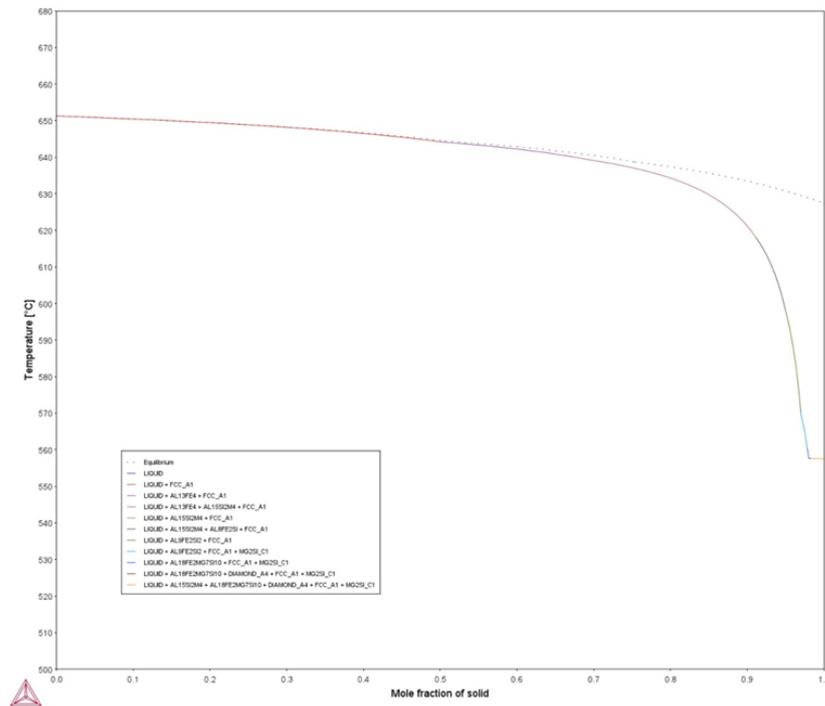


Figura 2.2.9: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 130

Osservando i grafici relativi alla solidificazione delle leghe da analizzare (Figura 2.2.7, Figura 2.2.8, Figura 2.2.9), si vede un primo tratto abbastanza simile durante le prime fasi di solidificazione e raffreddamento. Una differenza significativa, compare nella parte finale, dove la curva diventa orizzontale. Questo andamento è causato molto probabilmente da una reazione eutettica che avviene alla fine della solidificazione. Avendo inizialmente considerato come più critica la fase finale della solidificazione di una lega, la presenza di questa reazione porta ad effettuare alcune considerazioni aggiuntive. Come già trattato, le fasi eutettiche tendono a curare gli strappi a caldo, questo fenomeno potrebbe portare ad una variazione dei risultati dato che non viene considerata nel calcolo dell'indice di Kou in determinati intervalli di frazione solida. A questo si aggiunge la netta differenza tra i tratti orizzontali delle tre leghe che porterà ad avere lo stesso fenomeno ma in proporzioni diverse.



### 3 Analisi statistica

In seguito al calcolo dell'indice di suscettibilità alla criccatura a caldo introdotto da Kou e all'analisi termodinamica con Thermo-Calc, è stata effettuata un'analisi statistica, non avendo ottenuto tra i vari elementi delle tendenze o relazioni evidenti.

Attraverso il software MiniTab, sono stati inseriti come input i valori della chimica di ogni elemento e l'indice della criccabilità calcolato in precedenza, per ognuna delle

leghe analizzate. Questo ha permesso di ricavare delle relazioni tra ogni elemento presente nella lega e la criccabilità a caldo della medesima, per ognuno dei tre intervalli di frazione solida. Questa analisi ha permesso di valutare l'interazione tra indice di criccabilità, elementi in lega e relative combinazioni, restituendo i risultati mostrati nella Tabella 3.1.

#### Coded Coefficients

Term	Coef	SE Coef	T-Value	P-Value	VIF
Constant	226,87	1,75	129,52	0,000	
Si	48,686	0,873	55,78	0,000	1,00
Fe	-18,905	0,873	-21,66	0,000	1,00
Mn	-19,869	0,873	-22,76	0,000	1,00
Mg	30,832	0,873	35,33	0,000	1,00
Si*Si	-2,54	1,46	-1,73	0,084	1,00
Fe*Fe	11,94	1,46	8,15	0,000	1,00
Mn*Mn	1,47	1,46	1,00	0,316	1,00
Mg*Mg	-1,15	1,46	-0,78	0,433	1,00
Si*Fe	-10,83	1,17	-9,25	0,000	1,00
Si*Mn	1,39	1,17	1,19	0,235	1,00
Si*Mg	3,04	1,17	2,60	0,010	1,00
Fe*Mn	2,95	1,17	2,52	0,012	1,00
Fe*Mg	2,02	1,17	1,72	0,086	1,00
Mn*Mg	3,39	1,17	2,90	0,004	1,00

Tabella 3.1: Parametri ricavati attraverso Minitab

I risultati più significativi sono nella colonna "Coef" e nella colonna "P-Value", rispettivamente i coefficienti assegnati ad ogni elemento e combinazione e la probabilità di avere risultati compatibili con la tesi posta.

I valori "P-Value" maggiori di 0,1 vengono considerati come non rilevanti perciò vengono tolti dall'analisi in modo da rendere più precisa l'approssimazione e più snella la formulazione che segue.

Il software, a partire dai coefficienti, ha calcolato un'equazione per poter ricavare l'indice di criccabilità in funzione della composizione chimica della lega di partenza, per ogni intervallo di frazione solida. Di seguito si riporta l'equazione ottenuta per il primo intervallo di frazione solida [0,77-0,83] (Figura 3.1).

#### Regression Equation in Uncoded Units

$$\begin{aligned} \text{HTS} = & 57,8 + 244,9 \text{ Si} - 112,9 \text{ Fe} - 132,7 \text{ Mn} + 67,7 \text{ Mg} - 28,2 \text{ Si*Si} + 132,6 \text{ Fe*Fe} + 16,3 \text{ Mn*Mn} \\ & - 12,8 \text{ Mg*Mg} - 120,4 \text{ Si*Fe} + 15,5 \text{ Si*Mn} + 33,8 \text{ Si*Mg} + 32,8 \text{ Fe*Mn} + 22,4 \text{ Fe*Mg} \\ & + 37,7 \text{ Mn*Mg} \end{aligned}$$

Figura 3.1: Equazione per il calcolo dell'indice di criccabilità per il primo intervallo.

Questa equazione, in quanto costruita su un modello arbitrario, può essere ritenuta valida solo per concentrazioni chimiche degli elementi rientranti nei range studiati, ovvero 0.6-1.2% per il silicio, 0.4-0.8% per il ferro, 0.0-0.6% per il manganese e 0.4-1.0% per il magnesio.

Di seguito, considerando i valori P-Value, è stato costruito il Pareto Chart per evidenziare gli elementi e le relative combinazioni più incidenti nel calcolo dell'indice. Si riporta il grafico per l'intervallo [0,77-0,83] (Figura 3.2).

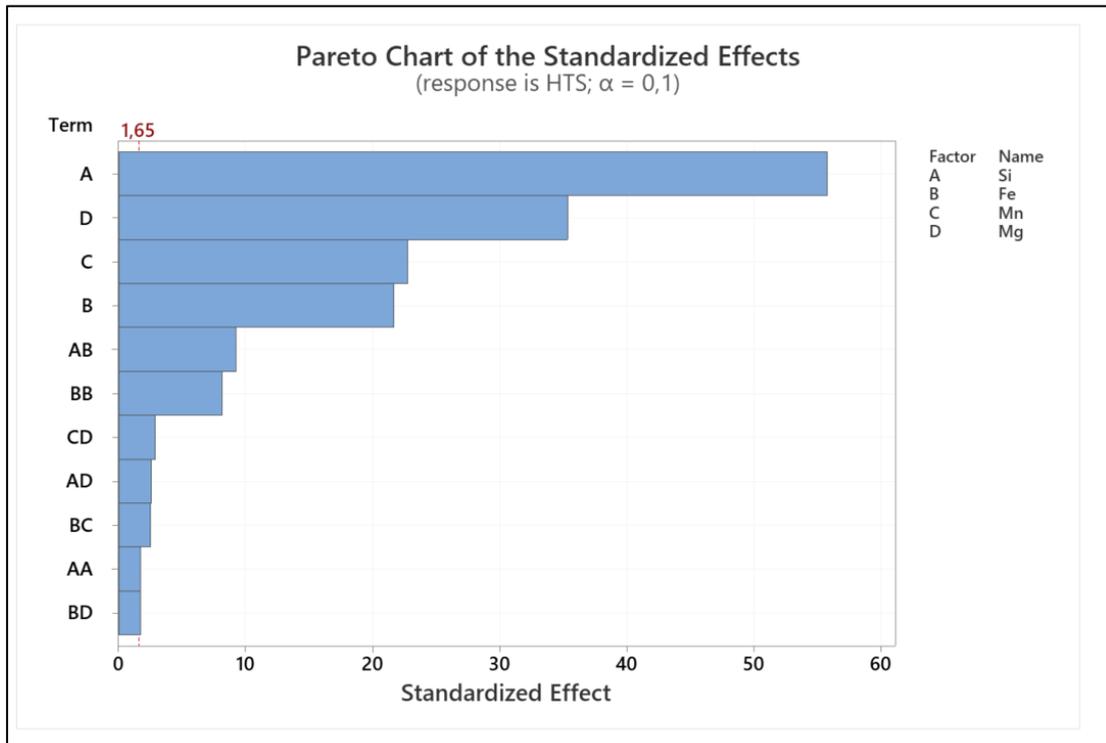


Figura 3.2: Pareto Chart aspetti più incidenti per calcolo indice CSI primo intervallo.

I risultati ottenuti, infine, sono stati visualizzati graficamente per avere un'interpretazione più chiara della dipendenza tra singoli elementi, la combinazione tra essi e la suscettibilità all'hot tearing. Questo ha reso possibile confermare le ipotesi fatte in seguito alle simulazioni numeriche sull'impatto dei diversi elementi sulla criccabilità a caldo.

Di seguito si riportano i grafici studiati per il primo intervallo di frazione solida (Figura 3.3, Figura 3.4)

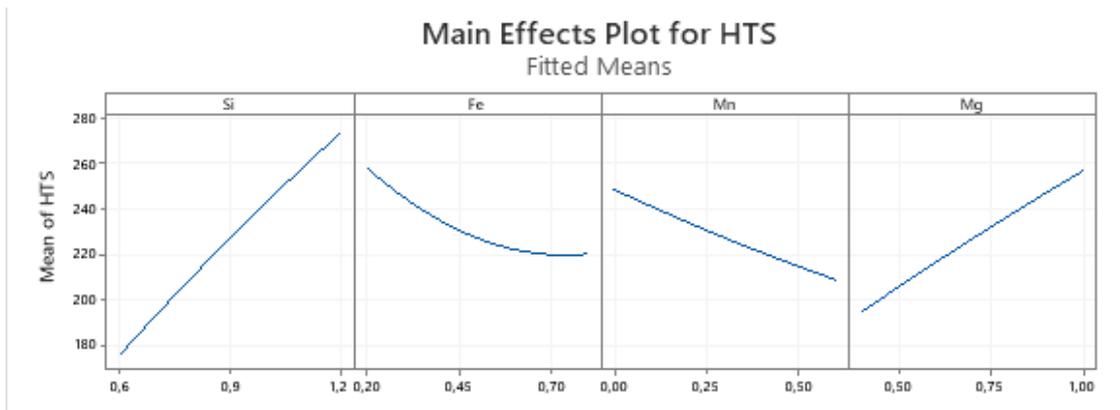


Figura 3.3: Effetti principali tra elementi alliganti e tendenza della lega a criccare a caldo per il primo intervallo.

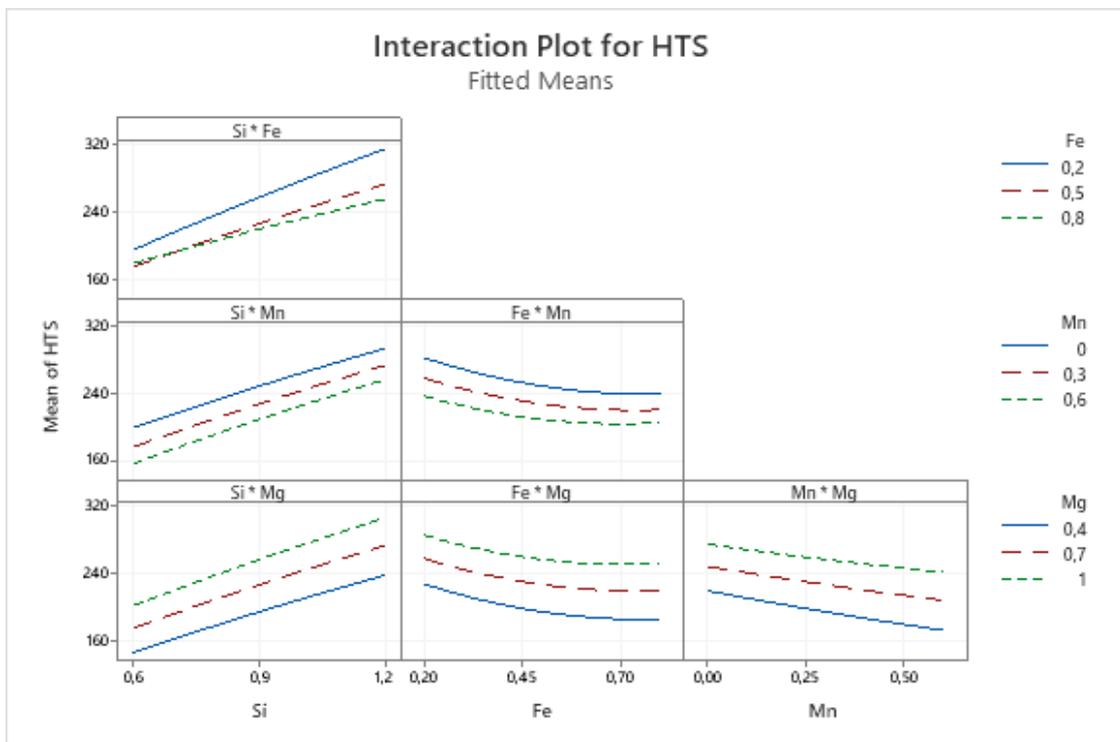


Figura 3.4: Effetti sulla criccabilità a caldo combinando i diversi elementi alliganti, per il primo intervallo.

Si nota che gli elementi più rilevanti per l'hot tearing, per l'intervallo considerato, sono il silicio e il magnesio, i quali fanno crescere l'indice quasi proporzionalmente all'aumentare della loro concentrazione chimica in lega. Questo corrisponde qualitativamente con quanto osservato prima dell'analisi statistica attraverso il software Thermo-Calc e l'indice di Kou.

Per gli altri due intervalli di frazione solida, ovvero [0.87-0.94] e [0.92-0.98], il discorso è analogo e si è sviluppato lo stesso metodo di analisi.

I risultati mostrano, come da Figura 3.5, Figura 3.6 e Figura 3.7, che per i tre intervalli di frazione solida si hanno degli andamenti parzialmente diversi tra tenore degli elementi e suscettibilità a criccare a caldo.

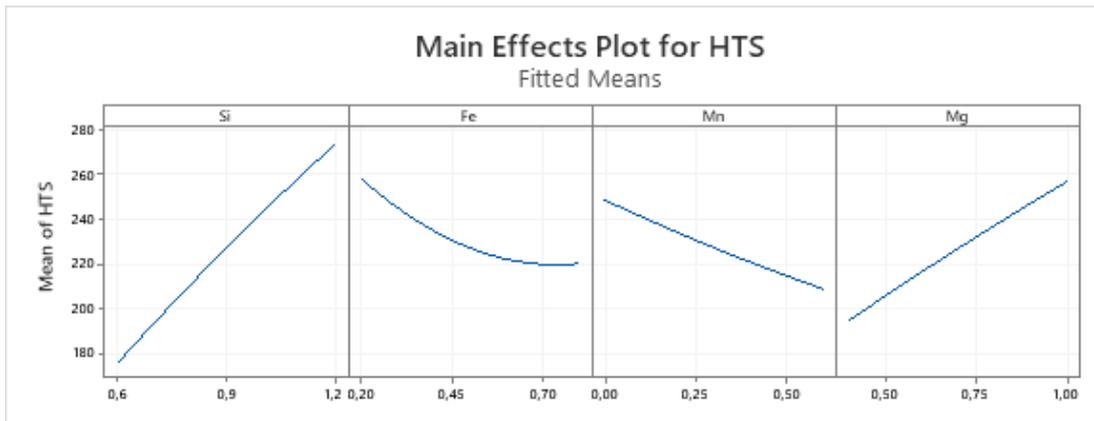


Figura 3.5: Effetti principali elementi alliganti in relazione all'indice CSI per intervallo 1 (0.77-0.83).

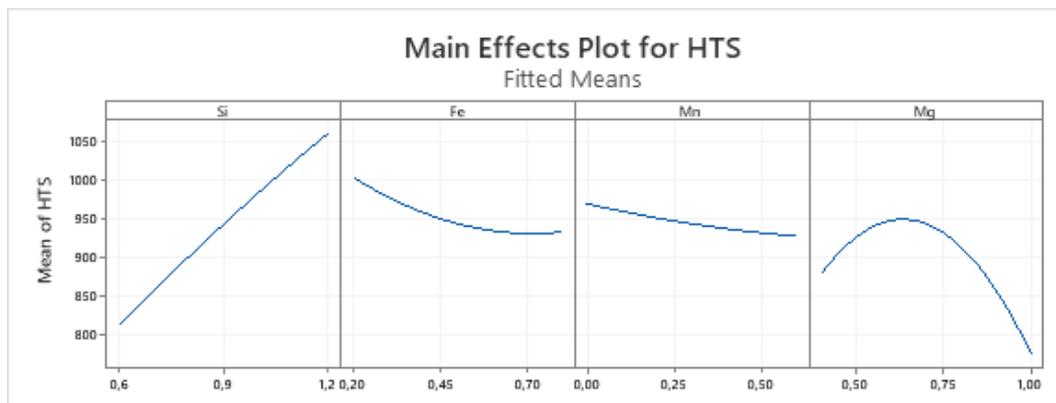


Figura 3.6: Effetti principali elementi alliganti in relazione all'indice CSI per intervallo 2 (0.87-0.94).

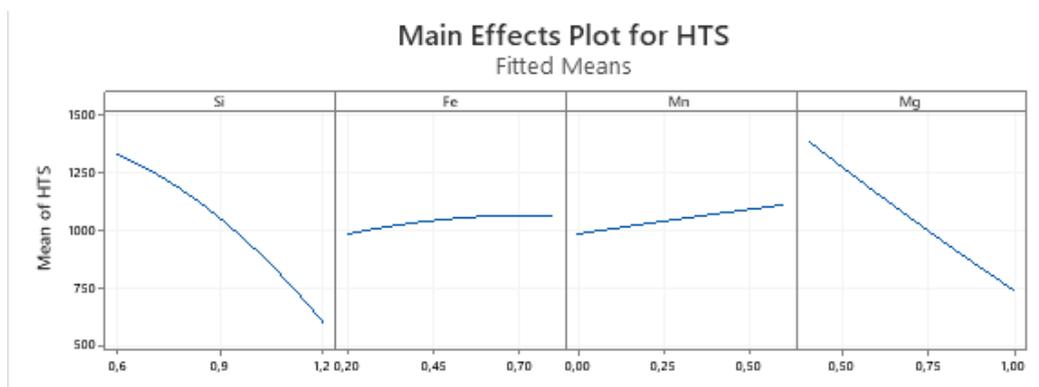


Figura 3.7: Effetti principali elementi alliganti in relazione all'indice CSI per intervallo 3 (0.92-0.98).

Si può concludere, quindi, che la dipendenza tra la composizione chimica e la tendenza all'hot tearing, per le leghe analizzate, varia anche in funzione dell'intervallo di frazione di solida considerato. Si sono riscontrate, infatti, delle differenze tra la tendenza di uno stesso elemento al variare dell'intervallo, osservando un trend sia crescente che decrescente all'aumentare dell'indice. Gli elementi con delle variazioni maggiori sono il silicio e il magnesio, mentre il ferro e il manganese sono meno evidenti ma conservano in ogni caso un impatto da considerare, soprattutto per

l'inversione della tendenza che avviene tra il secondo e il terzo intervallo in tutti gli elementi.

Per completezza si inseriscono in appendice i risultati integrali per gli intervalli [0,92-0,98] e [0,87-0,94].



## 4 Validazione sperimentale

Terminata l'analisi termodinamica e statistica si è passati alla validazione sperimentale dei dati raccolti.

L'obiettivo di questa fase è creare quattro campioni:

- due per le analisi chimiche allo spettrometro;
- uno per l'analisi termica;
- uno per l'osservazione della formazione di cricche a caldo.

### 4.1 Preparazione delle chimiche

Al fine di ottenere una chimica uguale a quella teorica delle leghe 48, 100 e 130 si è partiti da un lingotto di alluminio commercialmente puro, analizzando attraverso lo spettrometro di massa la chimica esatta, in modo da avere la certezza sullo stato di fornitura (Tabella 4.1.1).

Elemento	[wt%]	Elemento	[wt%]	Elemento	[wt%]
Al	99,8304%	Zn	0,0018%	Sn	0,0000%
Si	0,0495%	Ti	0,0024%	Cr	0,0014%
Fe	0,1060%	Sr	0,0000%	V	0,0000%
Cu	0,0012%	Zr	0,0000%	Pb	0,0000%
Mn	0,0002%	Ni	0,0066%	Bi	0,0000%
Mg	0,0004%	Ca	0,0001%		

Tabella 4.1.1: Risposta spettrometro al campione di alluminio puro

Si è tenuto conto della percentuale in peso di Fe presente per bilanciare le aggiunte in modo da ottenere la lega desiderata.

Per quanto riguarda Si e Mg sono stati forniti allo stato puro mentre, Fe e Mn sotto forma di leghe, rispettivamente AlFe25 e AlMn25.

Successivamente, tramite un foglio di calcolo, sono state ricavate le masse di ogni elemento distinto da inserire nella lega per ottenere le quantità teoriche. I vari elementi poi sono stati preparati nella giusta quantità richiesta da ciascuna delle tre leghe, tenendo conto della scoria da eliminare prima della colata.

## 4.2 Fusione

Per la colata sono stati usati tre forni a resistenza a diverse temperature, rispettivamente: 100°C, 650°C, 700°C.

Il primo per il preriscaldamento degli elementi alliganti e dello stampo 1, al fine di eliminare l'umidità. Il secondo per il preriscaldamento dello stampo 2, allo scopo di non influenzare l'analisi termica e per evitare un elevato gradiente termico. Il terzo per fondere le leghe.

Successivamente vengono riportate le tipologie di stampo:

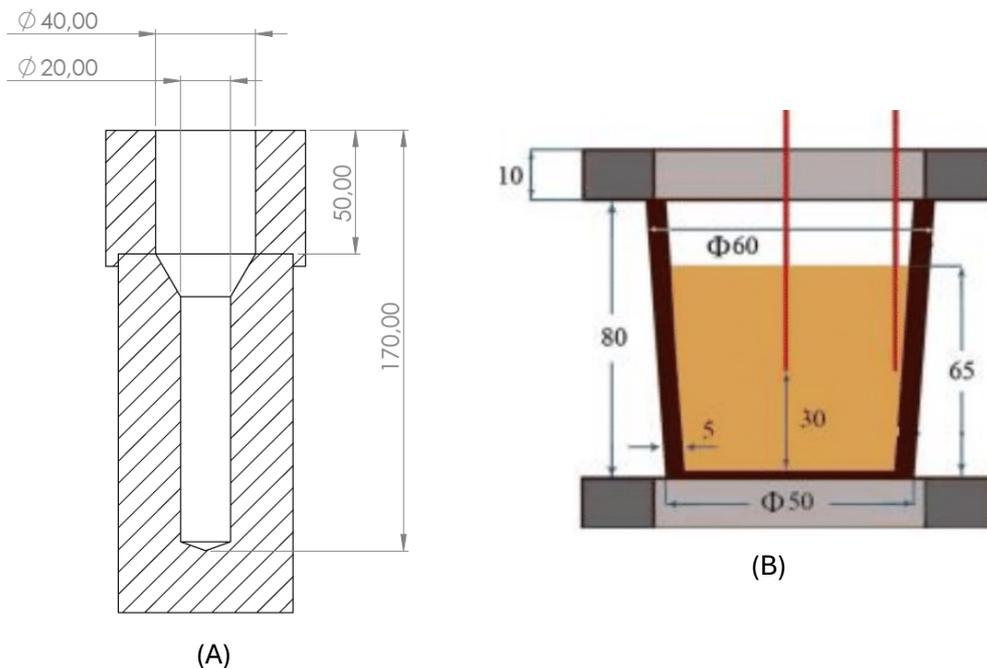


Figura 4.2.1: (A) sezione stampo 1(chiodo); (B) sezione stampo 2 con coperchio refrattario e termocoppie

Per quanto riguarda la temperatura del forno fusorio (terzo forno, utilizzato a temperatura di ca. 700°C), questa è stata scelta in base al materiale da fondere e sommando circa 50°C alla rispettiva temperatura di liquidus, assumendo lo stesso surriscaldamento.

Tramite Thermo-Calc sono state rilevate le seguenti temperature di liquidus:

- Lega 48 = 646°C
- Lega 100 = 648°C
- Lega 130 = 651°C

Dopo la fusione in un crogiolo della matrice di alluminio sono stati aggiunti in un primo momento Si, AlFe25 e AlMn25 precedentemente riscaldati, essendo materiali alto fondenti; solo in un secondo momento è stato aggiunto il magnesio in quanto basso

fondente. Quest'ultimo è stato inserito nel crogiolo avvolto in un foglio di alluminio in modo tale da evitare eventuali fiammate tipiche di questo metallo.

Tutti i materiali aggiunti sono stati mescolati con l'ausilio di un'asta di acciaio rivestita da Nitruro di Boro (BN) spray, utilizzato per creare un layer in frapposizione tra la stessa asta e la matrice di alluminio fusa. Questo è stato necessario al fine di non compromettere la composizione chimica iniziale della lega, dovuta alla tendenza del ferro di diffondere nell'alluminio.

### 4.3 Colata stampo 2 e termocoppie

Arrivata al punto di fusione, la lega è stata prelevata dal crogiolo e colata all'interno dello stampo 2 (Figura 4.2.1) per effettuare l'analisi termica e la successiva analisi cristallografica. Per l'analisi termica sono state posizionate due termocoppie di tipo K a 30 mm dalla superficie inferiore dello stampo 2 (Figura 4.2.1), risultando quindi a metà dell'altezza del provino. La prima termocoppia è stata posizionata al centro del pezzo mentre la seconda lungo la parete laterale dello stampo ad una distanza di 25mm dalla prima. Questo ha permesso di misurare la differenza di temperatura tra il centro e la parete durante la solidificazione.

Le termocoppie sono state inserite in due tubicini in acciaio inox, per evitare la sostituzione delle stesse dopo ogni analisi, di diametro interno di 1,4 mm e diametro esterno di 1,6 mm. Le termocoppie inviano i dati ad un computer avente installato PicoLog, un software per l'acquisizione dei dati e in grado rilevare un grafico tempo-temperatura (Figura 4.3.1), utile successivamente per ricavare la temperatura di liquidus sperimentale, che andrà confrontata con quella teorica.

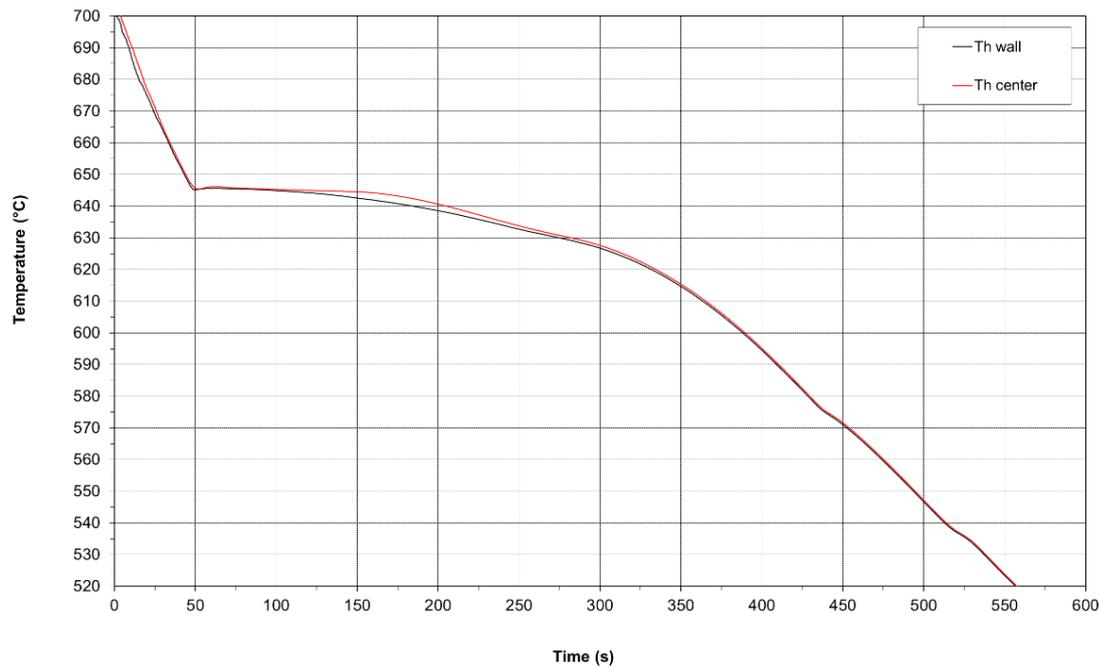


Figura 4.3.1: rilevazione temperature da termocoppie in lega 48

È stato eseguito, attraverso lo spettrometro di massa, un confronto tra composizioni chimiche della stessa lega in due momenti diversi, per capire se quest'ultima dipendesse dall'atmosfera del forno, ad esempio tramite formazione di gas oppure legandosi con il materiale del crogiolo o degli stampi (Tabella 4.3.1).

Analisi Chimica				
Elemento	Si [wt%]	Fe [wt%]	Mn [wt%]	Mg [wt%]
LEGA 48 (chimica teorica)	1,2	0,6	0,4	1,0
Inizio	1,31	0,76	0,41	1,03
Fine	1,29	0,74	0,42	1,00

Tabella 4.3.1: analisi chimica con spettrometro di massa in lega 48

Come si può vedere dalla tabella, si nota una leggera riduzione di alcuni elementi alliganti, dovuta a possibili macro-segregazioni oppure più probabilmente alla rimozione della scoria formatasi sopra il fuso prima della colata o ancora, alla bassa tensione di vapore di alcuni elementi come il magnesio. Le variazioni in questione risultano minime e irrilevanti ai fini dell'analisi.

#### 4.4 Analisi dimensione della grana cristallina

Conclusa la solidificazione dello stampo 2 (Figura 4.2.1) contenente le termocoppie si procede con il taglio longitudinale sulla mezzeria, per dividere il pezzo in due parti speculari.

Successivamente, il campione è stato preparato per l'attacco chimico, il quale metterà in risalto la struttura cristallina del materiale. Per fare questo si procede con la lucidatura di una faccia planare del pezzo tramite carta abrasiva, partendo da una carta P180, per poi proseguire con carte P600 e P1200 ed ultimare con carta P2400.

Si prepara quindi la soluzione per l'attacco chimico secondo il procedimento del manuale [3], scegliendo la soluzione "Pulton", adatta al tipo di leghe trattate. Questa è composta da 60ml di HCl, 30ml di HNO<sub>3</sub>, 5ml di HF e 5ml di acqua distillata.

Viene immerso il campione per 3 secondi come prima passata e si valuta attraverso scansione se il risultato ottenuto sia ottimale (Figura 4.4.1), in caso contrario si può procedere con un'ulteriore immersione del pezzo, sempre nella stessa soluzione per altri 3 secondi.

Il pezzo è stato poi scansionato e l'immagine viene migliorata regolando il contrasto per avere una maggiore definizione dei bordi grano.



Figura 4.4.1: scansione grana lega 48

Si procede con il conteggio dei grani al fine di verificare la morfologia e la dimensione media del grano.

Si utilizza il software LAS EZ 3.0 dove viene caricata l'immagine del campione e dopo opportuna calibrazione si tracciano dei segmenti orizzontali e verticali in prossimità del cuore del pezzo, che serviranno da riferimento per il conteggio dei grani (Figura 4.4.2, Figura 4.4.3, Figura 4.4.4).

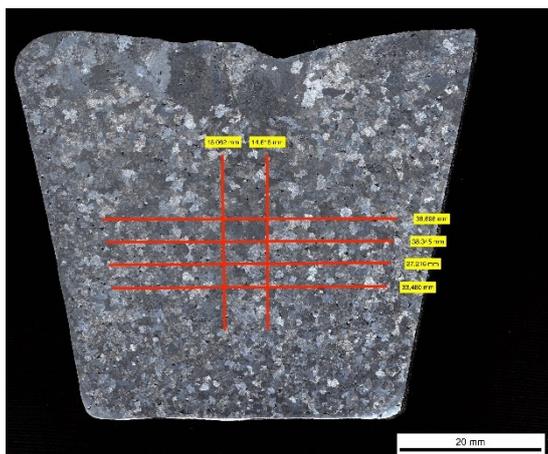


Figura 4.4.3: linee riferimento analisi grani lega 48

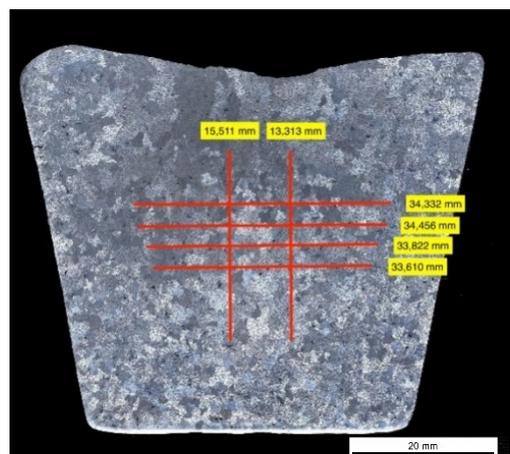


Figura 4.4.2: linee riferimento analisi grani lega 100

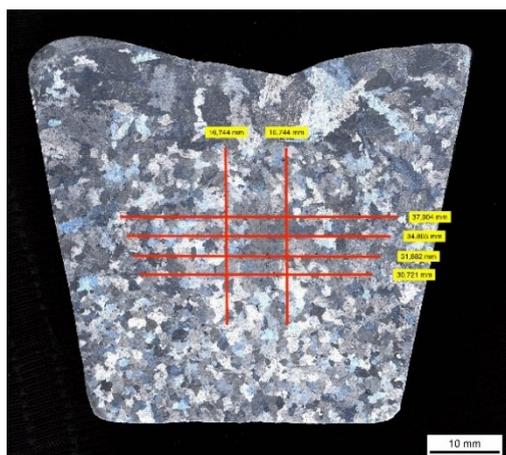


Figura 4.4.4: linee riferimento analisi grani lega 130

Contato il numero dei grani attraversati dai segmenti rossi, i dati sono stati trascritti nella Tabella 4.4.1, dove si è poi calcolato per ogni lega il rapporto tra lunghezza del segmento e il numero di grani da esso attraversati, approssimando la dimensione del grano.

	Orizzontali					Verticali				
	Riferimento	Lunghezza [mm]	N. grani	Rapporto	Media rapporti	Riferimento	Lunghezza [mm]	N. grani	Rapporto	Media rapporti
<b>Lega 48</b>	Linea 1	38,7	50	0,77	0,78	Linea 1	15,06	20	0,75	0,68
	Linea 2	38,34	47	0,81		Linea 2	14,61	24	0,61	
	Linea 3	37,22	48	0,77			Linea 1	15,51	18	
	Linea 4	33,48	44	0,76		Linea 2		13,31	15	
<b>Lega 100</b>	Linea 1	34,33	34	1,01	0,95	Linea 1	16,74	20	0,84	0,94
	Linea 2	34,45	36	0,96			Linea 2	17,74	17	
	Linea 3	33,82	37	0,91		Linea 1		16,74	20	
	Linea 4	33,61	37	0,91			Linea 2	17,74	17	
<b>Lega 130</b>	Linea 1	37,90	34	1,11	0,97	Linea 1	16,74	20	0,84	0,94
	Linea 2	34,86	39	0,89			Linea 2	17,74	17	
	Linea 3	31,88	37	0,86		Linea 1		16,74	20	
	Linea 4	30,72	30	1,02			Linea 2	17,74	17	

Tabella 4.4.1: riassunto calcolo dimensione grana cristallina

I rapporti calcolati e riportati in Tabella 4.4.1 indicano che in tutte e tre le leghe analizzate si presenta una grana cristallina equiassica nella regione più centrale, in quanto la lunghezza media orizzontale del grano è in rapporto circa 1:1 con la lunghezza media verticale.

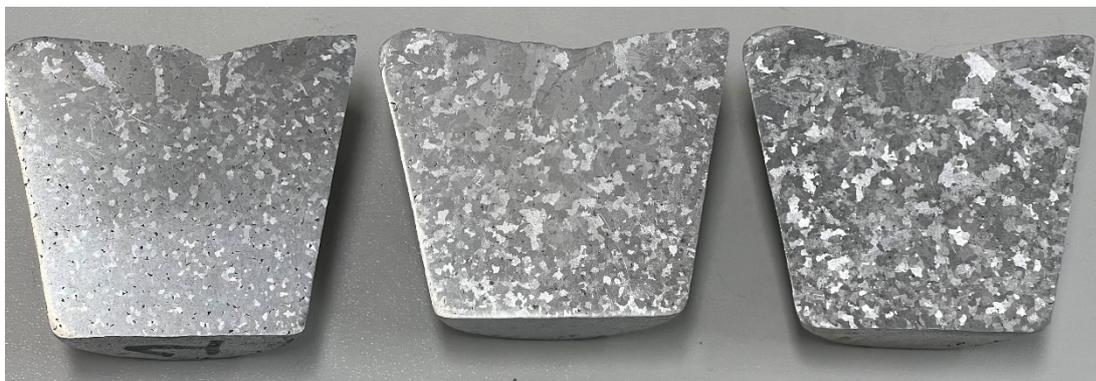


Figura 4.4.5: confronto visivo della dimensione della grana cristallina. Da sinistra: Lega 48, 100 e 130

Si osserva che nelle zone più esterne del provino i grani tendono ad assumere una morfologia tipica di un raffreddamento più lento, ovvero colonnare e con dimensioni maggiori. Questo è dovuto alle diverse velocità di solidificazione imposte dallo stampo al materiale liquido. Inoltre, già da un'analisi visiva preliminare si nota che il campione della Lega 48 presenta una grana più fine rispetto alla Lega 100 e alla Lega 130, come da Figura 4.4.5.

## 4.5 Analisi morfologica

Non avendo riscontrato alcuna cricca macroscopica a livello superficiale nei tre componenti a forma di chiodo (Figura 4.2.1), si è deciso di analizzare i pezzi anche internamente, sezionandoli sul piano mediano.



Figura 4.5.1: zona critica

Si è isolata la zona limitrofa al raccordo tra i due diametri, in quanto la più critica e luogo di concentrazione delle tensioni, date sia dalla geometria che dalla contrazione volumetrica di solidificazione (Figura 4.5.1).

Dopo aver sottoposto i campioni ad una lucidatura a specchio, si è ricercata, con l'ausilio di un microscopio ottico a riflessione, la presenza di eventuali cricche a caldo. L'analisi non ha riportato difetti da cricatura macroscopici interni sulle leghe studiate, ma solo un paio di dimensioni ridotte per la lega 48 e 100, riportate in Figura 4.5.3 e Figura 4.5.2.



Figura 4.5.3: particolare lega 48



Figura 4.5.2: particolare lega 100

Entrambi i particolari trovati sono dell'ordine dei 500 micrometri, una dimensione poco impattante per l'integrità del componente, considerato anche la loro singolarità. Questo dato è difficilmente imputabile al fenomeno di hot tearing studiato, in primo luogo per le dimensioni poco rilevanti, in secondo luogo per l'incoerenza con i risultati

attesi dall'analisi termodinamica, in quanto la lega 48 non avrebbe dovuto presentare cricature a caldo.

Procedendo con l'analisi microstrutturale delle tre leghe si possono notare le diverse fasi che si formano. Le leghe, seppur molto simili tra loro, presentano alcune differenze morfologiche date principalmente dalla differenza chimica, in quanto i parametri di processo rimangono invariati.

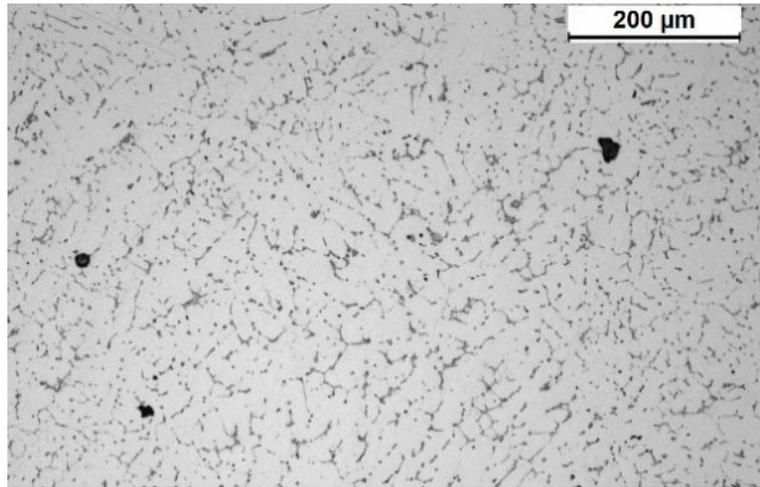
In primo luogo, si può riconoscere la matrice di alluminio, comune nelle tre leghe, di colore grigio chiaro. Nella matrice possiamo riconoscere diverse porosità dovute probabilmente ad eventuali gas rimasti all'interno del fuso durante la solidificazione, queste si presentano come delle cavità grossolane tendenzialmente tondeggianti di colore nero.

La seconda fase che si riconosce si presenta di color grigio scuro nelle zone interdendritiche, ossia tra le ultime a solidificare. Facendo riferimento a [1], si può dedurre che questa sia la fase eutettica composta da  $Mg_2Si+Al$ . Come illustrato nell'atlante metallografico [4], i composti contenenti manganese precipitano sotto forma di piccoli globuli di color grigio scuro, i quali si notano in particolare nelle leghe 48 e 130, mancando nella lega 100. Quest'ultima, infatti, non presenta manganese in quantità rilevanti.

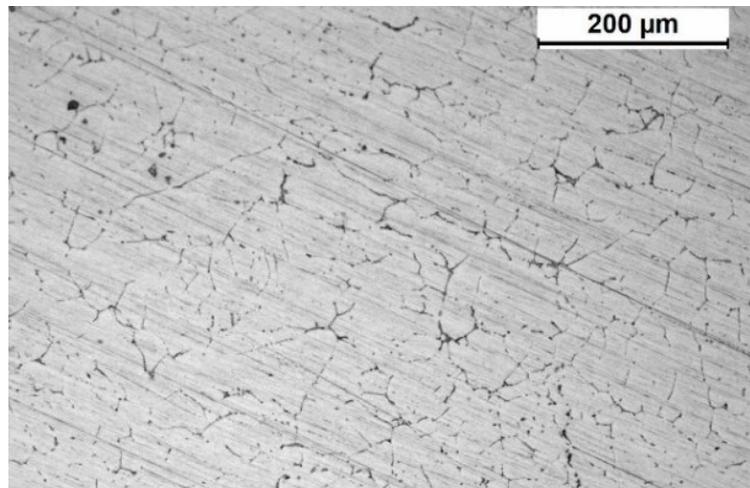
Il ferro, invece, tende a legarsi con diversi elementi, formando delle fasi di forma aciculare uniformemente distribuite nella matrice, presentandosi in colorazione molto scuro, quasi tendente al nero.

Un'ultima considerazione va fatta tenendo conto della presenza anche di ulteriori fasi create in minima quantità per la precipitazione di elementi non tenuti in considerazione nello studio.

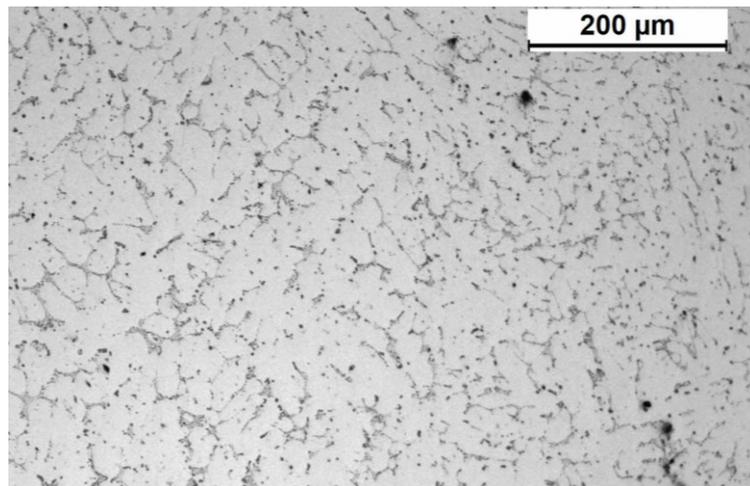
Di seguito si riportano le immagini di riferimento acquisite al microscopio delle tre leghe:



*Figura 4.5.4: micrografia lega 48*



*Figura 4.5.5: micrografia lega 100*



*Figura 4.5.6: micrografia lega 130*



## 5 Analisi termica

Utilizzando i dati ricavati dalle termocoppie è stata effettuata un'analisi termica, divisa in due parti. Come prima cosa si è studiata la solidificazione applicando il metodo di Fourier e a seguire è stato ricavato un secondo indice che valuta la criccabilità a caldo, da confrontare con i risultati delle simulazioni.

### 5.1 Metodo di Fourier

Sfruttando l'omonima legge sul campo termico nel materiale, abbinata alla variazione di temperatura registrata tra due punti, è possibile ricavare l'andamento della frazione solida in funzione della temperatura, al fine di validare i dati ottenuti dalle simulazioni. In prima battuta si assume la velocità di raffreddamento di un punto come conseguenza di due contributi distinti: il gradiente termico in quel punto e il calore rilasciato durante la trasformazione di fase. Si procede tracciando la derivata per punti, cioè la velocità di raffreddamento, della curva di solidificazione tempo-temperatura, visualizzata poi con una linea di tendenza, dalla quale saranno individuabili le temperature notevoli della lega (Figura 5.1.1).

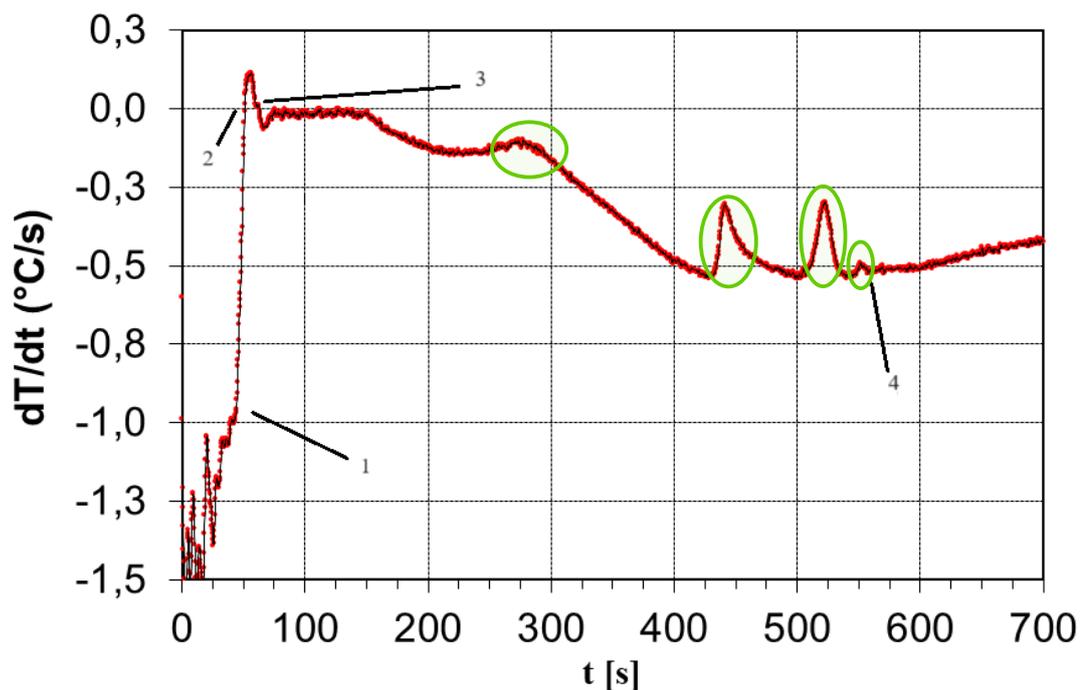


Figura 5.1.1: grafico della derivata della curva Temperatura-Tempo

Le temperature notevoli utili all'analisi termica, individuabili dai numeri dell'elenco riportati nel grafico, sono:

1. Temperatura di **liquidus**: si nota un aumento improvviso della derivata;

2. Temperatura **minima**: primo punto in cui si annulla la derivata;
3. Temperatura **massima**: secondo punto di annullamento della derivata;
4. Temperatura di **solidus**: punto dal quale la derivata cresce linearmente senza variazioni brusche.
5. Temperatura di **coerenza interdendritica**: punto di minima differenza tra temperatura del cuore e della parete del provino (non segnata nel grafico soprastante);

La temperatura di liquidus individua la nucleazione delle primissime particelle solide e viene quindi identificata come il punto di partenza al quale si pone  $f_s=0$ , mentre alla temperatura di solidus si considera il processo concluso, corrispondente a  $f_s=1$ . Da queste temperature si ricava l'intervallo di solidificazione  $T_{liq}-T_{sol}$  che sarà oggetto dell'analisi successiva.

In Figura 5.1.1 sono evidenziate in verde quattro zone in corrispondenza dei picchi sul grafico, questi corrispondono alla precipitazione, più o meno marcata, di fasi secondarie che rilasciano calore rallentando il raffreddamento.

Si ricavano poi i diversi parametri dell'analisi termica come la diffusività, ipotizzata con andamento lineare tra il valore di liquidus e solidus. Altri dati sono il calore specifico a volume costante, il calore totale rilasciato durante la solidificazione e la curva base nota come ZF che rappresenta un'ipotetica velocità di raffreddamento se non avvenissero cambiamenti di fase. (Figura 5.1.2 e Figura 5.1.3)

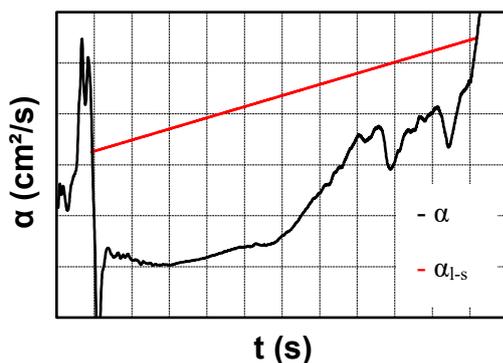


Figura 5.1.3: Andamento della diffusività al variare del tempo. In rosso viene indicata la diffusività nell'intervallo liquido-solido.

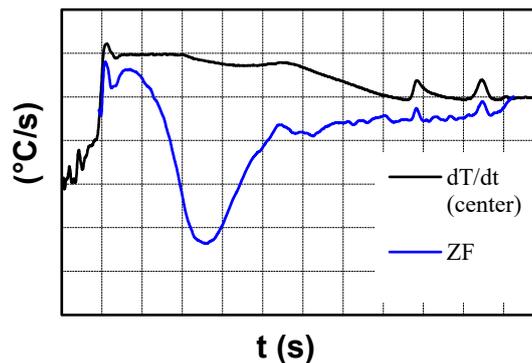


Figura 5.1.2: derivata della  $T(t)$  al centro del campione e in blu la corrispondente linea di riferimento per il calcolo del calore latente (ZF).

Partendo dalla temperatura di liquidus, nella quale la fase solida formata è nulla, si ottiene l'andamento della solidificazione nell'intervallo di temperatura considerato.

Di seguito si riportano le tre curve che rappresentano l'andamento della frazione solida in funzione della solidificazione di ogni lega analizzata (Figura 5.1.4, Figura 5.1.5 e Figura 5.1.6).

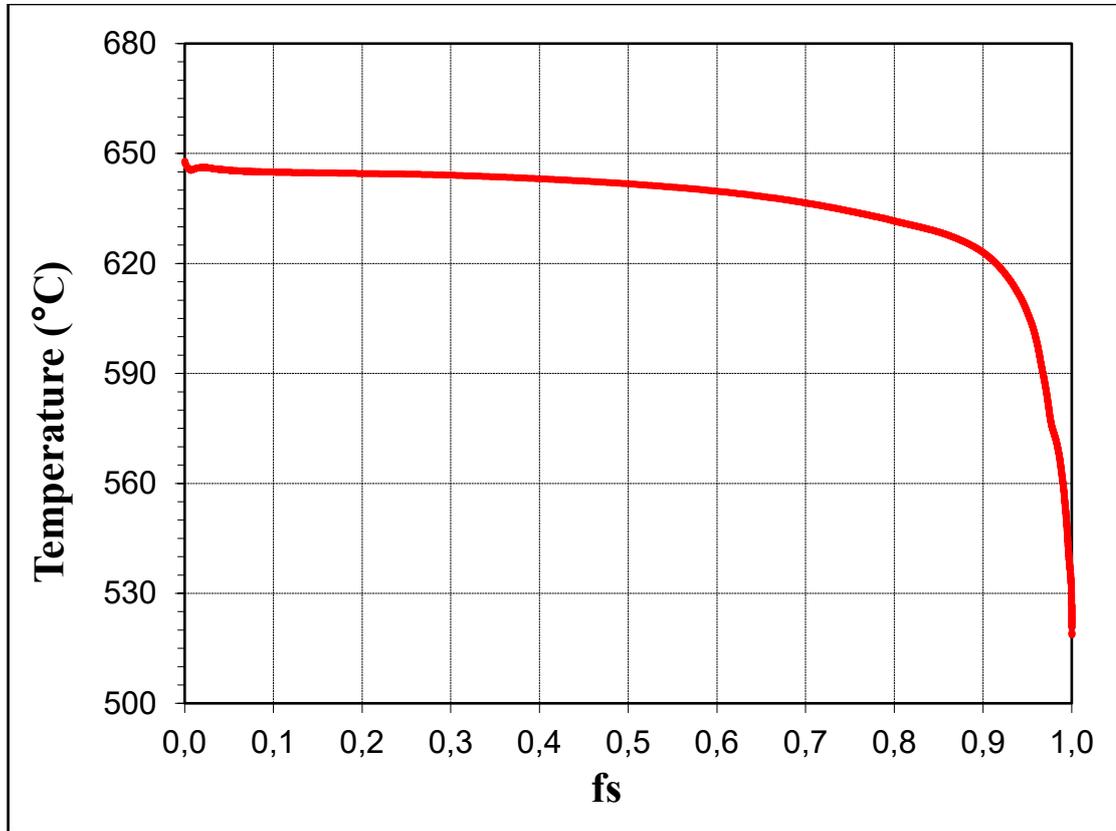


Figura 5.1.4: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 48

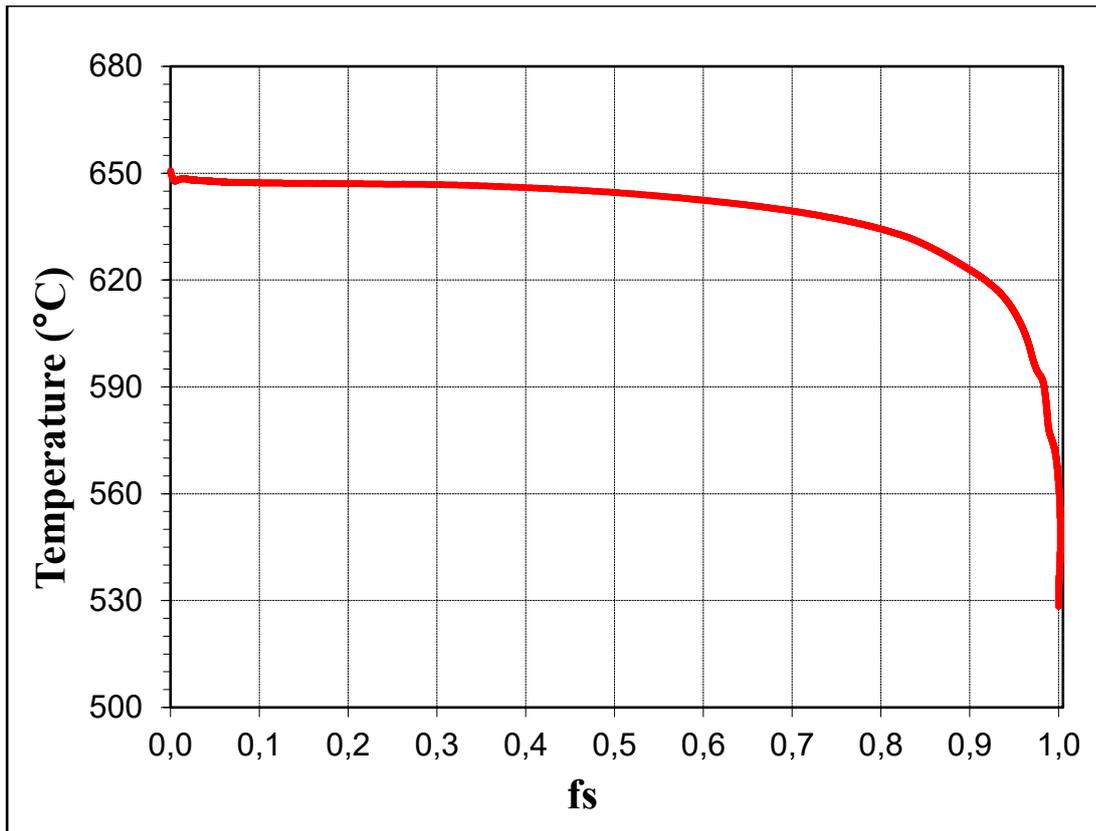


Figura 5.1.5: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 100

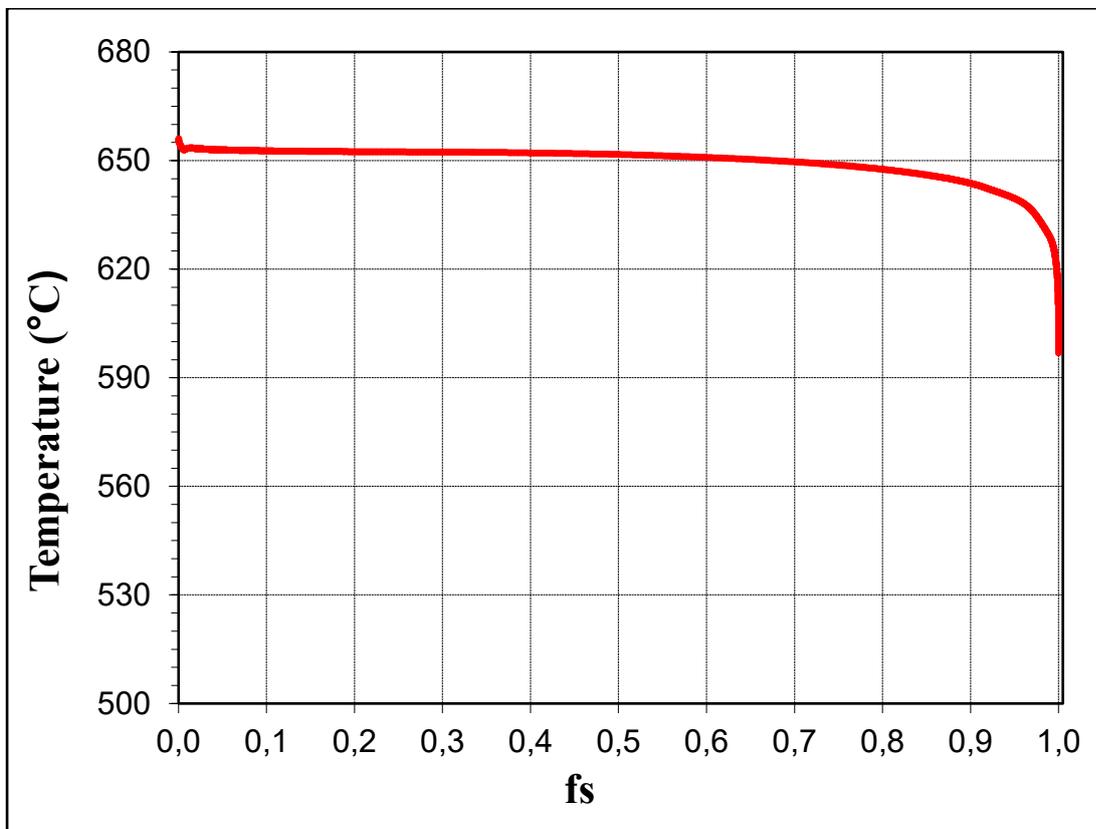


Figura 5.1.6: sviluppo della frazione solida al diminuire della temperatura della lega 130

La curva è stata confrontata con quella ottenuta dalla simulazione svolta con ThermoCalc, ottenendo un andamento compatibile anche se con qualche differenza nel valore degli estremi. Questo può essere dovuto sia dalle differenti condizioni al contorno tra simulazioni e prove sperimentali, sia da come il programma elabora le precipitazioni di fase. Quest'ultime, infatti, nella prova eseguita in laboratorio sembrano ritardare la fine della solidificazione.

## 5.2 Clyne-Davies

Nella seconda parte dell'analisi, come anticipato, è stato calcolato un diverso indice sulla suscettibilità alla cricatura a caldo delle leghe analizzate.

Noto come indice di Clyne-Davies modificato [5], esso mette in relazione un determinato salto termico e la dimensione della grana cristallina con due intervalli di tempo caratteristici prefissati.

$$CSC = a \cdot \Delta T \cdot \frac{t_v}{t_r} \quad (2)$$

- $a$ : indica la dimensione media dei grani, già calcolata nell'analisi cristallografica. Come introdotto nei capitoli precedenti, questo parametro ha un forte impatto sulla tendenza del materiale a criccare a caldo, tanto che nel caso dell'indice proposto si trova in diretta proporzionalità con il suo valore;
- $\Delta T$ : fa riferimento alla differenza tra la temperatura di coerenza interdendritica, cioè quando le dendriti hanno formato una struttura ramificata che tende a intrappolare porzioni di liquido rimanente, e quella di solidus;
- $t_v = (t_{0,99} - t_{0,9})$ : indica il tempo trascorso dalla lega nella zona "vulnerabile" [0,9-0,99], ossia quello in cui le cricche che si formano non vengono raggiunte e "curate" dal materiale ancora liquido;
- $t_r = (t_{0,9} - t_{0,4})$ : in questo intervallo di tempo, definito dalla frazione solida [0,4-0,9], si ha una maggiore quantità di liquido presente tra le dendriti, aumentando la possibilità che gli strappi a caldo che si formano vengano immediatamente chiusi.

Dalla formulazione, quindi, si nota che un alto rapporto  $t_v/t_r$  implica maggiori possibilità della lega di conservare, allo stato solido, le cricche formate, alzando il valore dell'indice. Vengono di seguito riportati in Tabella 5.2.1 i risultati ottenuti per le diverse leghe.

	$t_{0,4}$ [s]	$t_{0,9}$ [s]	$t_{0,99}$ [s]	$\Delta T$ c.i.-s [°C]	$t_v$ [s]	$t_r$ [s]	$t_v/t_r$	$a$ [mm]	CSC [mm°C]
<b>LEGA 48</b>	176,50	322,75	474,25	124,23	151,50	146,25	1,036	0,74797	96,26
<b>LEGA 100</b>	183,25	316,75	438,00	118,29	121,25	133,50	0,90824	0,92301	99,16
<b>LEGA 130</b>	181,25	261,75	339,00	54,78	77,25	80,50	0,959627	0,96245	50,59

Tabella 5.2.1: parametri e indici di Clyne-Davies per le diverse leghe

Confrontando gli indici di Clyne-Davies con i risultati di Kou, si nota una certa concordanza tra le due previsioni. La lega 100, infatti, ha ottenuto il punteggio maggiore, risultando la più suscettibile alla cricatura a caldo come evidenziato da Kou, che la posiziona come più critica del primo intervallo di frazione solida. Sulla lega 48 si ottiene una contraddizione in quanto questa risulta la migliore per il terzo intervallo. La lega 130, che ha ottenuto punteggi discordanti per Kou, venendo classificata come peggiore e migliore in due intervalli di frazione solida diversi, sembra essere la più indicata secondo Clyne-Davies. Si potrebbe concludere che, per gli indici analizzati, il primo intervallo di frazione solida risulti il più indicativo, ricordando comunque che Kou non lascia alcuna indicazione sulla scelta dell'intervallo di frazione solida da considerare.

## 6 Conclusioni

Con questo studio, si è voluto analizzare il fenomeno della cricatura a caldo delle leghe di alluminio serie 6XXX da deformazione plastica. L'approccio utilizzato integra simulazioni termodinamiche e analisi statistiche, cercando un eventuale riscontro con le prove sperimentali, al fine di ridurre e prevedere questo fenomeno nei processi di colata.

È stato riscontrato che gli elementi che influiscono maggiormente sulla tendenza di una lega a criccare a caldo sono il silicio e il magnesio, mentre ferro e manganese hanno un'influenza meno marcata.

Non avendo osservato cricche rilevanti sui campioni ritenuti più suscettibili, non si possono confermare totalmente le ipotesi di partenza calcolate attraverso l'indice di Kou. L'imprecisione di questo modello può essere stata causata dalla scelta arbitraria dell'intervallo di frazione solida, la quale ha restituito dati parzialmente discordanti. Inoltre, il calcolo dell'indice di Clyne-Davies per ognuna delle tre leghe, ha evidenziato una similitudine con l'indice di Kou nelle leghe 100 e 130, ritenendole rispettivamente la peggiore e la migliore per entrambi gli indici.

Tuttavia, queste leghe sono state giudicate tali per Kou solo nel primo intervallo di frazione solida considerato.

Questo confrontato con Clyne-Davies, presuppone che il primo intervallo di frazione solida [0,77-0,83] sia il più adatto per il calcolo dell'indice di Kou.

Ulteriore causa di alcuni risultati incoerenti risiede nella scelta dei parametri utilizzati nelle prove. Si presume che, preriscaldando lo stampo non omogeneamente in modo da creare un gradiente termico maggiore tra l'estremità superiore e inferiore, si sarebbe osservato più facilmente il fenomeno di hot tearing, generatosi dalle maggiori tensioni da ritiro in fase di solidificazione.

L'analisi di Fourier, infine, a partire dai dati raccolti dalle termocoppie, ha permesso di ricavare l'evoluzione della fase solida durante la solidificazione della lega, evidenziando la variazione della velocità di raffreddamento in corrispondenza della formazione di fasi secondarie.

I valori calcolati sono stati confrontati con le simulazioni iniziali, trovando una somiglianza con l'andamento della frazione solida, ma con diversi valori della temperatura di solidus, causati probabilmente dalla precipitazione di alcune fasi.

Va ricordato che la composizione chimica è solo uno dei parametri che descrivono l'hot tearing. In futuro sarà utile concentrare ulteriori studi, ad esempio, sui parametri di processo che sono direttamente collegati alla produzione, fornendo in questo modo la possibilità di avere il controllo totale su questo fenomeno.

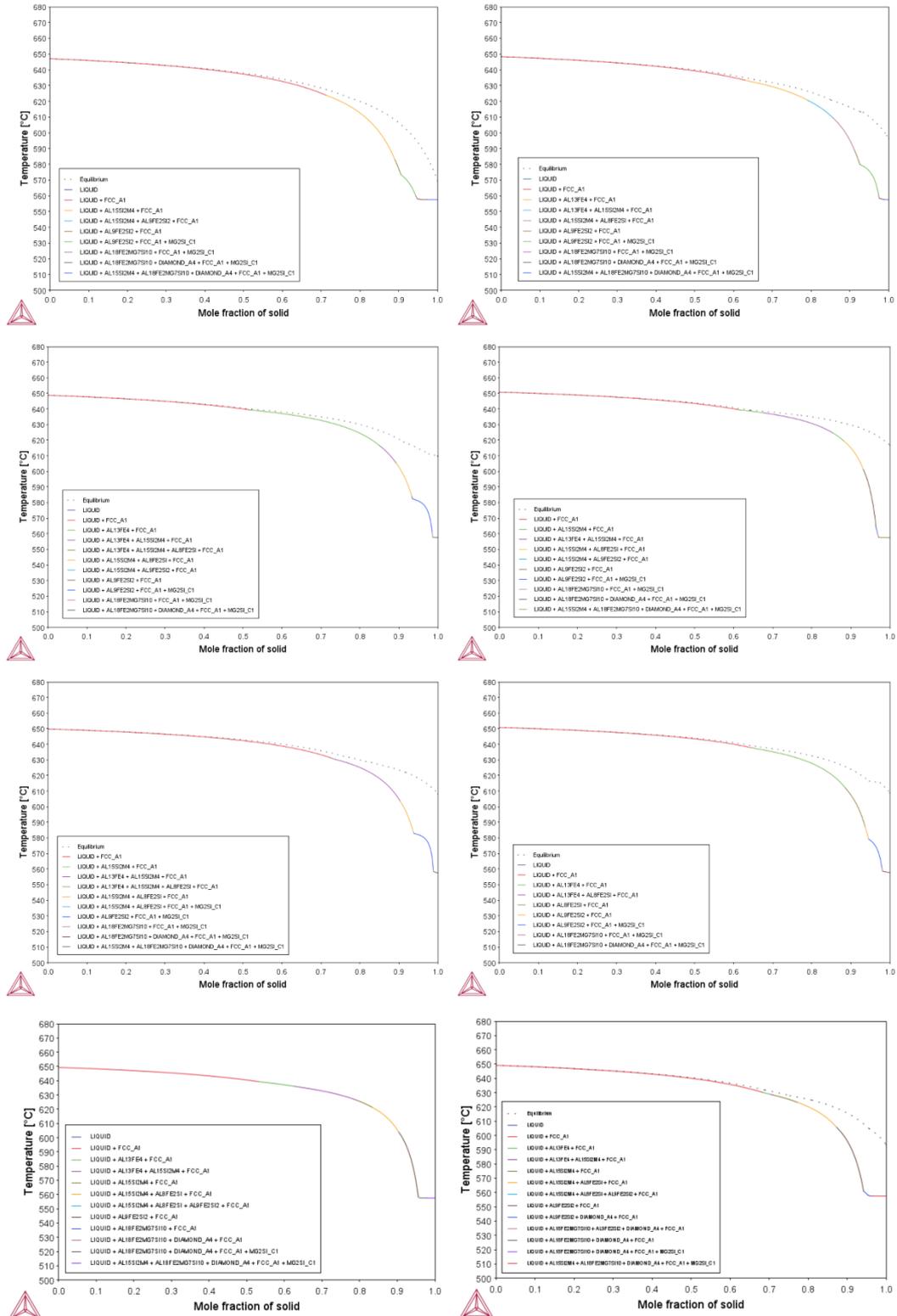
## Bibliografia

- [1] B. Hu, D. Li, Z. Li, j. Xu, X. Wang, X. Zeng–Hot tearing Behaviour in double ternary eutectic alloy system: Al-Mg-Si alloys – Metallurgical and Materials Transactions A – 2021 – vol. 52°
- [2] Sindo Kou – A criterion for cracking during solidification – Acta Materialia – 2015
- [3] Metallography Principles and Practice”, George F: Vander Voort
- [4] Lennart Biickerud, Ella Król, Jarmo. Tamminen - Solidification Characteristics of Aluminium Alloys - Volume 1 - wrought alloys
- [5] Campbell, J., Castings, Oxford: Butterworth-Heinemann (1991).



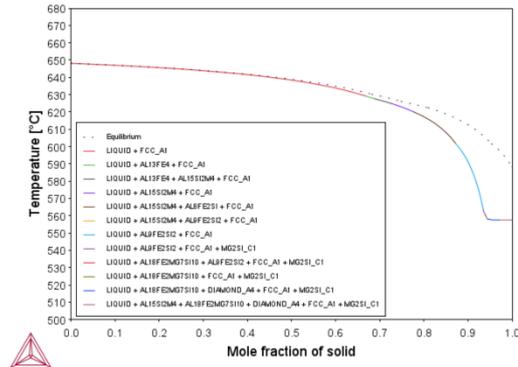
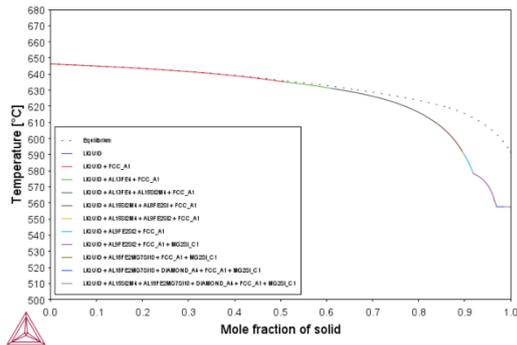
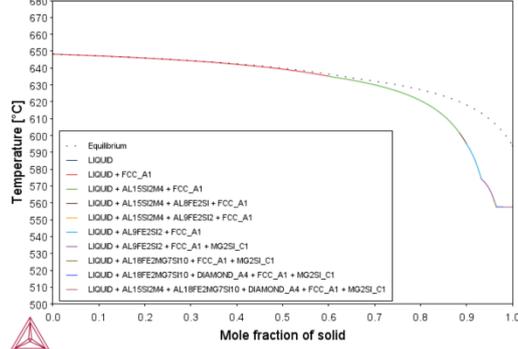
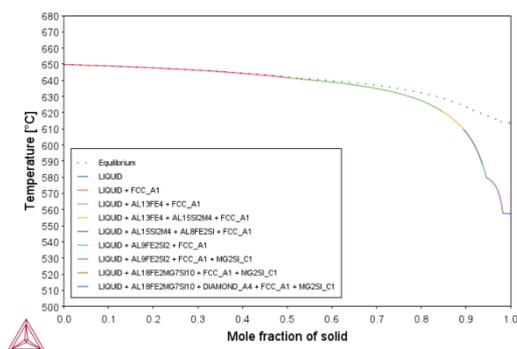
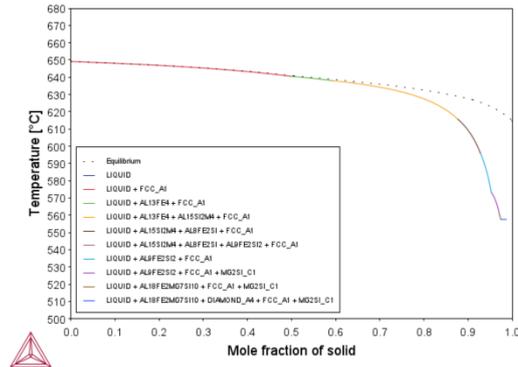
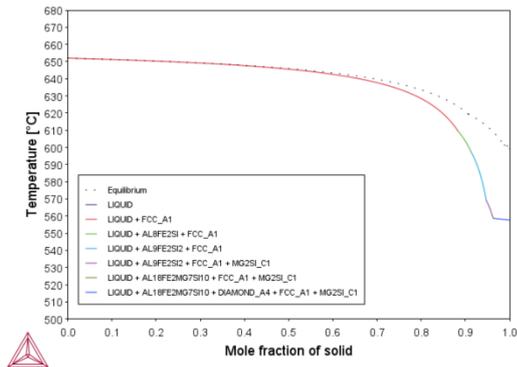
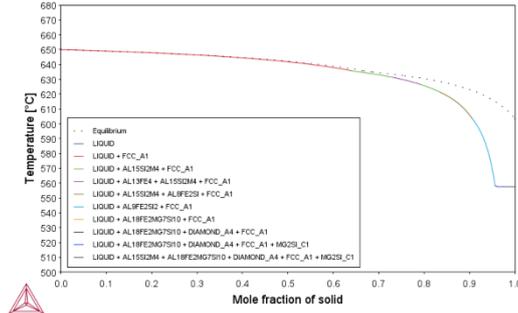
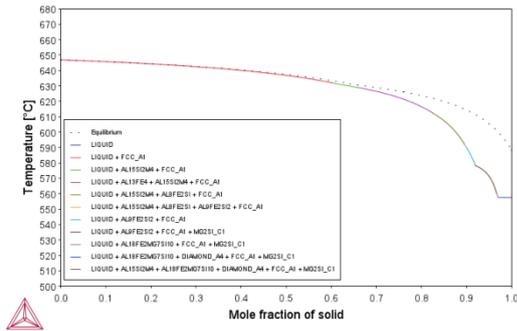
# Appendice A: grafici Thermo-Calc

Vengono di seguito riportati i grafici temperatura-frazione solida delle 256 leghe analizzate in ordine dalla lega 1 alla lega 256.



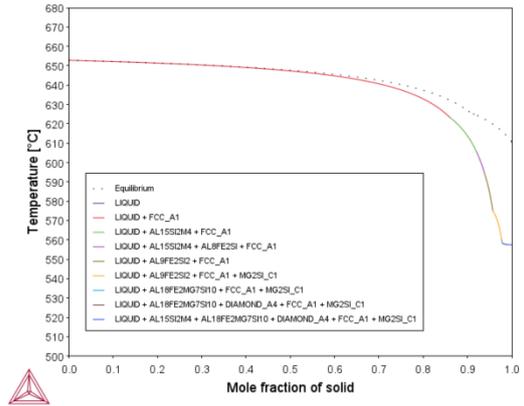
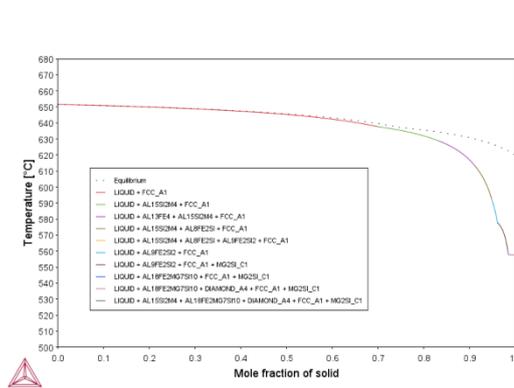
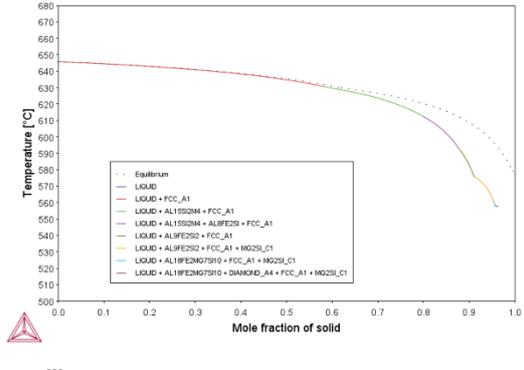
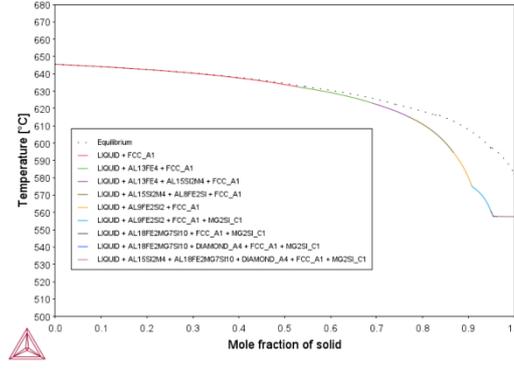
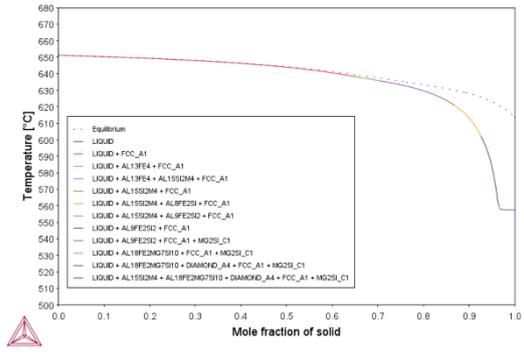
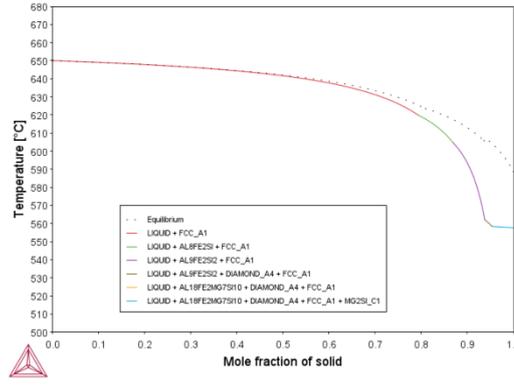
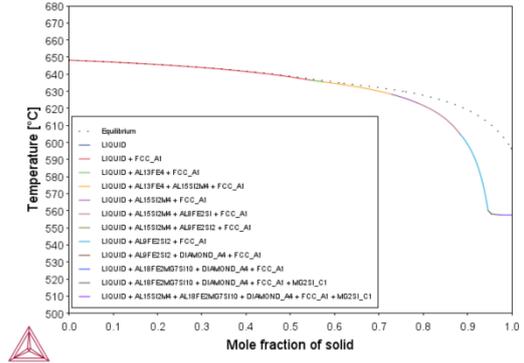
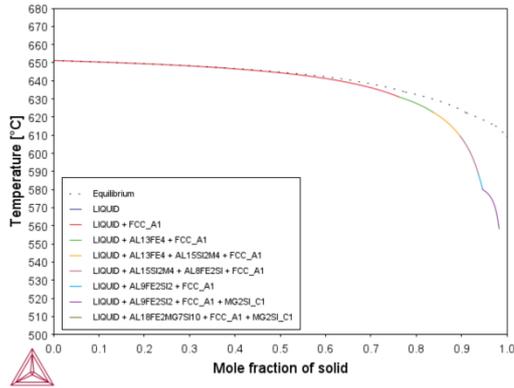


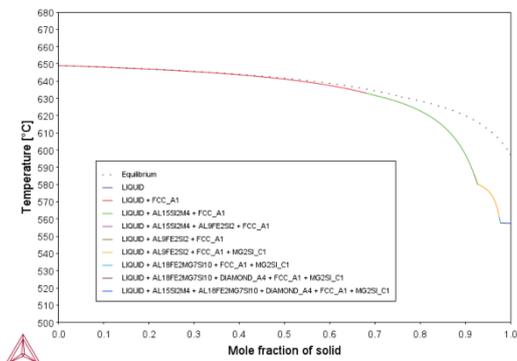
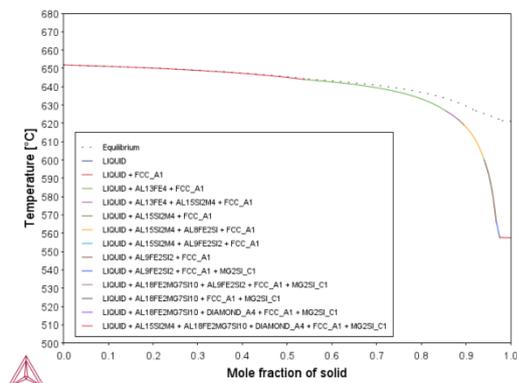
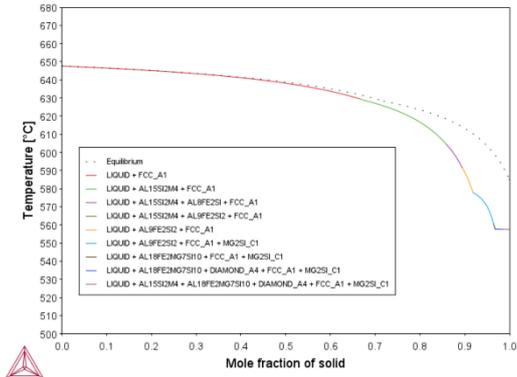
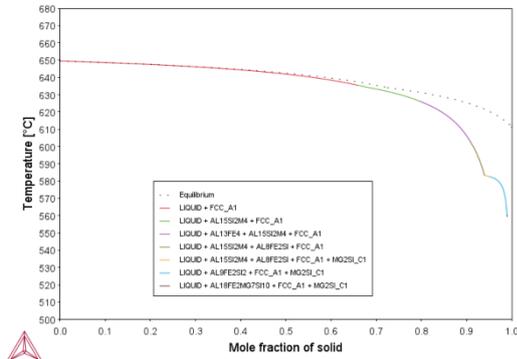
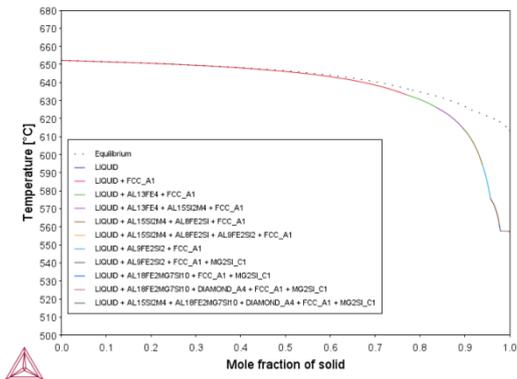
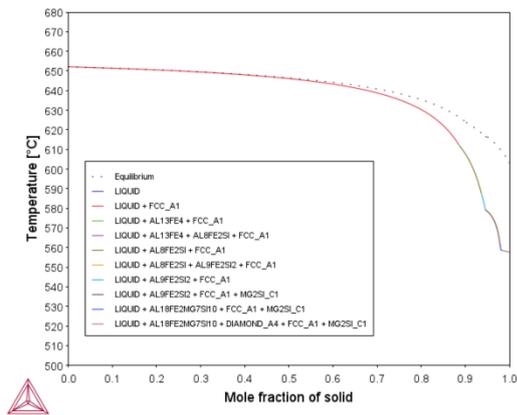
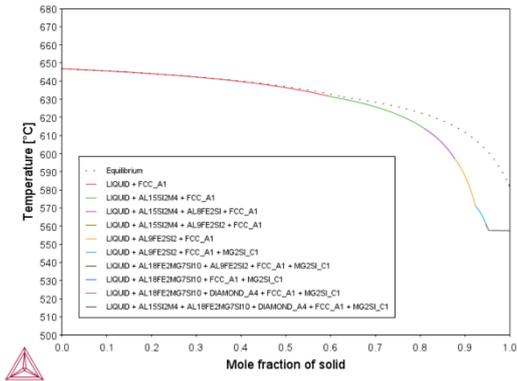
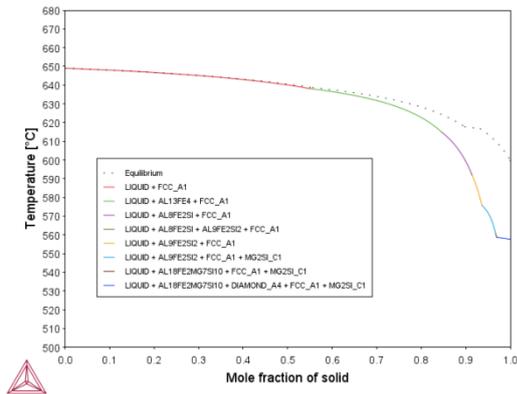


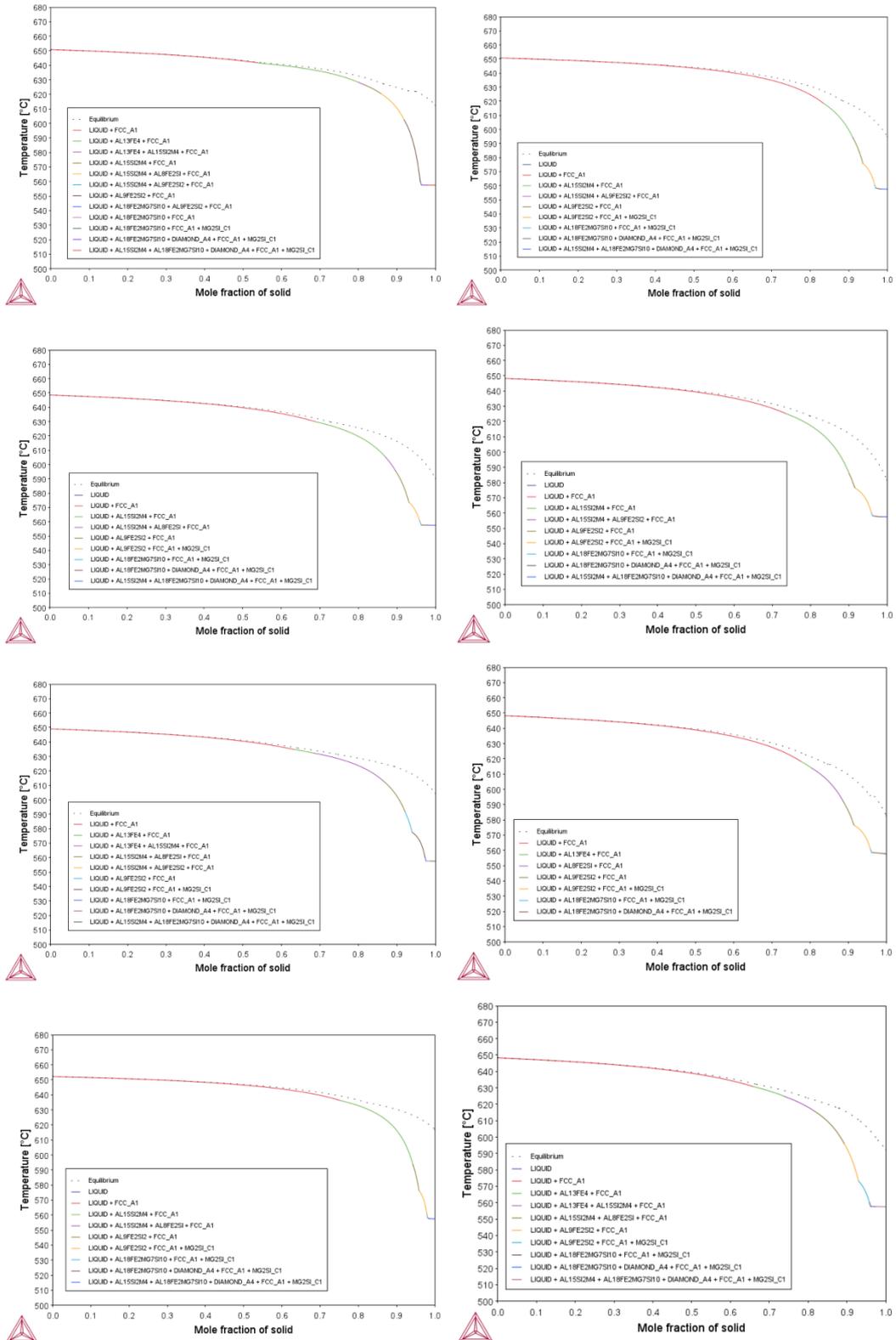




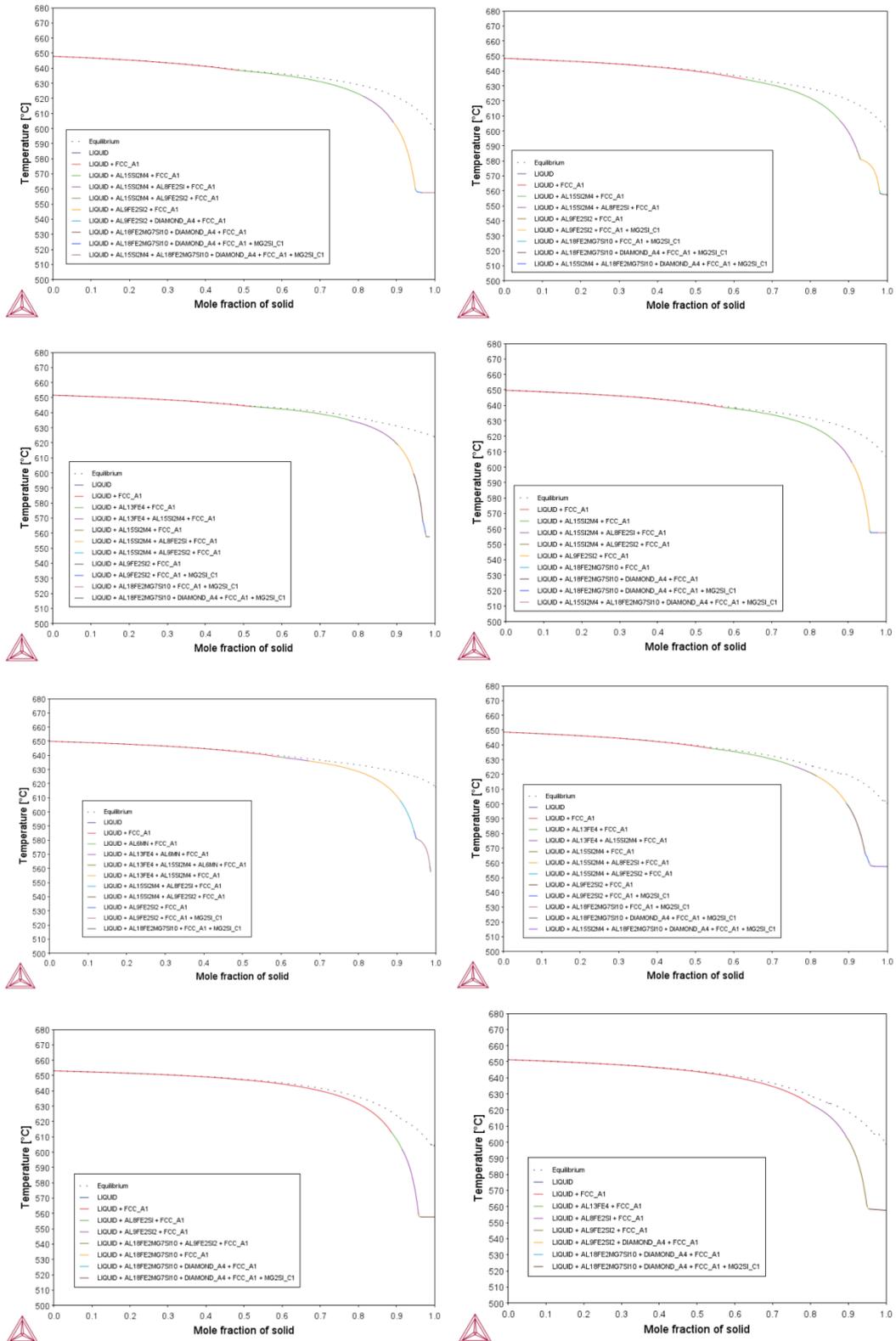


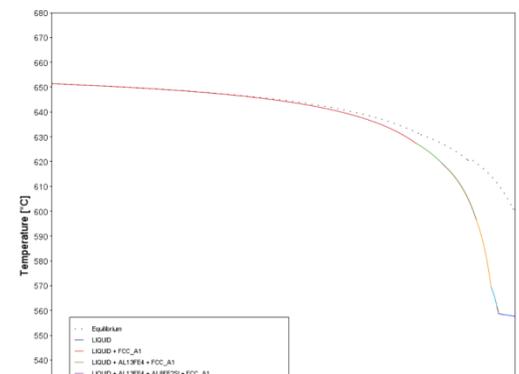
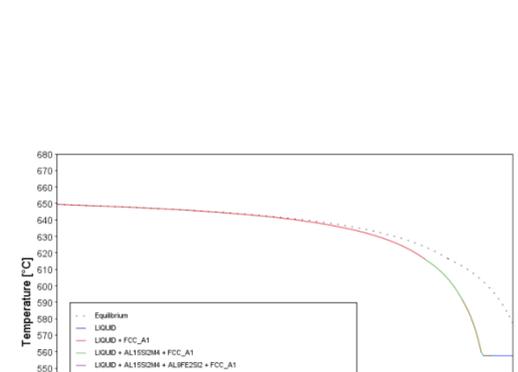
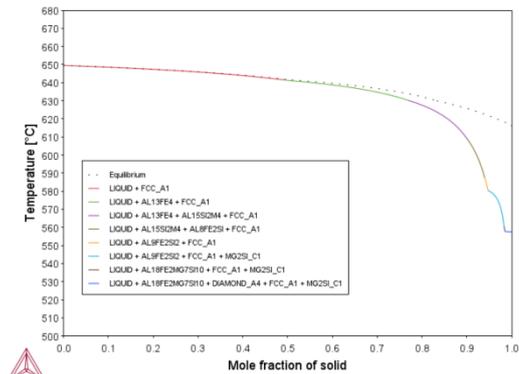
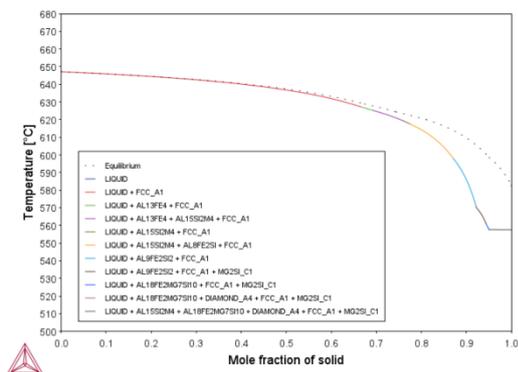
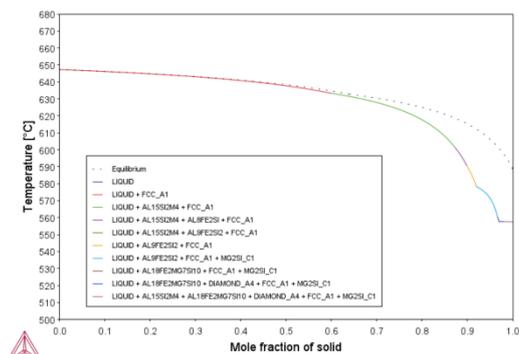
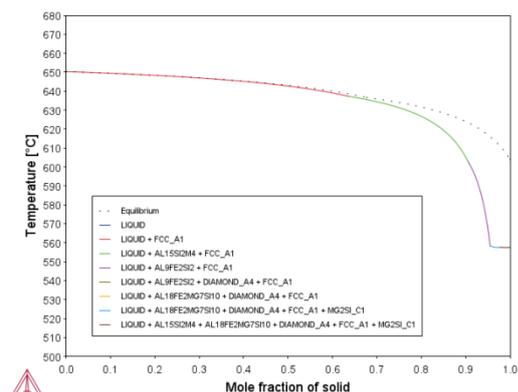
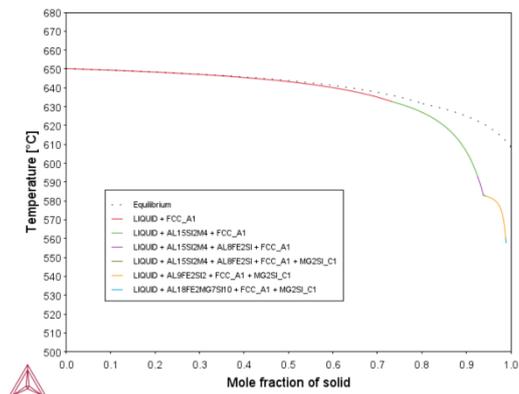
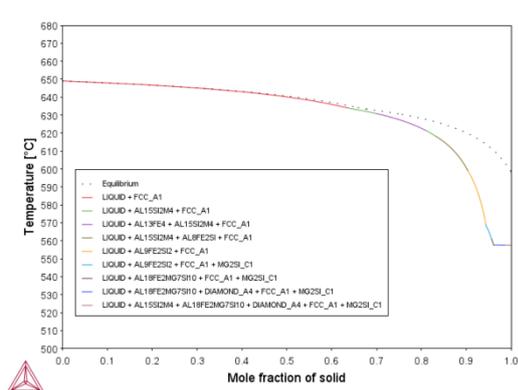


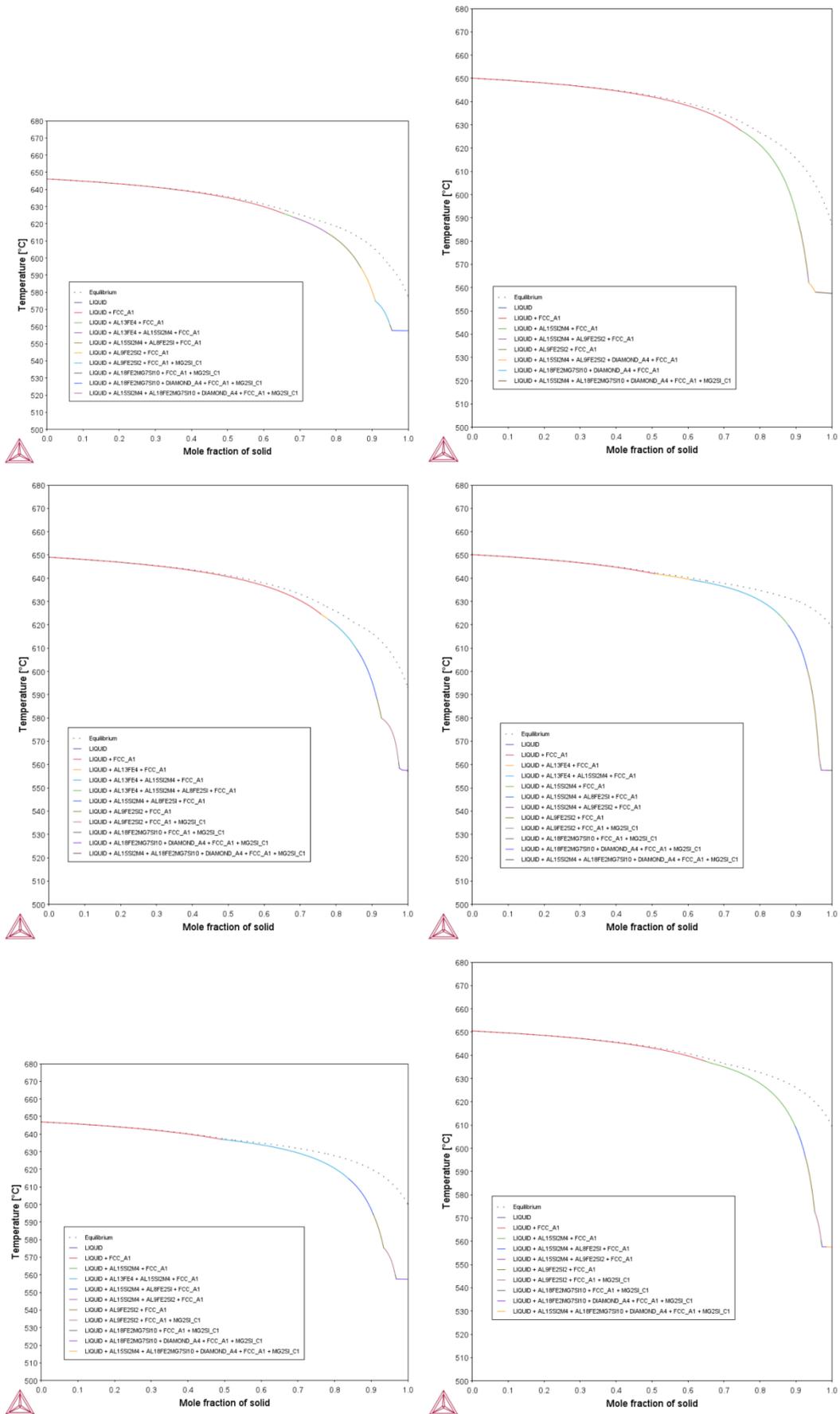


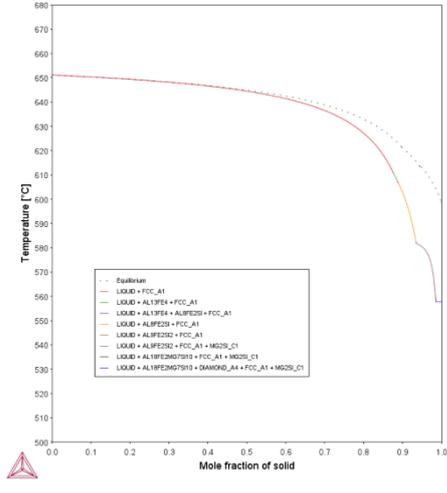
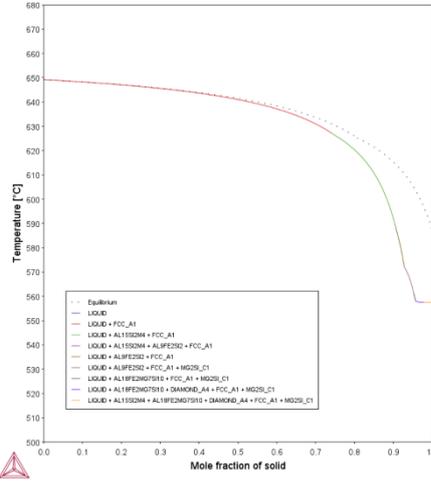
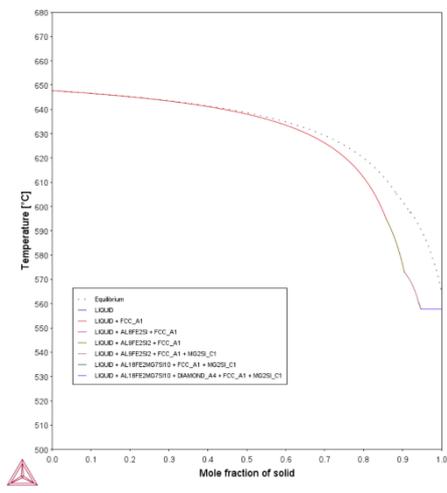
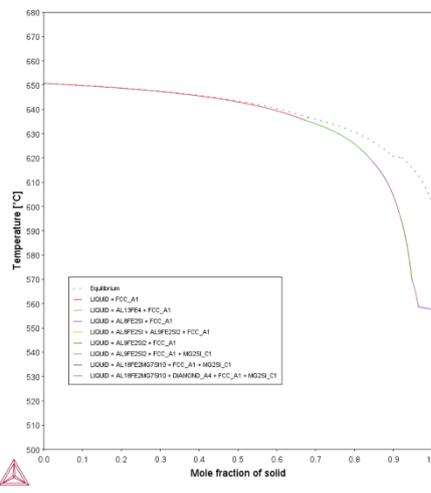
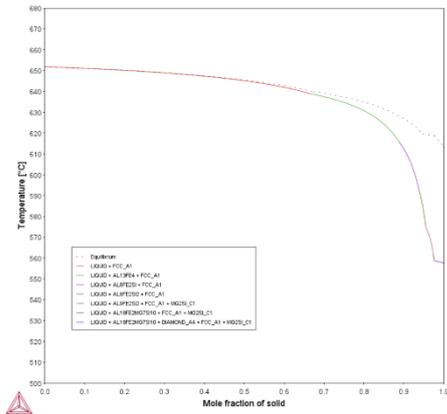
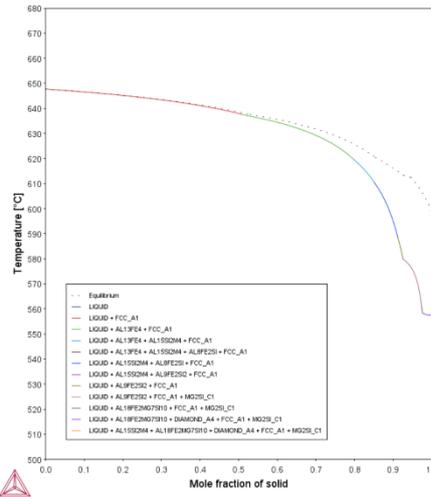


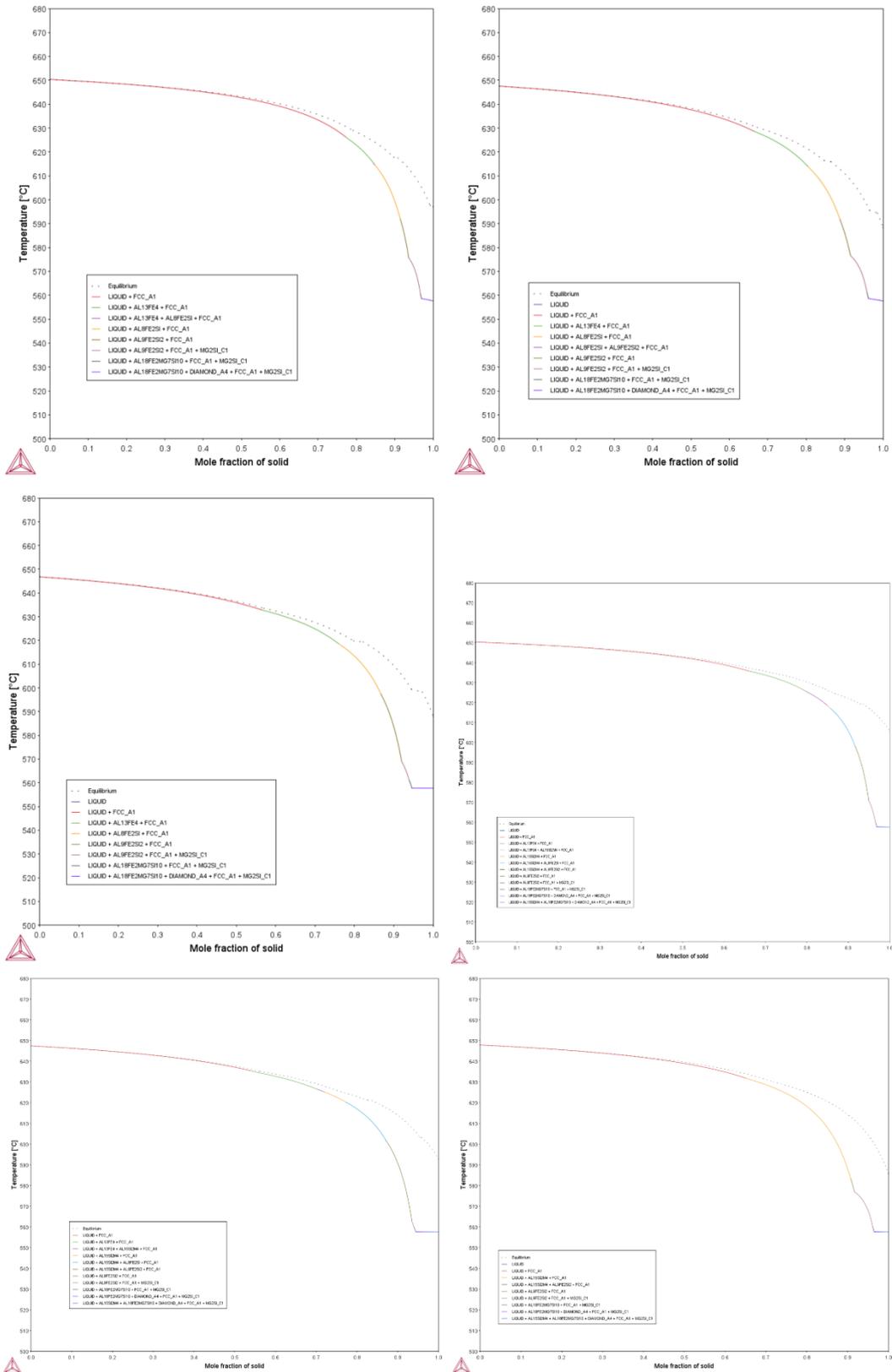




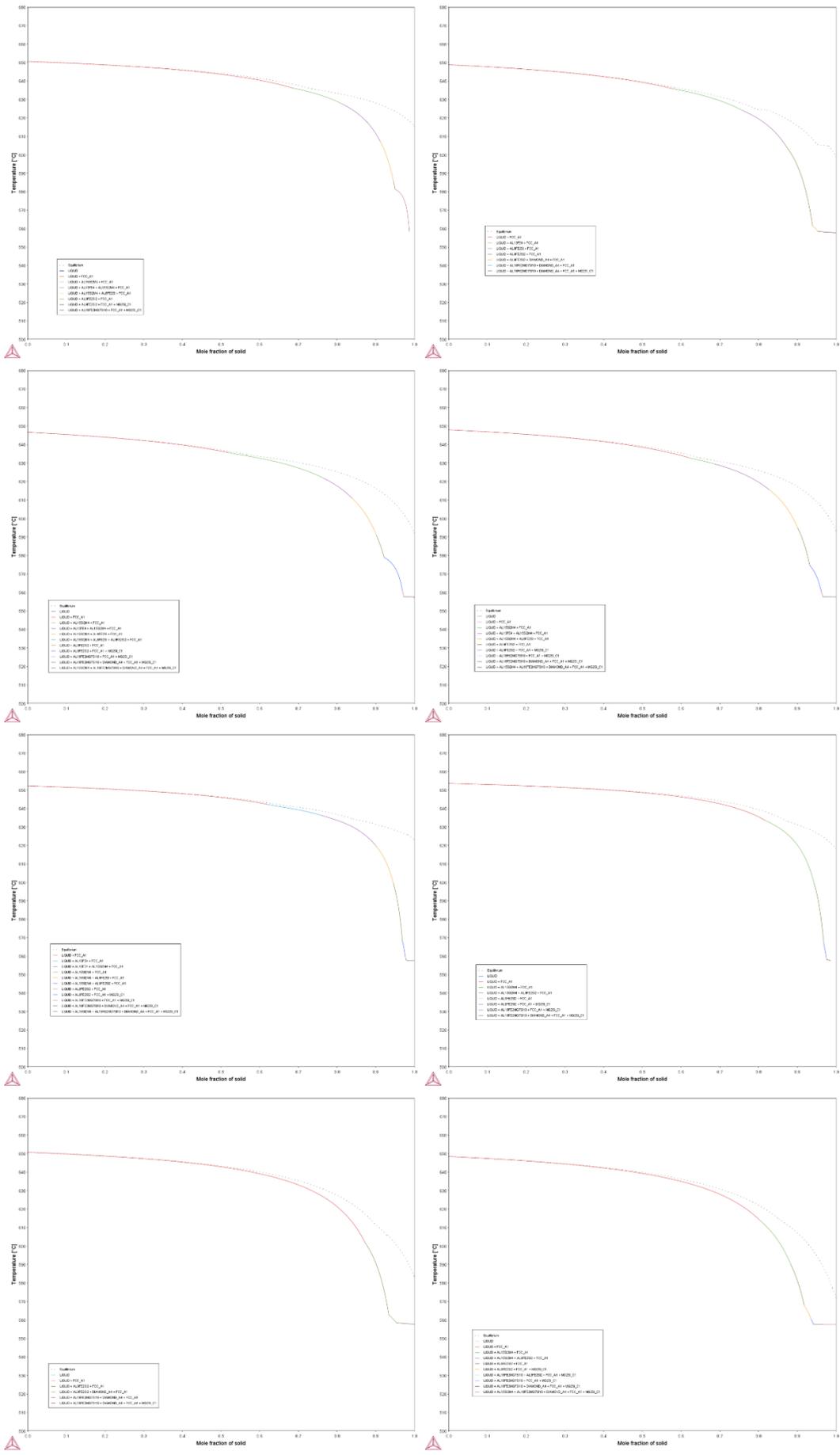


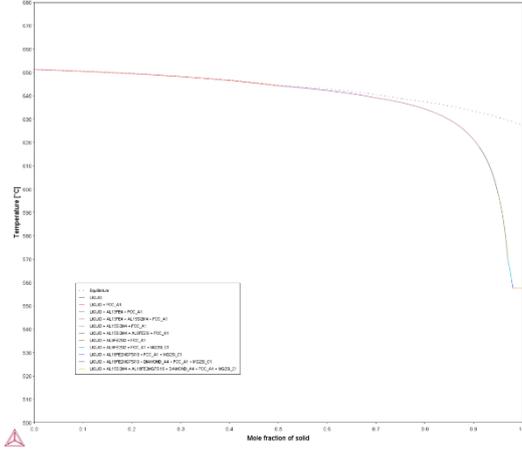
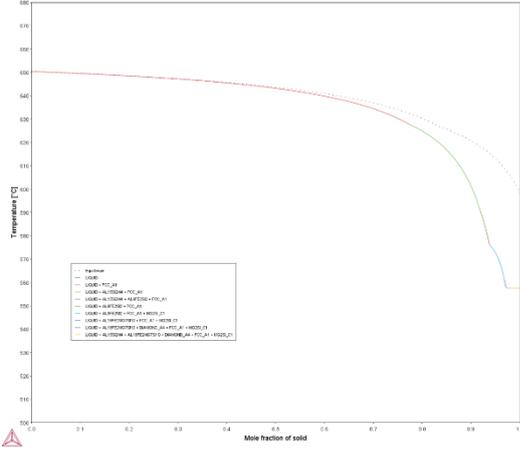
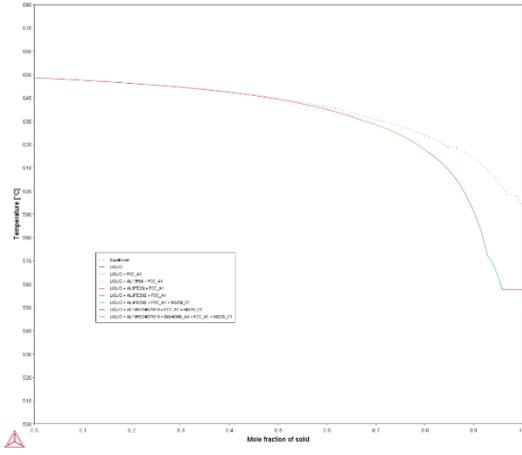
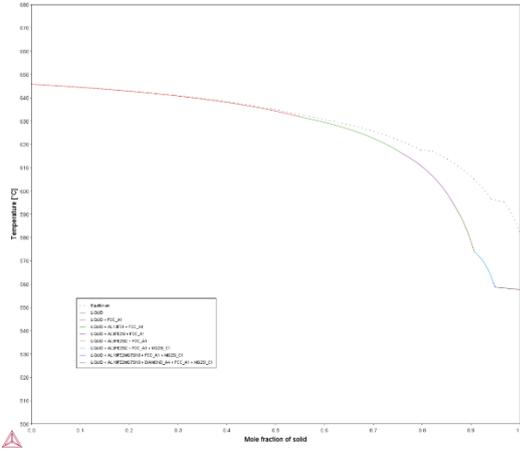
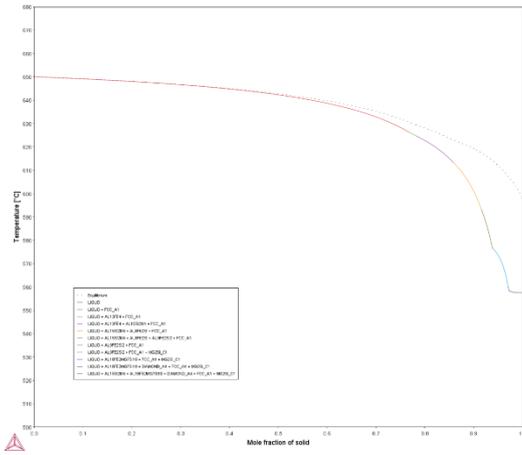
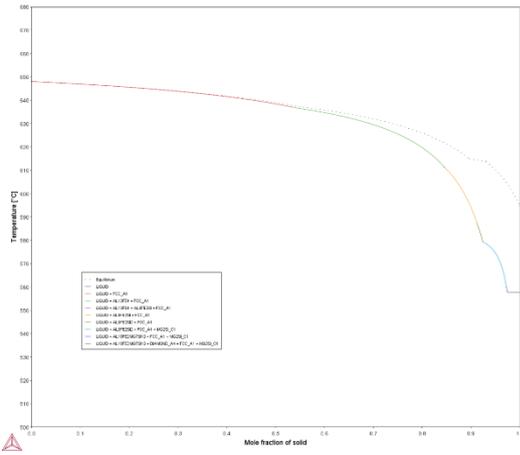
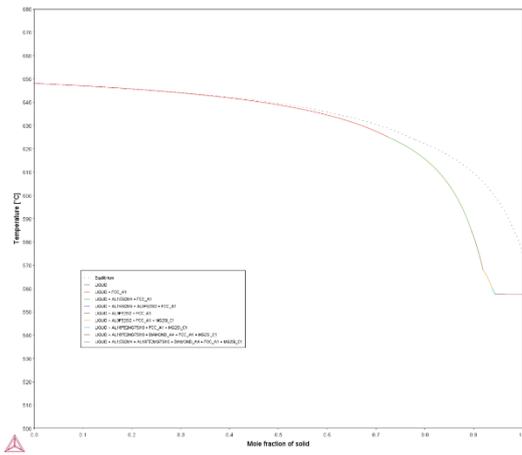
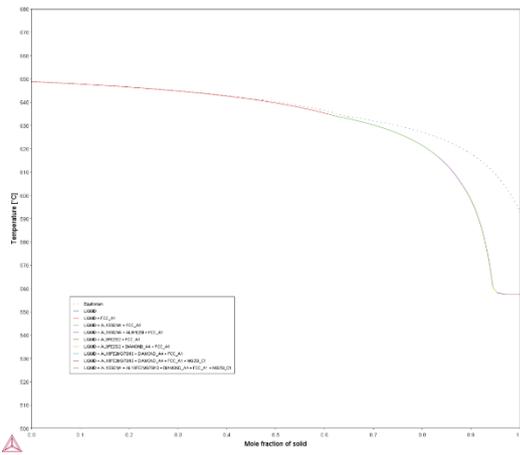


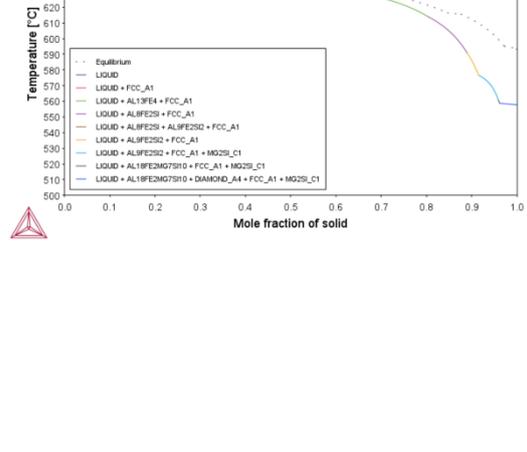
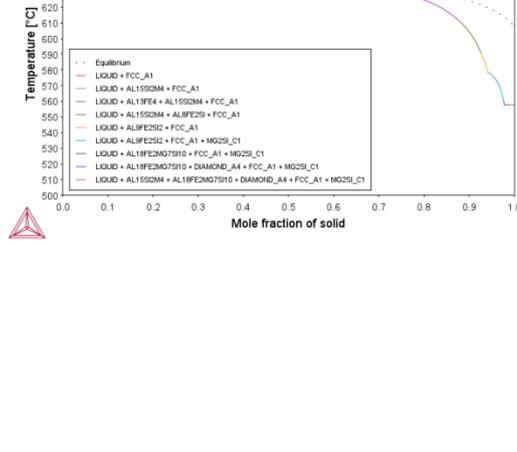
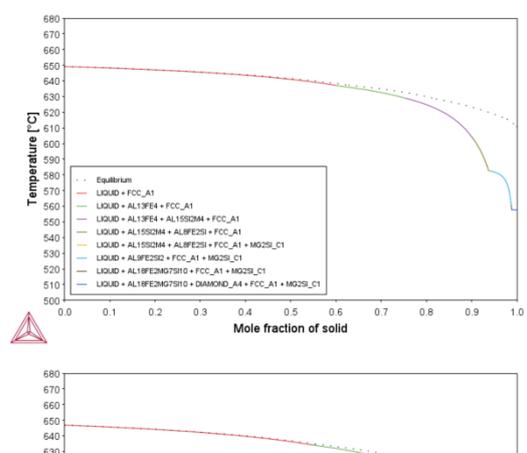
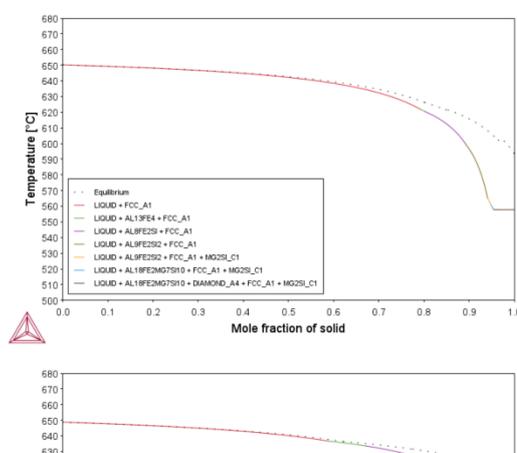
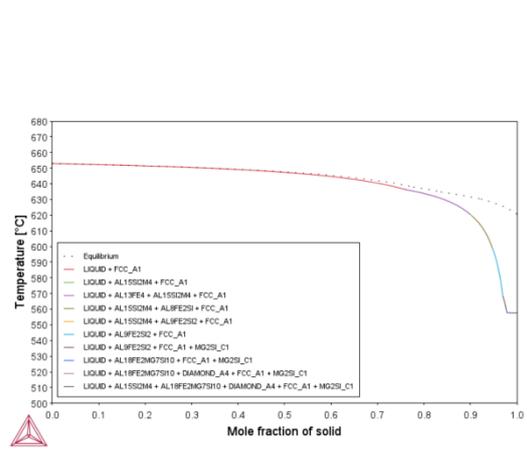
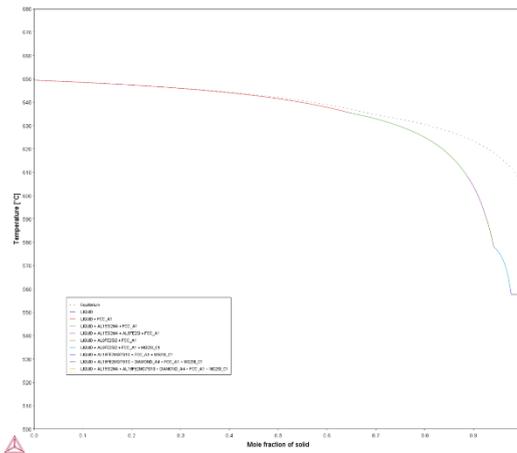
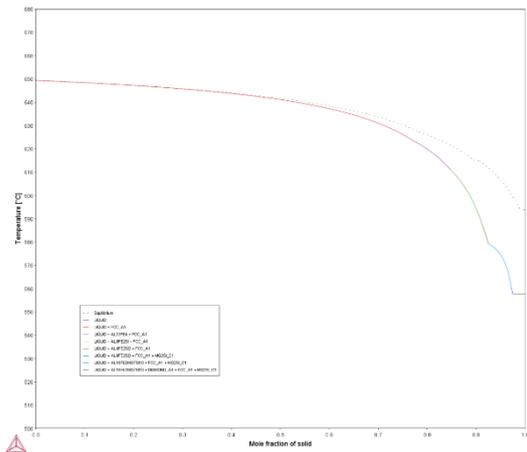
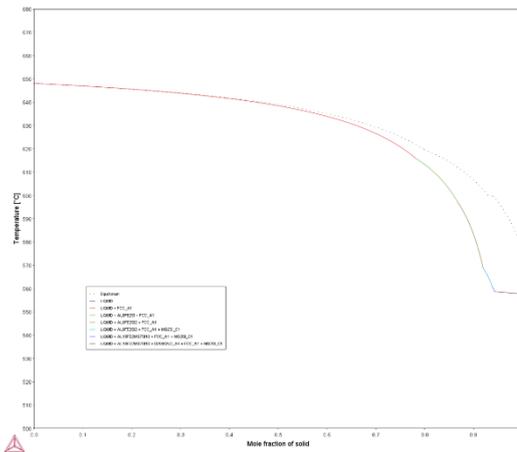






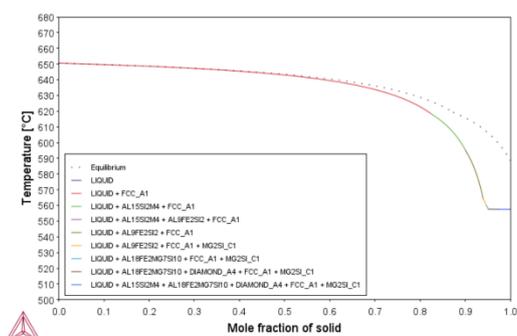
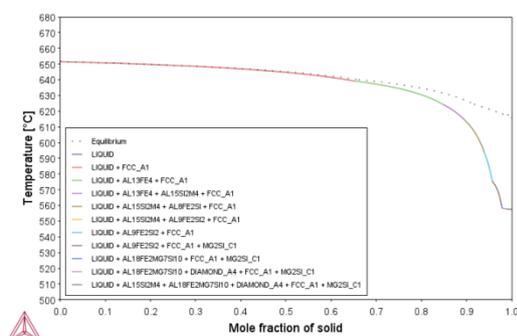
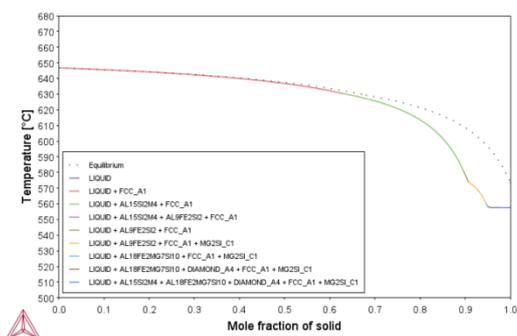
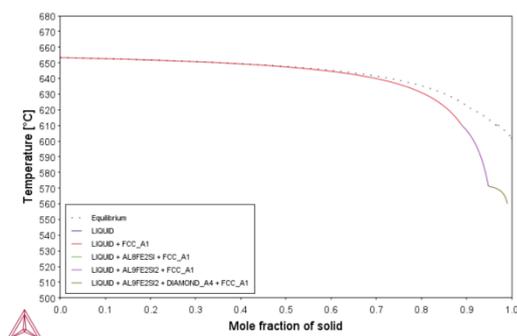
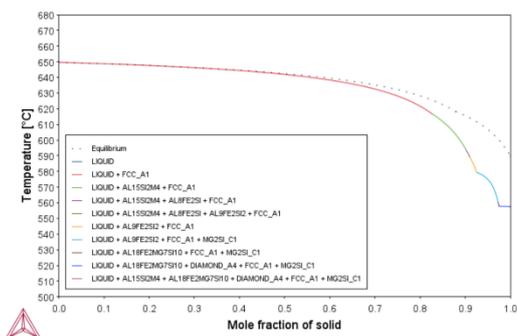
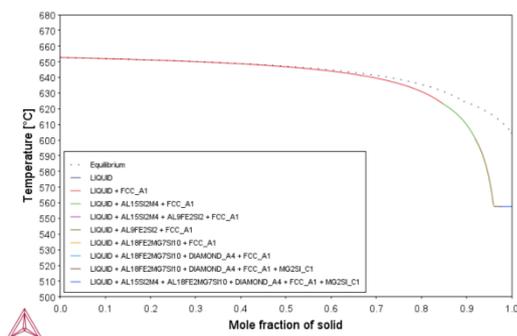
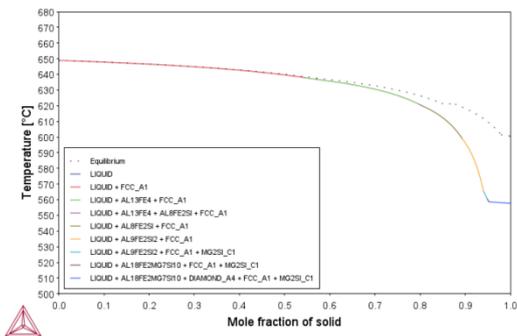
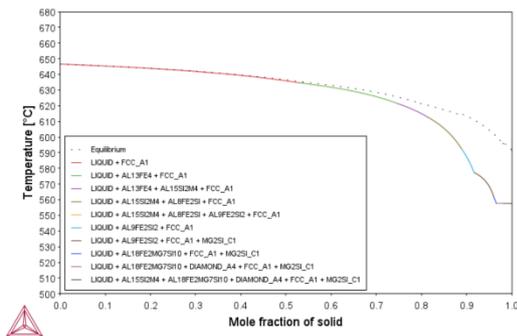
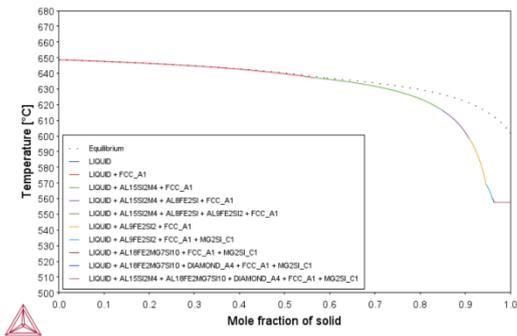
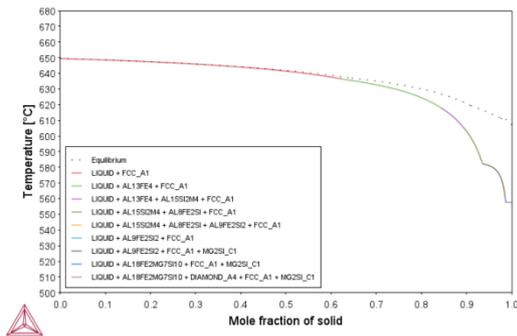






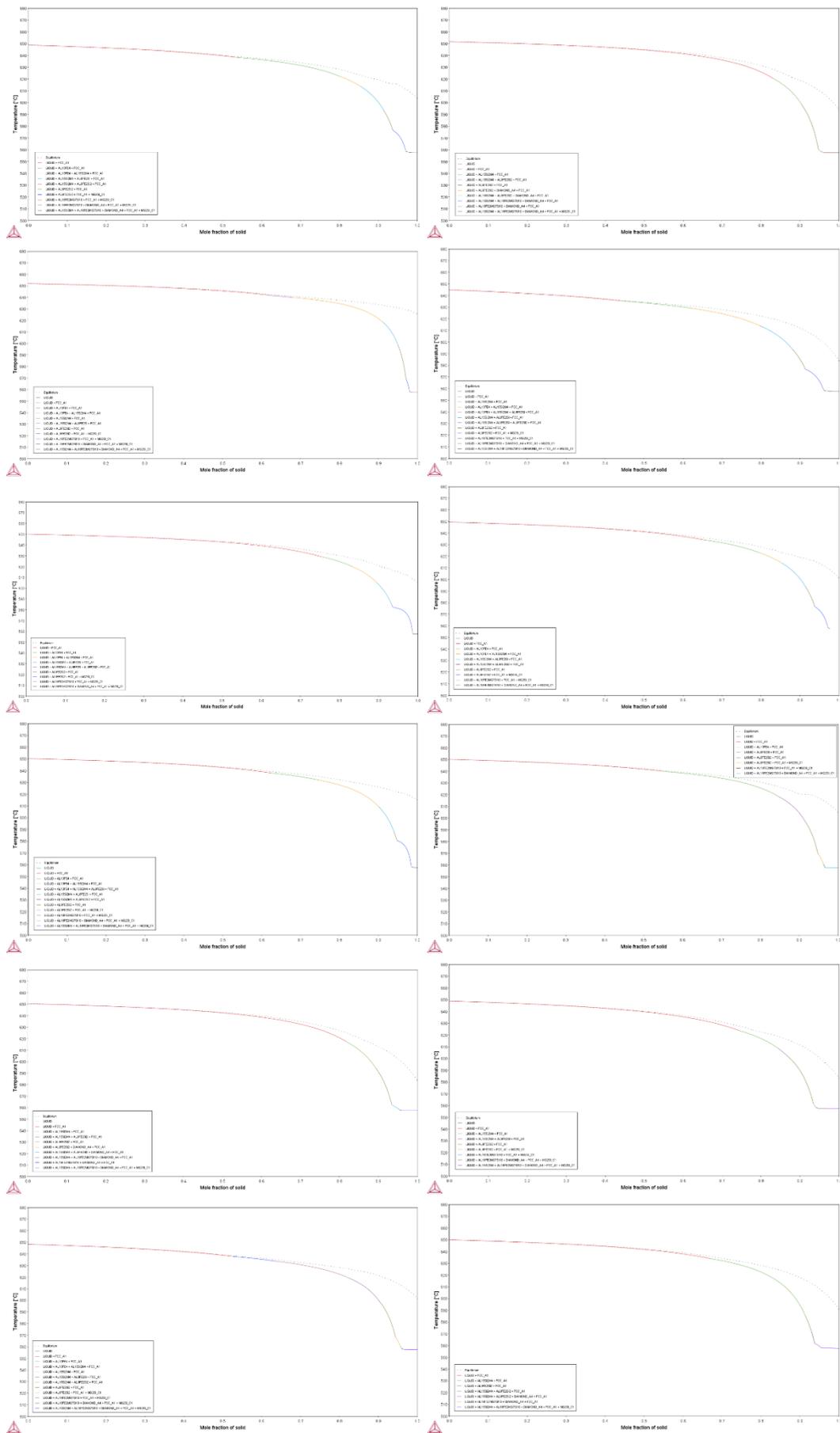


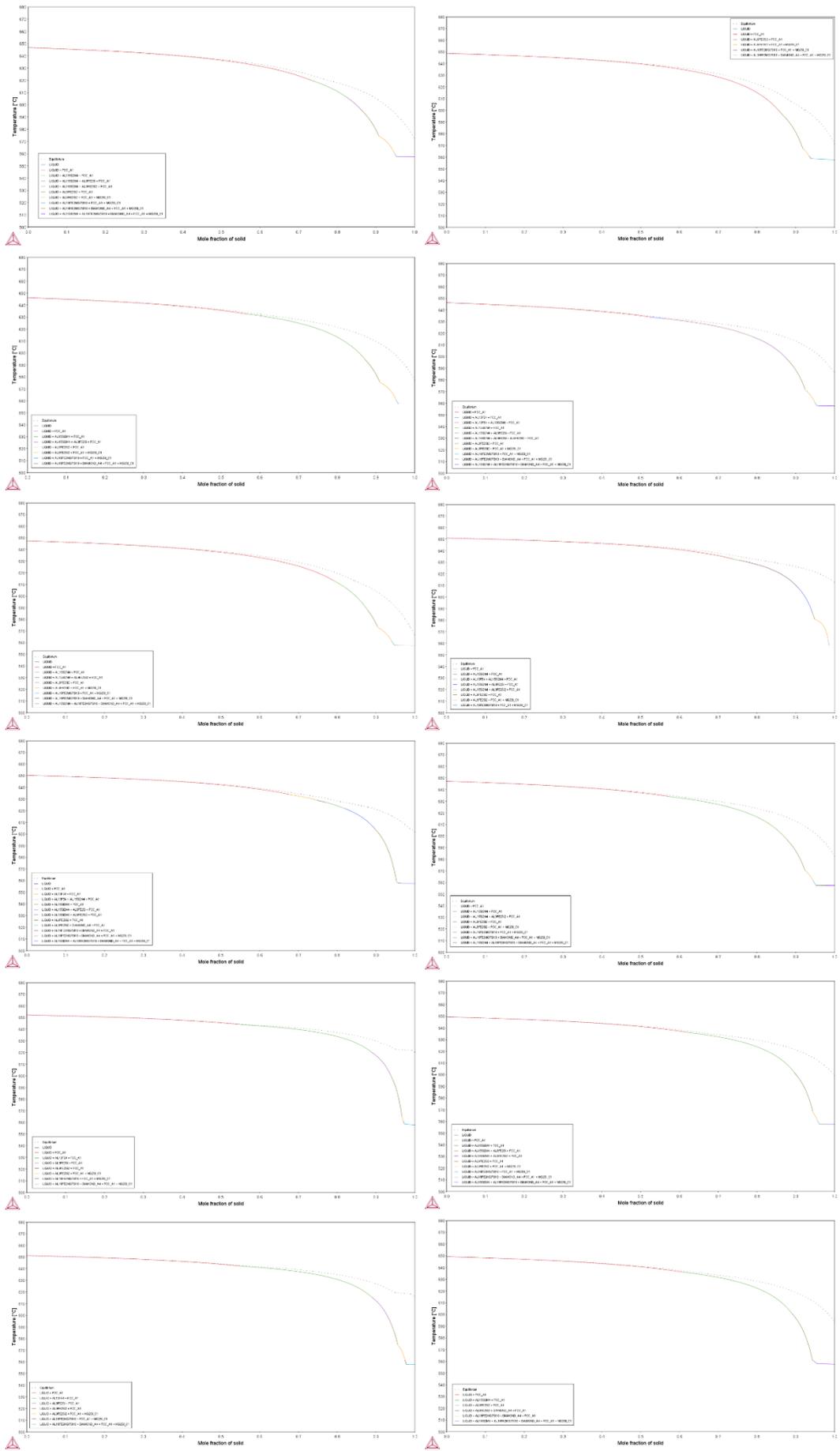


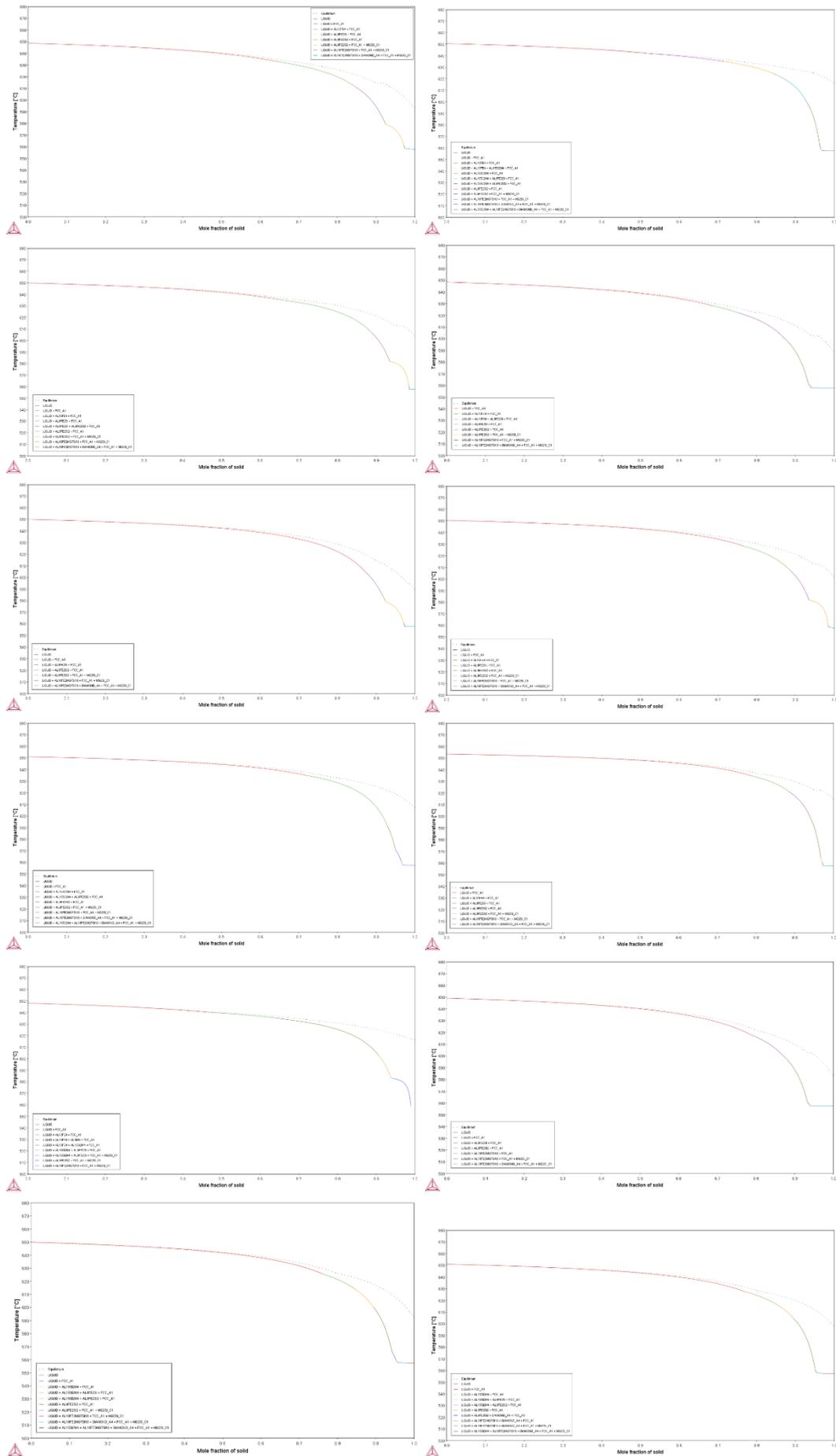


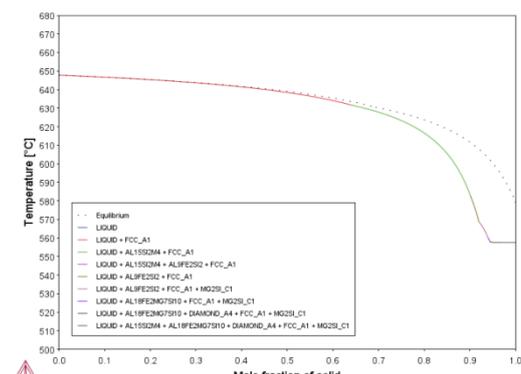
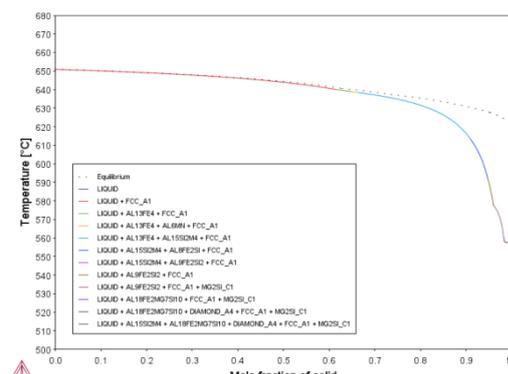
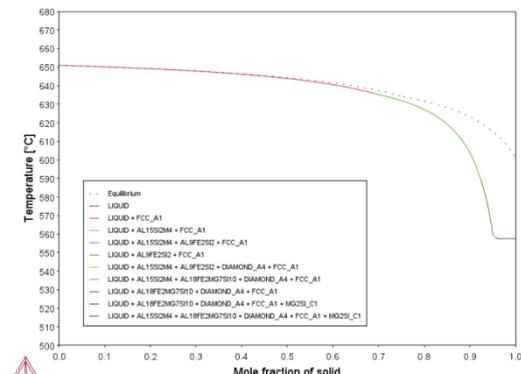
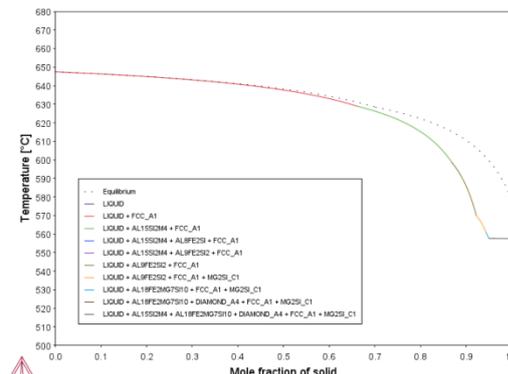
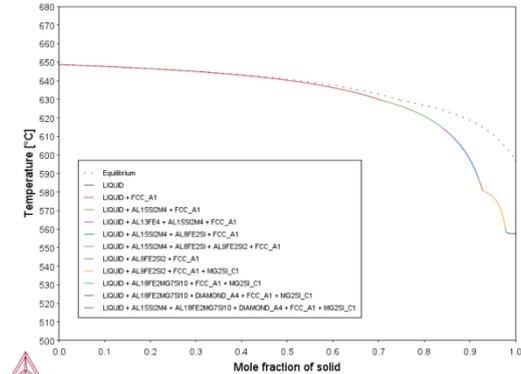
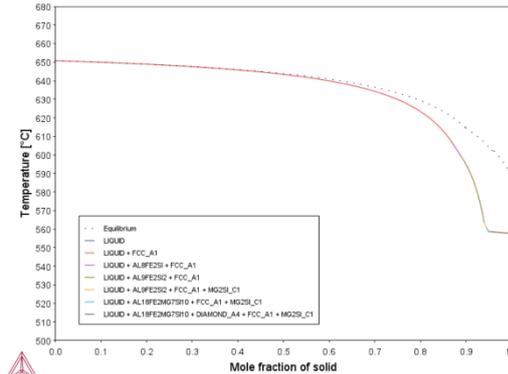
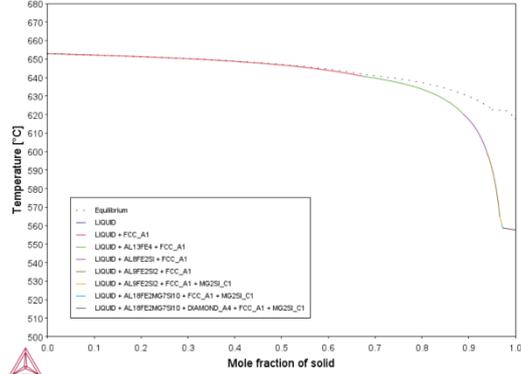
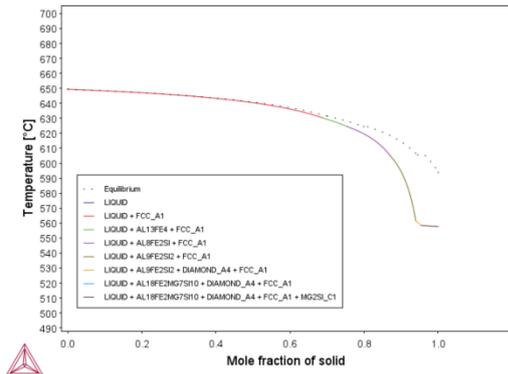


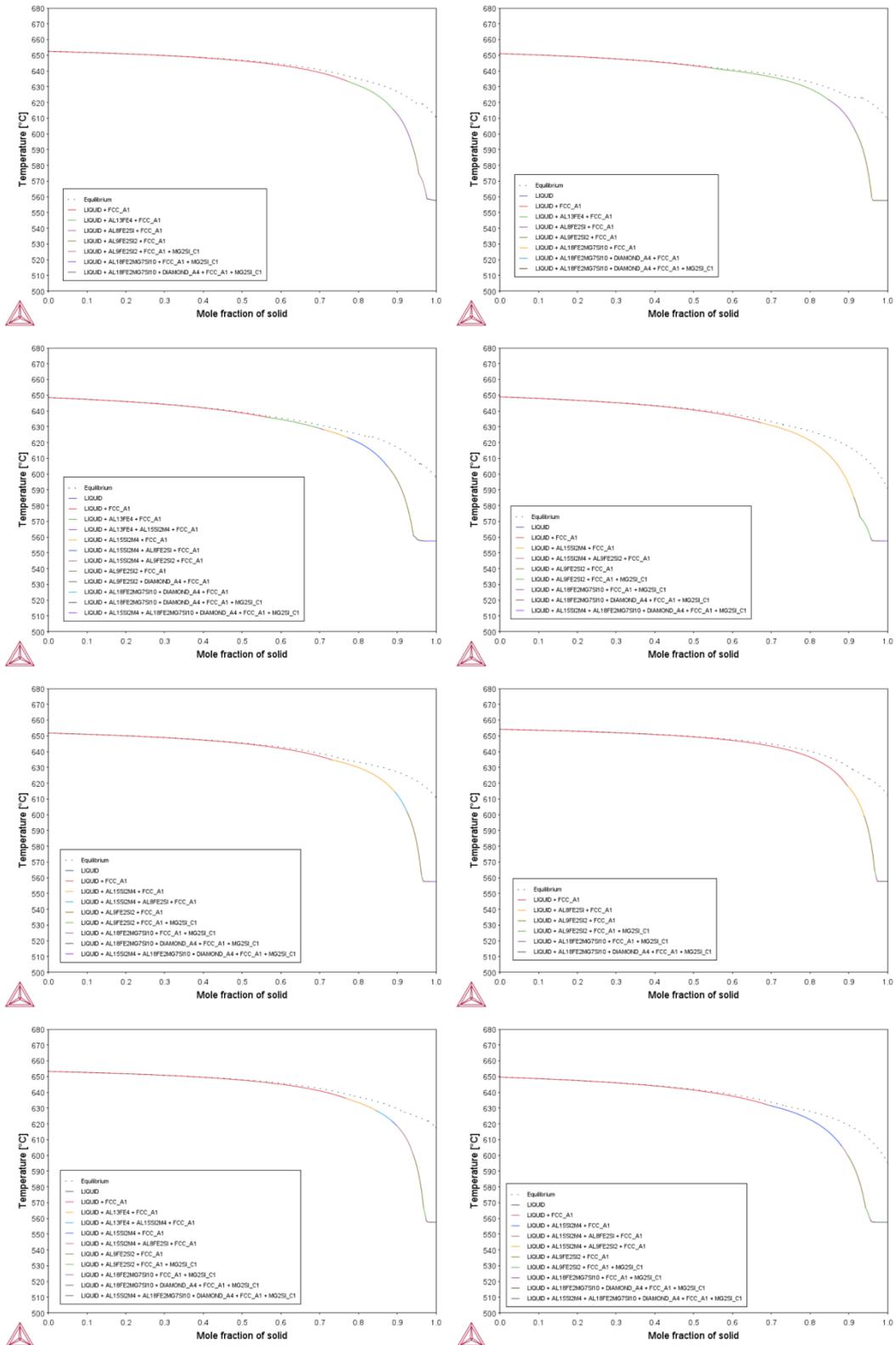


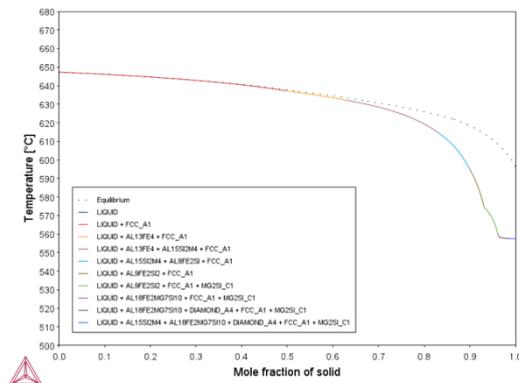
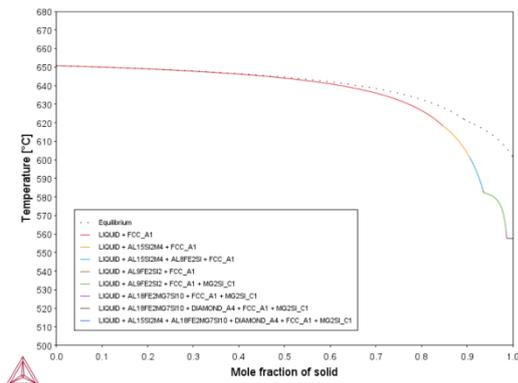
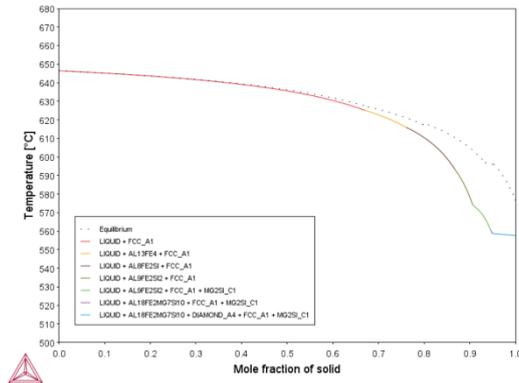
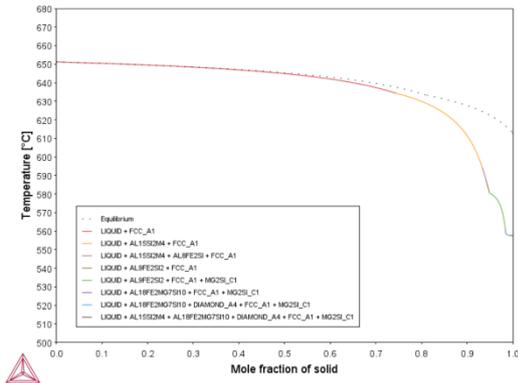
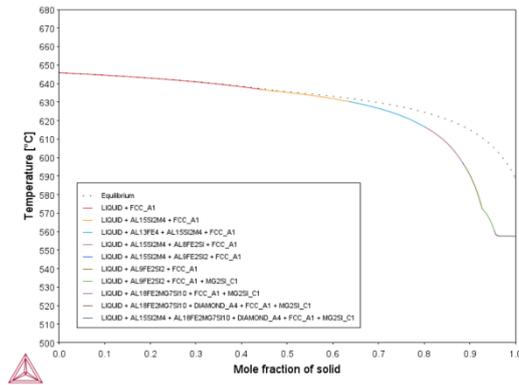
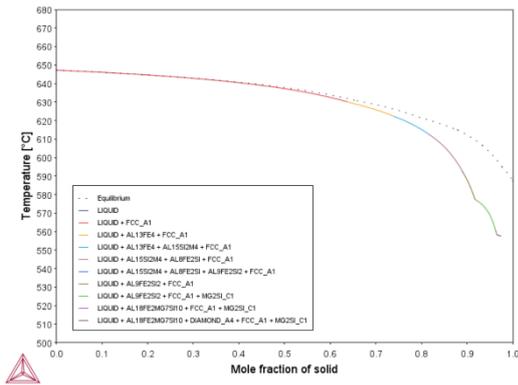


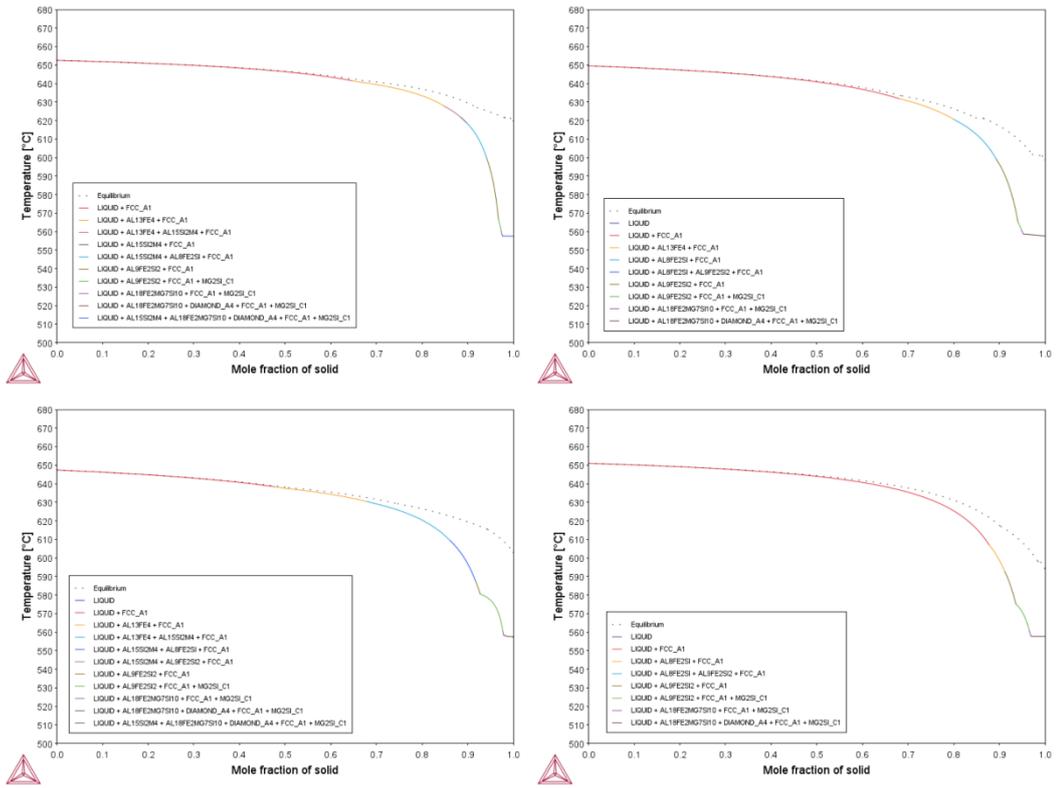














## Appendice B: grafici MiniTab

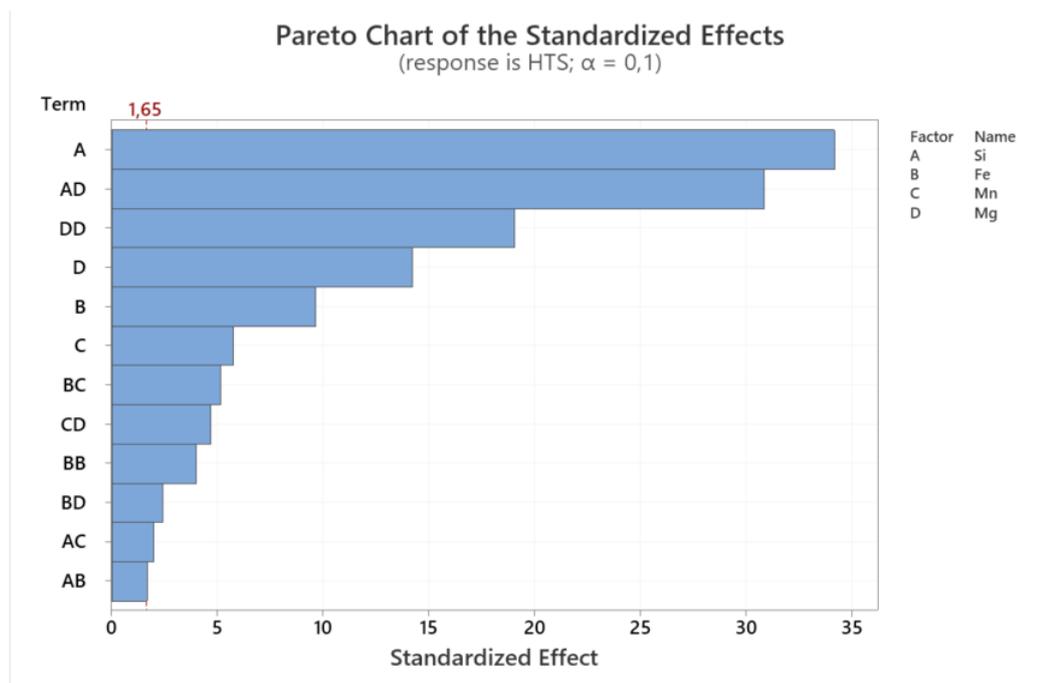
Vengono di seguito riportati i grafici relativi agli intervalli non analizzati in modo approfondito al capitolo 3.

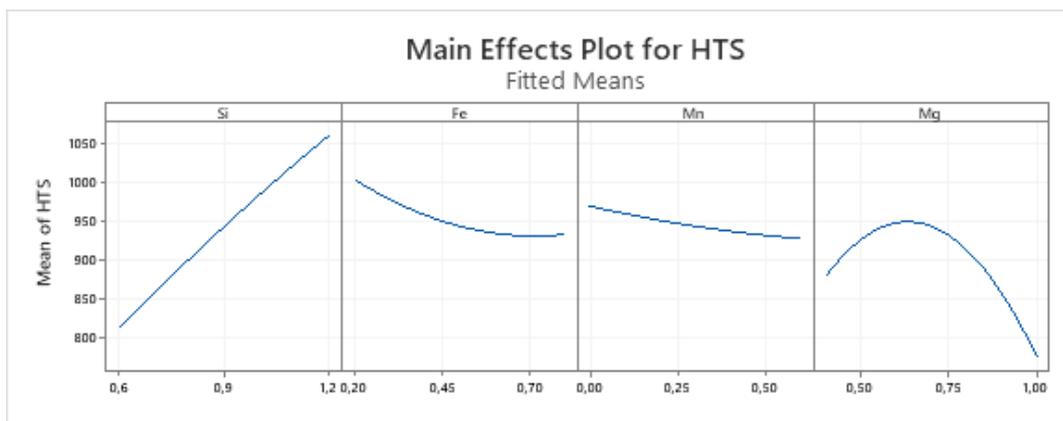
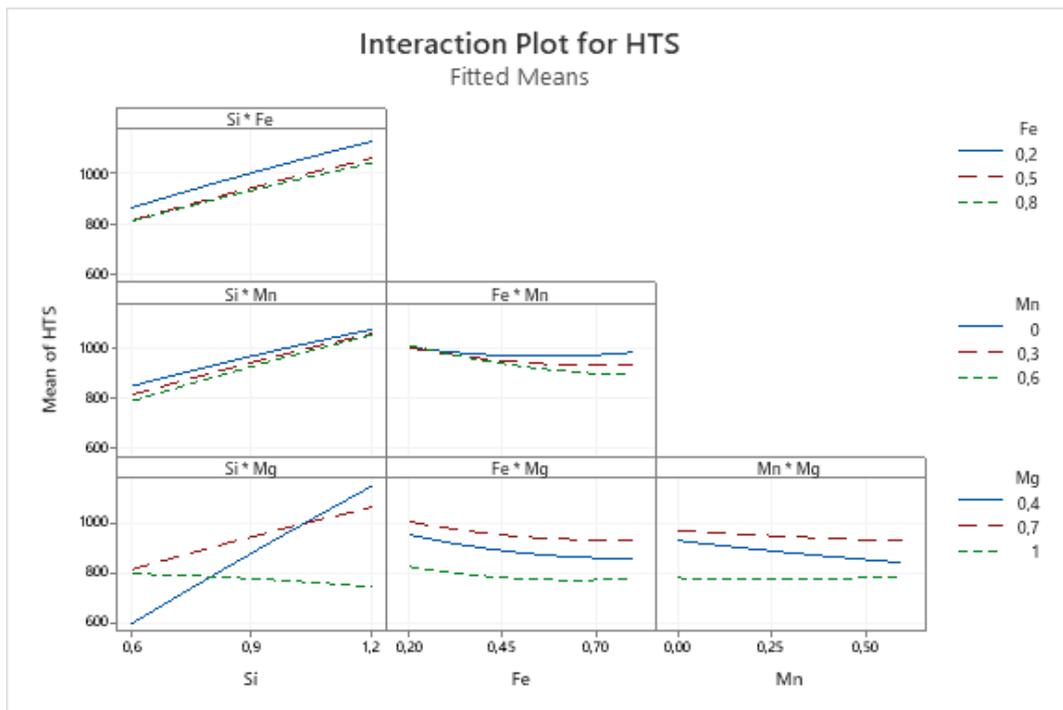
Intervallo 2:

Coded Coefficients					
Term	Coef	SE Coef	T-Value	P-Value	VIF
Constant	943,27	7,28	129,51	0,000	
Si	123,93	3,63	34,15	0,000	1,00
Fe	-34,97	3,63	-9,63	0,000	1,00
Mn	-20,83	3,63	-5,74	0,000	1,00
Mg	-51,64	3,63	-14,23	0,000	1,00
Si*Si	-6,59	6,09	-1,08	0,280	1,00
Fe*Fe	24,34	6,09	4,00	0,000	1,00
Mn*Mn	4,83	6,09	0,79	0,428	1,00
Mg*Mg	-115,81	6,09	-19,03	0,000	1,00
Si*Fe	-8,19	4,87	-1,68	0,094	1,00
Si*Mn	9,63	4,87	1,98	0,049	1,00
Si*Mg	-150,19	4,87	-30,85	0,000	1,00
Fe*Mn	-25,11	4,87	-5,16	0,000	1,00
Fe*Mg	11,83	4,87	2,43	0,016	1,00
Mn*Mg	22,81	4,87	4,69	0,000	1,00

### Regression Equation in Uncoded Units

$$\begin{aligned} \text{HTS} = & -852,4 + 1726 \text{ Si} - 313,3 \text{ Fe} - 235,9 \text{ Mn} + 2990 \text{ Mg} - 73,2 \text{ Si*Si} + 270,4 \text{ Fe*Fe} \\ & + 53,6 \text{ Mn*Mn} - 1286,8 \text{ Mg*Mg} - 91,0 \text{ Si*Fe} + 107,0 \text{ Si*Mn} - 1668,8 \text{ Si*Mg} - 279,0 \text{ Fe*Mn} \\ & + 131,4 \text{ Fe*Mg} + 253,5 \text{ Mn*Mg} \end{aligned}$$





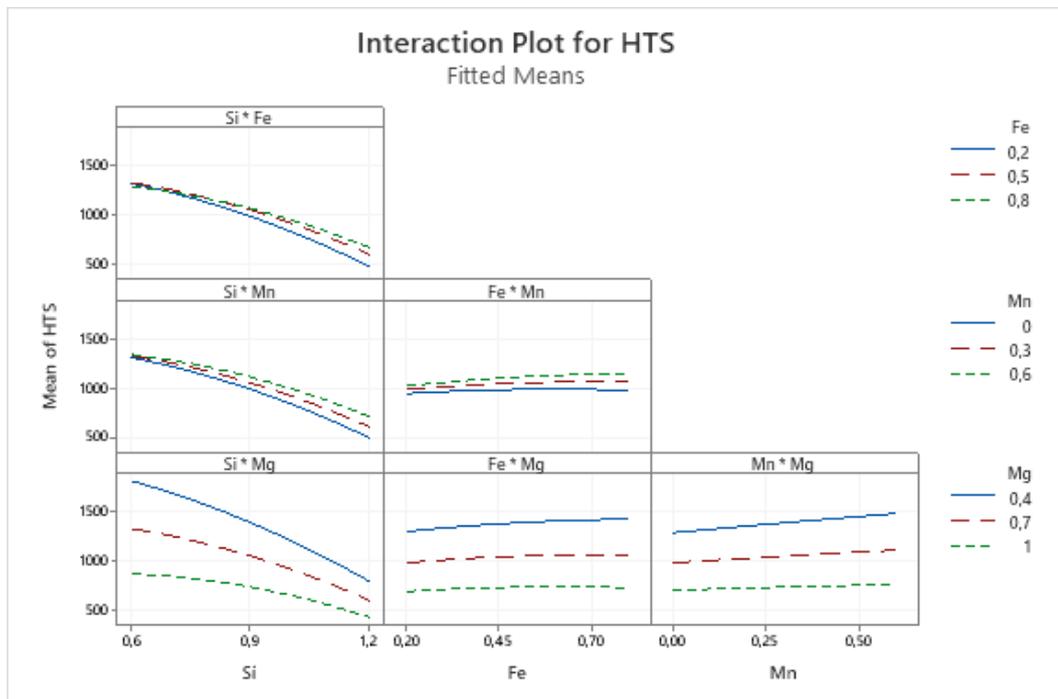
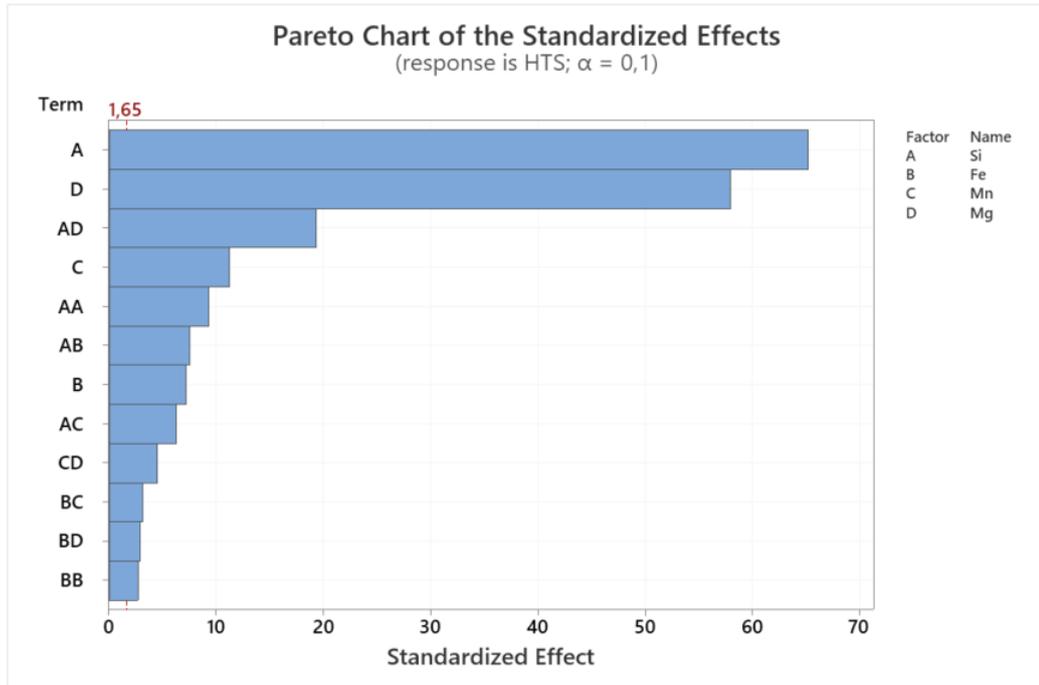
Intervallo 3:

#### Coded Coefficients

Term	Coef	SE Coef	T-Value	P-Value	VIF
Constant	1052,69	8,47	124,28	0,000	
Si	-365,02	5,60	-65,24	0,000	1,00
Fe	40,31	5,60	7,20	0,000	1,00
Mn	62,93	5,60	11,25	0,000	1,00
Mg	-324,29	5,60	-57,96	0,000	1,00
Si*Si	-87,50	9,38	-9,32	0,000	1,00
Fe*Fe	-25,40	9,38	-2,71	0,007	1,00
Si*Fe	56,45	7,51	7,52	0,000	1,00
Si*Mn	47,13	7,51	6,28	0,000	1,00
Si*Mg	144,89	7,51	19,30	0,000	1,00
Fe*Mn	23,59	7,51	3,14	0,002	1,00
Fe*Mg	-21,64	7,51	-2,88	0,004	1,00
Mn*Mg	-33,98	7,51	-4,53	0,000	1,00

## Regression Equation in Uncoded Units

$$\text{HTS} = 3230 - 1064 \text{ Si} - 58 \text{ Fe} - 128 \text{ Mn} - 2296,3 \text{ Mg} - 972 \text{ Si}^2 - 282 \text{ Fe}^2 + 627,3 \text{ Si}^2 \text{ Fe} + 523,7 \text{ Si}^2 \text{ Mn} + 1609,9 \text{ Si}^2 \text{ Mg} + 262,2 \text{ Fe}^2 \text{ Mn} - 240,5 \text{ Fe}^2 \text{ Mg} - 377,5 \text{ Mn}^2 \text{ Mg}$$



Main Effects Plot for HTS  
Fitted Means

