UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali

Corso di laurea magistrale in Ingegneria Gestionale

Tesi di Laurea

Sostenibilità e innovazione nell'industria automotive:
studio e analisi delle composizioni chimiche di
leghe di alluminio.

Relatore
Ch. mo Prof. Franco Bonollo

Laureando
Ivo De Lutiis

Anno Accademico 2021-2022

Alla mia famiglia,

Indice

Lista delle Tabelle. 5
Lista delle Figure. 8
Sommario. 11
Introduzione. 12
1. Progetto SALEMA. 13
2. Sistemi di lega investigati. 16
2.1. Leghe Alluminio-Magnesio e Alluminio-Magnesio-Ferro. 16
2.2. Leghe Alluminio-Silicio. 21
3. Software Thermo-Calc [8]. 42
3.1. Teoria della solidificazione in condizioni di equilibrio. 43
3.2. Teoria della solidificazione in condizioni di non-equilibrio. 48
4. Criticità delle materie prime. 53
4.1. Materie prime critiche e valutazione della criticità. 55
4.2. Valutazione dell'indice di criticità. 60
5. Colabilità. 61
5.1. Fluidità. 62
5.1.1. Viscosità cinematica. 63
5.1.2. Valutazione della fluidità. 66
5.2. Ritiro volumetrico. 70
5.2.1. Valutazione del ritiro volumetrico. 73
5.3. Tendenza alla formazione di sludge. 82
5.3.1. Fasi intermetalliche. 82
5.3.2. Valutazione della tendenza alla formazione di sludge. 84
5.4. Die Soldering. 94
5.4.1. I principali fattori coinvolti nel fenomeno di die soldering. 98
5.4.1.1. La temperatura. 98
5.4.1.2. Gli elementi alliganti. 98
5.4.1.3. La superficie dello stampo. 100
5.4.2. Tendenza al die soldering. 101
5.4.3. Valutazione della tendenza al die soldering. 104
5.5. Hot Tearing. 110
5.5.1. Teorie di base sui meccanismi di Hot Tearing. 110
5.5.1.1. Teoria delle cricche a caldo. 110
5.5.1.2. Teoria della deformazione. 112

5.5.1.3. Teoria generalizzata. 114
5.5.1.3.1. Effetto del processo di solidificazione. 115
5.5.1.3.2. Effetto dell'energia all'interfaccia e dell'energia a bordo grano. 117
5.5.1.3.3. Effetto dell'addizione di soluto. 119
5.5.2. Tendenza al fenomeno di Hot Tearing. 119
5.5.3. Valutazione della tendenza al fenomeno del Hot Tearing. 121
6. Classificazioni delle varianti in funzione della colabilità. 130
7. Valutazione delle varianti in funzione della colabilità. 132
8. Conclusioni. 134
Bibliografia. 135
Appendice I. 139
Appendice II. 186
Appendice III. 244

Lista delle Tabelle.

Tabella 2.1: Lista delle varianti di leghe del sistema Al-Mg e composizioni relative.
Tabella 2.2: Lista delle varianti di leghe del sistema Al-4Mg-Fe e composizioni relative.
Tabella 2.3: Gruppi di leghe e i relativi intervalli di variazione delle composizioni nel sottosistema AlSi10MnMg0.3.
Tabella 2.4: Gruppi di leghe e i relativi intervalli di variazione delle composizioni nel sottosistema AlSi10MnMg0.2.
Tabella 2.5: Gruppi di leghe e i relativi intervalli di variazione delle composizioni nel sottosistema AlSi8MnMg0.3.
Tabella 2.6: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.3 e composizioni relative (Gruppo 3).
Tabella 2.7: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.3 e composizioni relative (Gruppo 4).
Tabella 2.8: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.3 e composizioni relative (Gruppo 5).
Tabella 2.9: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.2 e composizioni relative (Gruppo 6).
Tabella 2.10: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.2 e composizioni relative (Gruppo 7).
Tabella 2.11: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.2 e composizioni relative (Gruppo 8).
Tabella 2.12: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.2 e composizioni relative (Gruppo 8.1).
Tabella 2.13: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi8MnMg0.3 e composizioni relative (Gruppo 9).
Tabella 2.14: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi8MnMg0.3 e composizioni relative (Gruppo 10).
Tabella 2.15: Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi8MnMg0.3 e composizioni relative (Gruppo 11).
Tabella 4.1: Valori degli indicatori di criticità (in giallo, i materiali tipici utilizzati nelle leghe di alluminio).
Tabella 5.1: Valori di viscosità cinematica calcolati per la variante 1 del sistema di lega Al-Mg.
Tabella 5.2: Valori di viscosità cinematica per i sistemi di leghe Al-Mg e Al-Mg4-Fe (680°).

Tabella 5.3: Valori di viscosità cinematica per i sistemi di leghe AlSi10MnMg e AlSi8MnMg (680°).
Tabella 5.4: Valore dei parametri di $T_{liquidus}$ e $T_{solidus}$ (equilibrio) e ritiro volumetrico per i sistemi di lega Al-Mg e Al-Mg4-Fe.
Tabella 5.5: Valore dei parametri di $T_{liquidus}$ e $T_{solidus}$ (equilibrio) e ritiro volumetrico per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.3
Tabella 5.6: Valore dei parametri di Tliquidus e Tsolidus (equilibrio) e ritiro volumetrico per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 (gruppo 6, gruppo 7).
Tabella 5.7: Valore dei parametri di Tliquidus e Tsolidus (equilibrio) e ritiro volumetrico per sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 (gruppo 8, gruppo 8.1).
Tabella 5.8: Valore dei parametri di Tliquidus e Tsolidus (equilibrio) e ritiro volumetrico per i sottosistemi di lega AlSi8MnMg0.3.
Tabella 5.9: Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sistemi di lega Al-Mg e Al-Mg4-Fe.
Tabella 5.10: Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.3.
Tabella 5.11: Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2.
Tabella 5.12: Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2.
Tabella 5.13: Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sottosistemi di lega AlSi8MnMg0.3.
Tabella 5.14: Calcolo della quantità della fase intermetallica Al15(Fe, Mn, Cr)3Si2 in tutti i sistemi e di tutte le varianti di lega studiate.
Tabella 5.15: Risultati dell'esperimento condotto da Kajoch.
Tabella 5.16: Valori dell'Indice di Estrazione per i sistemi di lega Al-Mg e Al-Mg4-Fe.
Tabella 5.17: Valori dell'Indice di Estrazione per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.3.
Tabella 5.18: Valori dell'Indice di Estrazione per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2.
Tabella 5.19: Valori dell'Indice di Estrazione per i sottosistemi di lega AlSi8MnMg0.3.
Tabella 5.20: Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrio) per i sistemi di lega Al-Mg e Al-Mg4-Fe.
Tabella 5.21: Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sistemi Al-Mg e Al-Mg4-Fe.
Tabella 5.22: Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrio) per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.3.
Tabella 5.23: Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sottosistemi AlSi10MnMg0.3.
Tabella 5.24: Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrium) per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 (gruppo 6, gruppo 7).
Tabella 5.25: Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrio) per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 (gruppo 8, gruppo 8.1).

Tabella 5.25: Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sottosistemi AlSi10MnMg0.2 (gruppo 6, gruppo 7).
Tabella 5.27: Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sottosistemi AlSi10MnMg0.2 (gruppo 8, gruppo 8.1).
Tabella 5.28: Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrium) per i sottosistemi di lega AlSi8MnMg0.3.
Tabella 5.29: Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sottosistemi AlSi8MnMg0.3.
Tabella 6.1: Classificazione ponderata, parziale e complessiva, della colabilità per i sistemi di lega studiati.
Tabella 6.2: Classificazione ponderata, parziale e complessiva, della colabilità per i sistemi di lega studiati.
Tabella 7.1: Classificazione ponderata tra indice di criticità e indice di colabilità per i sistemi di leghe studiati.
Tabella 7.2: Individuazione delle migliori variabili in termini di indice di criticità e requisiti di colabilità.
Tabella 8.1: Individuazione delle migliori varianti su cui basare la campagna sperimentale.

Lista delle Figure.

Figura 1.1: Infografica circolare relativa al ciclo dell'alluminio per il progetto SALEMA.
Figura 1.2: Componenti dell'auto da produrre in leghe SALEMA.
Figura 2.1: Diagramma di stato alluminio-magnesio.
Figura 2.2: Diagramma TTT parziale per la precipitazione di Mg_5Al_8 da una soluzione solida di Al-5,5%Mg.
Figura 2.3: Diagramma di fase Al-Fe-Mg, (a) proiezione di liquidus, (b) angolo dell'alluminio.
Figura 2.4: Diagramma di stato Alluminio-Silicio.
Figura 2.5: Grafico dell'andamento della Fluidità al variare della % di Silicio in leghe Al-Si.
Figura 2.6: Diagramma di fase Al-Mg-Si. (a) proiezione di liquidus, (b) proiezione di solidus.
Figura 2.7: Diagramma di fase Al-Mg-Si. (c) angolo relativo all'alluminio.
Figura 2.8: Diagramma di fase Al-Fe-Si. (a) proiezione di liquidus, (b) proiezione di solidus.
Figura 2.9: Diagramma di fase Al-Mn-Si. (a) proiezione di liquidus, (b) distribuzione delle regioni di fase solida.
Figura 2.10: Diagramma Al-Cu-Si. (a) proiezione di liquidus, (b) distribuzione dei campi di fase solida.
Figura 2.11: Effetto modificante dello stronzio sull'eutettico di silicio.
Figura 3.1: Diagramma di fase binario generico.
Figura 3.2: Ridistribuzione del soluto di equilibrio nell'istante iniziale della solidificazione direzionale.
Figura 3.3: Ridistribuzione del soluto di equilibrio in un istante generico della solidificazione direzionale.
Figura 3.4: Ridistribuzione del soluto di equilibrio nell'istante finale della solidificazione direzionale.
Figura 3.5: Ridistribuzione del soluto, nell'istante iniziale, per una solidificazione in condizioni di non-equilibrio.
Figura 3.6: Ridistribuzione del soluto, nell'istante generico, per una solidificazione in condizioni di non-equilibrio.
Figura 3.7: Diagramma di fase binario generico con linea di solidus in condizioni di non-equilibrio.
Figura 3.8: Ridistribuzione del soluto, nell'istante finale, per una solidificazione in condizioni di non-equilibrio.
Figura 4.1: Classificazione europea delle materie prime in accordo con i valori di EI e SR: elenco 2017 vs elenco 2020.
Figura 4.2: Valutazione del CI_A per la lega Variante 1 nel sistema Al-Mg.

Figura 5.1: Progettazione integrata processo-prodotto per la colabilità.
Figura 5.2: Grafico della viscosità in funzione della temperatura per una data lega, mediante il software di Thermo-Calc.
Figura 5.3: Classificazione in termini di viscosità per i sistemi di lega studiati.
Figura 5.4: Principali cause di difetti/imperfezioni sui getti da pressocolata
Figura 5.5: Esempio di diagramma di volume in funzione della temperatura per un sistema di lega Al-Mg4-Fe (gruppo 1, variante n. 19).
Figura 5.6: Esempio di diagramma della curva di solidificazione per un sistema di lega Al-Mg4-Fe (gruppo 2, variante n. 19).
Figura 5.7a: Esempio di curva di solidificazione per un sistema di lega Al-Mg (gruppo 2, variante n. 15).
Figura 5.7b: Esempio di curva di solidificazione per un sistema di lega Al-Mg4-Fe (gruppo 1, variante n. 7)
Figura 5.7c: Esempio di curva di solidificazione per un sistema di lega AlSi8MnMg0.3 (gruppo 11, variante n. 9).
Figura 5.8: Classificazione in termini di ritiro volumetrico per i sistemi di lega studiati.
Figura 5.9: Frazione media dell'area (%) delle particelle di sludge come funzione dello Sludge Factor.
Figura 5.10: Temperatura di segregazione per gravità dei composti primari ricchi di ferro in funzione del Sludge Factor nelle leghe di tipo AlSi9Cu3(Fe).
Figura 5.11: Classificazione in termini di Sludge Fraction per i sistemi di lega studiati.
Figura 5.12: Schema del processo di metallizzazione. (a) Erosione superficiale dello stampo, (b) Formazione di composti intermetallici binari, (c) Formazione di composti intermetallici ternari e precipitazioni di seconde fasi, (d) Accrescimento del layer intermetallico ed appianamento delle cavità da pitting, (e) Saldatura dell'alluminio al di sopra dello strato intermetallico.
Figura 5.13: Schema che mostra la relazione fra le possibili composizione dell'alluminio, i profili di temperatura sulla superficie dello stampo e le fasi risultanti per l'alluminio puro fuso in uno stampo di ferro.
Figura 5.14: Schema del meccanismo di die soldering per l'alluminio puro in uno stampo di ferro, (a) mostra la presenza di liquido sulla superficie dello stampo quando la temperatura in superficie è superiore alla temperatura critica di 655°C (b) mostra l'unione tra il getto e lo stampo durante la solidificazione.

Figura 5.15: Effetti dei vari elementi sullo spessore dello strato intermetallico nella reazione tra H13 e l'alluminio fuso.
Figura 5.16: Temperatura di Solidus per un sistema di alluminio, con il 4% in peso di ferro, in funzione della quantità crescente di elementi in lega X, indicando l'effetto di vari elementi di lega sulla temperatura critica di metallizzazione, T_C.
Figura 5.17: Indice di die soldering in diverse leghe da fonderia.
Figura 5.18: Stima dell'Indice di Die Soldering (DSI) per i sottosistemi di leghe AlSi8MnMg0.3 (aree in giallo), elaborati da [8].
Figura 5.19: Classificazione in termini di Indice di Estrazione per i sistemi di leghe investigati.
Figura 5.20: Relazione tra hot tearing e la composizione delle leghe Al-Si relativa al diagramma binario.
Figura 5.21: Suscettibilità di Hot Tearing per lega eutettica (Teoria della cricca a caldo).
Figura 5.22: Sviluppo della deformazione dalla fase di film alla solidificazione di non-equilibrio.
Figura 5.23: Diagramma che mostra la relazione fra l'evoluzione della microstruttura, l'allungamento, la sollecitazione e la temperatura.
Figura 5.24: Effetto degli intervalli di temperatura sulla suscettibilità di hot tearing nei sistemi di leghe binari.
Figura 5.25: Modelli relative ai meccanismi di estensione pre-strappo.
Figura 5.26a: Relazione fra la composizione chimica delle leghe e l'ampiezza dell'intervallo di temperatura.
Figura 5.26b: Suscettibilità di strappi a caldo in funzione dell'intervallo di solidificazione.
Figura 5.27: Esempio di calcolo del parametro TFR utilizzando il software Thermo-Calc.
Figura 5.28: Classificazione in termini di intervallo di solidificazione, valutato in condizioni di non-equilibrio (Scheil) per i sistemi di lega indagati.
Figura 5.29: Classificazione in termini di Intervallo di congelamento, valutato in condizioni di non-equilibrio (Scheil) per i sistemi di lega investigati.

Sommario.

L'elaborato è uno studio condotto su quattro sistemi principali di leghe d'alluminio:

- Al-Mg;
- Al-4Mg-Fe;
- AlSi10MnMg;
- AlSi8MnMg.

Sono state considerate 103 varianti di composizione chimica per le leghe Al-Mg, Al-4Mg-Fe e 270 per le leghe Al-Si10, Al-Si8. Ci si propone di valutare l'impatto delle materie prime critiche su alcune delle caratteristiche tecnologiche e meccaniche di ogni gruppo di lega, in modo da selezionare le combinazioni che presentino una buona performance tecnologica, abbinata al minor contenuto di tali materie prime (nello specifico, silicio, magnesio).

Fra le prestazioni tecnologiche analizzate, è stata esaminata la colabilità come combinazione di fluidità, ritiro volumetrico, tendenza alla formazione di sludge, tendenza al die-soldering, tendenza agli strappi a caldo. Per quantificare l'entità di ogni variabile considerata nella definizione di colabilità, è stato utilizzato il software Thermo-Calc, in particolare le applicazioni relative alla Scheil solidification e lo studio delle caratteristiche fisiche in fase di equilibrio.

Attraverso i dati raccolti dalle simulazioni software e gli indici di merito sviluppati, sono state selezionate le varianti di lega maggiormente interessanti.

Introduzione.

Il settore automotive europeo è subordinato all'importazione di materie prime per realizzare i propri prodotti. Negli anni, il numero delle materie prime considerate critiche è aumentato comprendendo, nell'ultimo report europeo, anche il minerale principale relativo all'estrazione dell'alluminio, ossia, la bauxite. Il progetto SALEMA è un progetto europeo con il quale si cerca di intercettare la criticità delle materie prime caratteristiche del settore automotive, progettando nuove leghe di alluminio a basso contenuto di elementi critici, in particolare, magnesio e silicio, attraverso cui realizzare componenti strutturali dell'autoveicolo.

Per la selezione e la valutazione delle nuove composizioni chimiche dei sistemi di leghe è necessario avvalersi di un metodo teorico.

Il metodo in questione è stato elaborato dall'Ingegner Bonollo e Ingegner Ferro, proponendosi di analizzare l'aspetto relativo alla criticità delle materie prime e l'aspetto tecnologico delle nuove leghe. L'elaborato si inserisce in quest'ultima variabile di indagine: la processabilità dei nuovi sistemi di leghe nella tecnologia di pressocolata. Una lega che debba essere processata mediante la pressocolata necessità caratteristiche precise in termini di colabilità. Quindi, ci si è proposto di analizzare le caratteristiche che possano descrivere la colabilità: fluidità, ritiro volumetrico, tendenza alla formazione di sludge, tendenza allo sviluppo di die soldering e tendenza alla formazione di strappi a caldo. L'elaborato mira all'analisi di queste caratteristiche attraverso il software di simulazione termodinamica Thermo-Calc in modo da esprimere una valutazione sulle cinque caratteristiche principali. Il software Thermo-Calc è stato fondamentale per poter ricavare i dati sulle caratteristiche tecnologiche in condizioni di non-equilibrio. Infatti, l'aspetto principale che ci si propone di indagare è il valore delle caratteristiche in situazioni prossime a quelle di pressocolata, ossia, con velocità di processo elevate.

Quindi, a seguito di un'importante raccolta dati, sono state realizzate le classificazioni dei tre sistemi di leghe rispetto alle cinque caratteristiche tecnologiche. Infine, è stata espressa una valutazione complessiva dei sistemi di leghe che tenesse conto sia dell'aspetto tecnologico, espresso mediante i valori raccolti e l'elaborazione di indici che permettessero la quantificazione delle caratteristiche, che l'aspetto relativo alla criticità delle materie prime, attraverso l'indice di criticità. Dunque, i risultati dell'elaborato mirano a fornire l'input alla campagna sperimentale dei sistemi di leghe SALEMA per la produzione dei componenti in pressocolata, prioritizzando i sistemi di leghe e le varianti specifiche per ognuno di essi.

1. Progetto SALEMA.

Il progetto SALEMA si propone di creare un'economia circolare nel settore della produzione di alluminio in Europa, andando a ridurre la dipendenza da materie prime critiche (nello specifico, magnesio e silicio). Il settore automotive, in particolare, quello dell'auto elettrica ha la necessità di realizzare le proprie autovetture utilizzando materiali ad alte prestazioni e che abbiano il minor impatto ambientale possibile. Dunque, la caratteristica principale che si richiede ai nuovi materiali per raggiungere tale scopo è quella della leggerezza. La soluzione è l'alluminio.

L'alluminio viene già utilizzato nelle automobili di oggi; in media, le parti costitutive di un'auto in alluminio sono il 15%. Questo valore cresce sensibilmente per un veicolo elettrico di nuova generazione, raggiungendo il 30% del totale dei componenti. Per questo motivo, è fondamentale che l'industria automobilistica europea possa contare su fonti di alluminio affidabili e che siano sempre meno dipendenti dalle materie prime importate dall'estero.

Il progetto SALEMA si inserisce in questa sfida, con la missione di produrre leghe di alluminio dal basso contenuto di materie prime critiche in un contesto di economia circolare, utilizzando l'alluminio secondario, proveniente dai rottami metallici. L'approccio che in SALEMA ci si propone di attuare è quello che viene definito 3-R:

- Ridurre: Minimo utilizzo di materie prime.
- Riutilizzo: Massimo riutilizzo di prodotti e componenti.
- Riciclare: Riutilizzo delle materie prime di alta qualità.

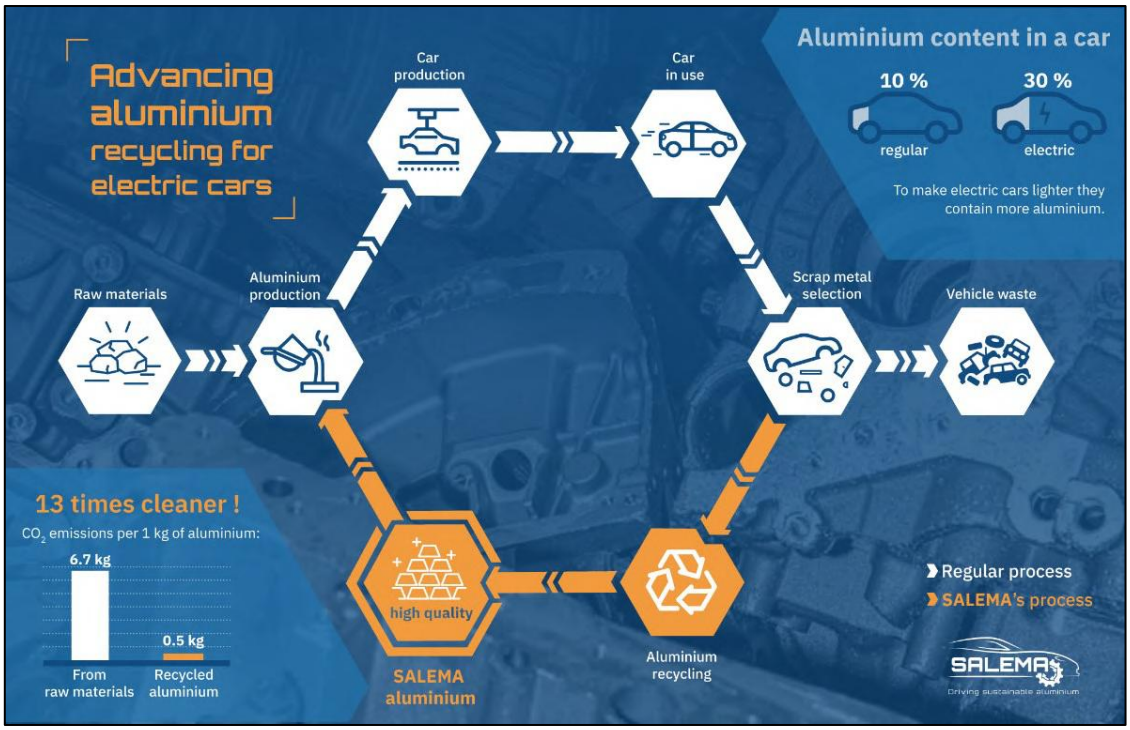


Figura 1.1 - Infografica circolare relativa al ciclo dell'alluminio per il progetto SALEMA [1].

Il progetto SALEMA può contare sull'apporto di 16 partner provenienti da sei paesi europei per poter creare le nuove leghe di alluminio ad alte prestazioni, dimostrandone l'idoneità per le applicazioni automobilistiche.

I principali componenti che si intendono realizzare con le nuove leghe SALEMA sono rappresentati nella Figura 1.2. Le tecnologie che si intendono utilizzare sono quelle della pressocolata, stampaggio ed estrusione.

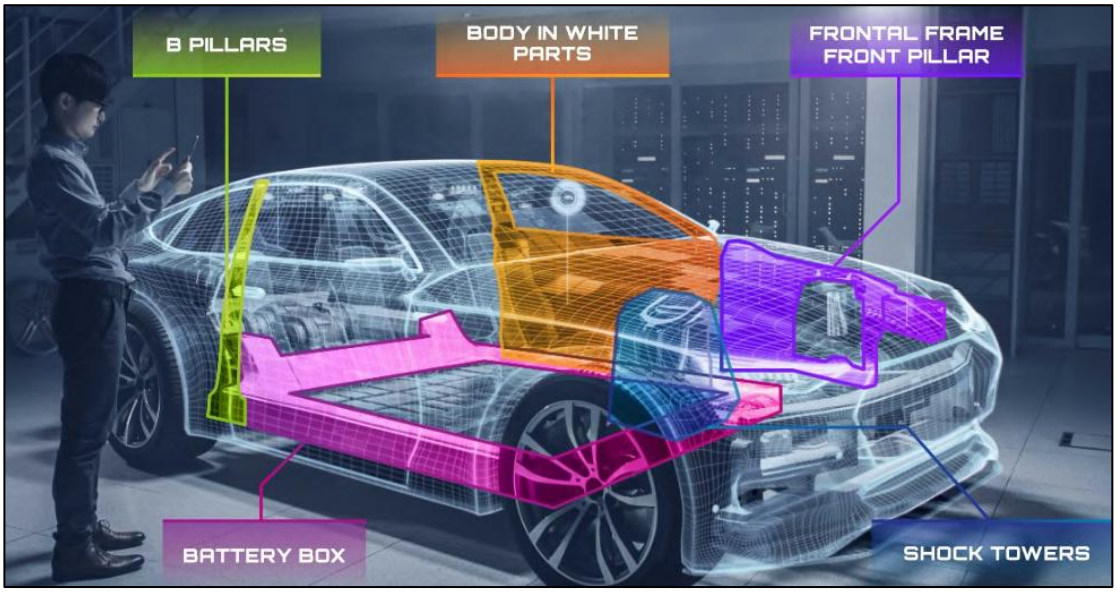


Figura 1.2 - Componenti dell'auto da produrre in leghe SALEMA [1].

L'elaborato intende analizzare sistemi di leghe possano essere processati attraverso la pressocolata, pertanto, si fa riferimento a materiali volti alla produzione di *shock towers* e *frontal frame*.
Lo shock tower è un componente strutturale dell'auto, responsabile della stabilità e sicurezza della stessa. La funzione è quella di collegare l'ammortizzatore al corpo anteriore e disperdere le forze assorbite dall'ammortizzatore. Il pillar frontale, invece, è composto, generalmente, da più parti assemblate fra loro; tali parti sono realizzate in acciaio o in getti mediante fusione in gravità.
Per questo motivo, il pillar frontale è, probabilmente, il componente che offre maggiori potenzialità relativamente alla riduzione di peso; tuttavia, ciò implica una riprogettazione del componente. SALEMA si propone quale artefice di questa possibilità: progettazione e produzione di un prototipo capace di assolvere la funzione di pillar frontale, con le nuove leghe e con il processo di pressocolata, al fine di essere validato ed utilizzato per lo sviluppo di varianti da introdurre nella produzione dei nuovi veicoli elettrici.

2. Sistemi di lega investigati.

2.1. Leghe Alluminio-Magnesio e Alluminio-Magnesio-Ferro.

Il sistema di lega Al-Mg è tra quelli classificabili come insieme di leghe da soluzione solida. Infatti, il magnesio ha una solubilità molto alta nell'alluminio, abilitando la lega a meccanismi di rafforzamento per soluzione solida, contribuendo a migliorarne l'incrudimento.
Le leghe del sistema Al-Mg non sono trattabili termicamente ed hanno una bassa stabilità termica. Teoricamente, potrebbero essere soggette a trattamenti di tempra ed invecchiamento come dimostra il diagramma di stato Al-Mg in Figura 2.1. Tuttavia, il rafforzamento risultante sarebbe insignificante a causa del basso numero di densità dei precipitati prodotti dall'invecchiamento. A tal proposito, per le leghe il cui contenuto di magnesio è inferiore al 6% vi sarebbe la possibilità, in sistemi con tenori di magnesio superiori al 3%, di ottenere precipitati di fase β (Mg_2Al_3) ma non si tratta di un precipitato di rinforzo; al contrario, la fase β-Mg_2Al_3 indebolisce la lega esaurendo il soluto di magnesio [2].

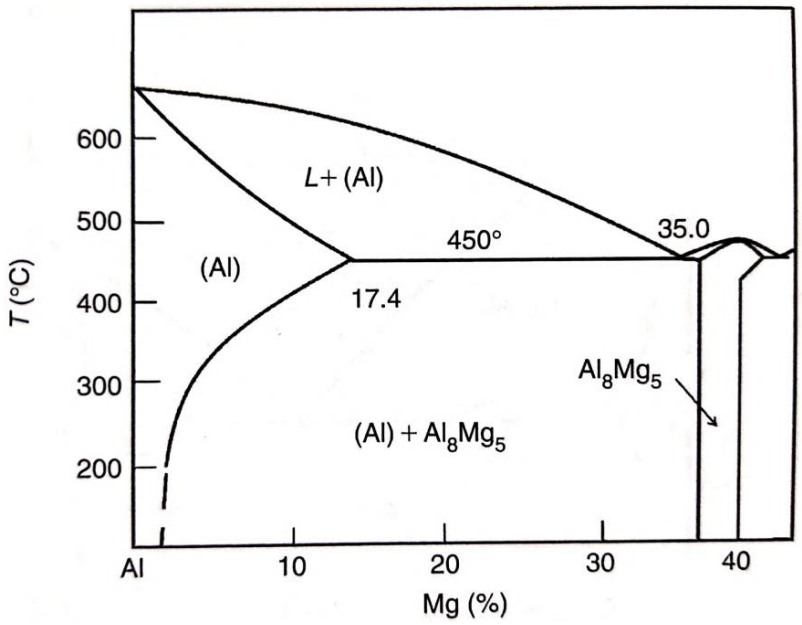


Figura 2.1 - Diagramma di stato alluminio-magnesio [3].

La caratteristica legata all'enorme solubilità che il magnesio possiede nei confronti dell'alluminio comporta una forte influenza sui fenomeni di ricristallizzazione e di riduzione della crescita dei grani; perciò, ricordando le dinamiche legate alla legge di Hall-Patch, il magnesio contribuisce alla resistenza della lega più di qualunque altro elemento in lega nella soluzione solida.

Ad ogni modo, sono leghe con una ampia gamma di caratteristiche, molte delle quali ad alta temperature o in ambienti aggressivi; infatti, mostrano una buona resistenza alla corrosione in situazioni di acque dolci naturali e in mezzi chimici. Tuttavia, la caratteristica principale di questo sistema di leghe è la formabilità, trovando numerose applicazioni sia allo stato colato che lavorate. Infatti, grazie all'indurimento in soluzione solida, possono raggiungere un'elevata capacità di incrudimento risultando idonee alle operazioni di formatura.

Dunque, come detto in precedenza, vi è un discreto potenziale per le leghe Al-Mg relativamente all'indurimento per invecchiamento ed il motivo è spiegato nel diagramma TTT in Figura 2.2.

Dal diagramma si osserva che al di sotto dei 275°C, la lega Al-Mg con il 5,5% di magnesio in peso prevede una struttura di equilibrio bifasica (Fase-α + Mg_5Al_8). Raffreddando la lega lentamente, al di sotto dei 275°C, la diffusione avviene molto lentamente e ciò comporta uno spostamento verso destra della curva C [4]. Dunque, procedendo ad un raffreddamento moderatamente veloce, la solidificazione della lega potrebbe seguire la traiettoria rappresentata nel grafico, evitando di intercettare la curva C: ciò permetterebbe la conservazione di magnesio in lega, generando una soluzione solida super satura [4].

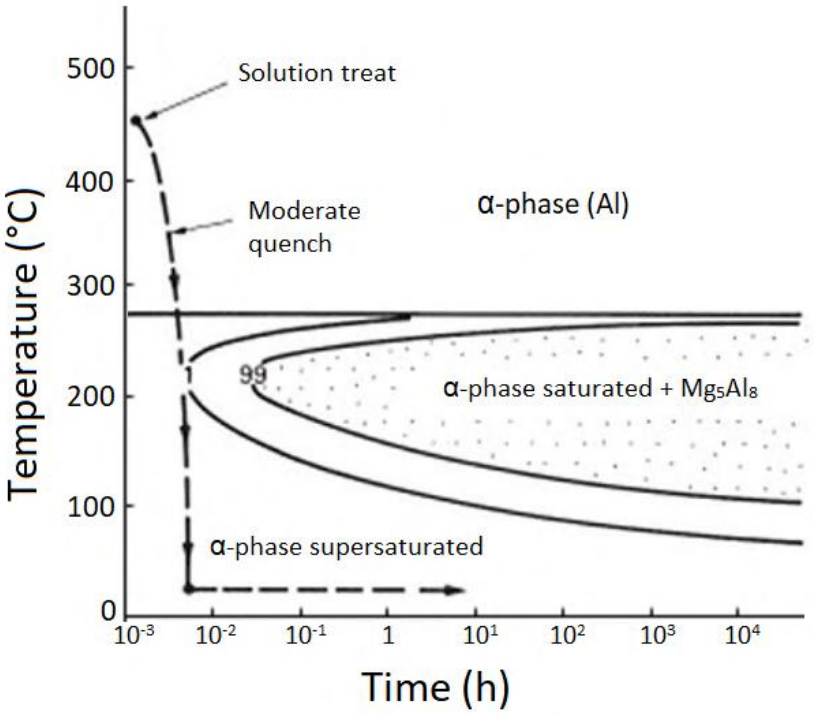


Figura 2.2 - Diagramma TTT parziale per la precipitazione di Mg_5Al_8 da una soluzione solida di Al-5,5%Mg [4].

Per quanto riguarda i sistemi di lega Al-4Mg-Fe sono caratterizzati dal tenore di ferro pari all'1,6% in peso. Di seguito, si propone parte del diagramma di stato del sistema ternario Al-Mg-Fe (Figura 2.3).

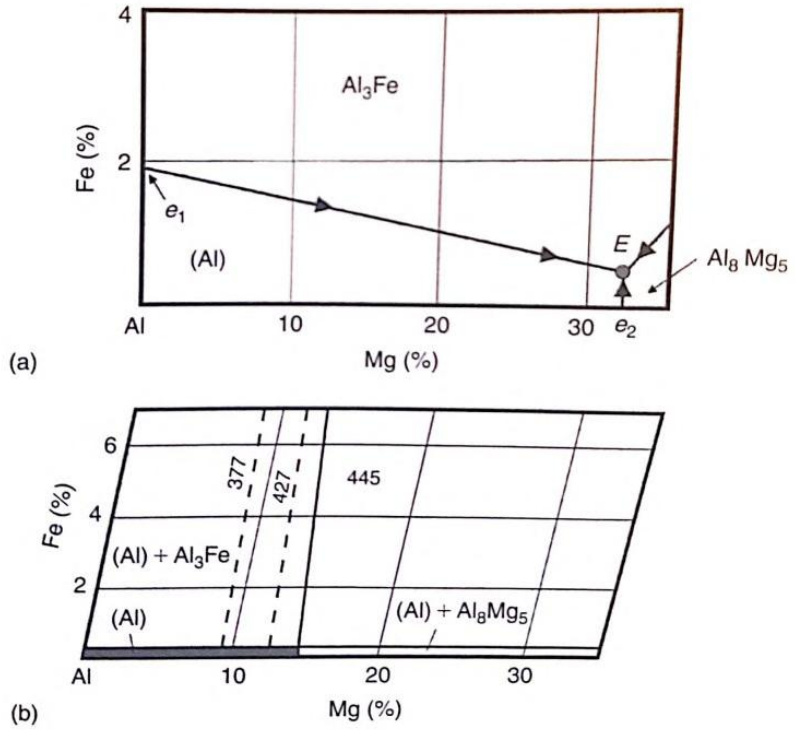


Figura 2.3 - Diagramma di fase Al-Fe-Mg, (a) proiezione di liquidus, (b) angolo dell'alluminio [2].

Si osserva che la fase intermetallica principale che si sviluppa durante il processo di solidificazione è la fase Al_3Fe definita anche come $Al_{13}Fe_4$. Si tratta di un sistema di lega sviluppato allo scopo di indagare l'effetto del ferro sulle caratteristiche di colata.

Di seguito, vengono riportate la Tabelle 2.1 e la Tabella 2.2 in cui sono riassunte le varianti di lega nei due sistemi studiati.

Sistema Al-Mg		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Co	Ca	Na
Variante	min	0,2	0	0	0,8	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	max	0,3	0,15	0,05	1,1	3	0,08	0,2	0,4	0,001	0,001
Variante	1	0,2	0	0	0,8	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	2	0,2	0	0	0,9	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	3	0,2	0	0	1,0	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	4	0,2	0	0	1,1	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	5	0,2	0	0	1,2	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	6	0,2	0,10	0	0,8	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	7	0,2	0,10	0	1,1	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	8	0,2	0,15	0	0,8	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	9	0,2	0,15	0	1,1	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	10	0,2	0,20	0	0,8	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	11	0,2	0,20	0	1,1	2,4	0	0	0,3	0	0
Variante	12	0,2	0	0	0,8	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	13	0,2	0	0	0,9	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	14	0,2	0	0	1,0	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	15	0,2	0	0	1,1	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	16	0,2	0	0	1,2	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	17	0,2	0,10	0	0,8	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	18	0,2	0,10	0	1,1	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	19	0,2	0,15	0	0,8	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	20	0,2	0,15	0	1,1	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	21	0,2	0,20	0	0,8	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	22	0,2	0,20	0	1,1	2,7	0	0	0,3	0	0
Variante	23	0,2	0	0	0,8	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	24	0,2	0	0	0,9	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	25	0,2	0	0	1,0	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	26	0,2	0	0	1,1	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	27	0,2	0	0	1,2	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	28	0,2	0,10	0	0,8	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	29	0,2	0,10	0	1,1	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	30	0,2	0,15	0	0,8	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	31	0,2	0,15	0	1,1	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	32	0,2	0,20	0	0,8	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	33	0,2	0,20	0	1,1	2,1	0	0	0,3	0	0
Variante	34	0,2	0	0	0,8	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	35	0,2	0	0	0,9	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	36	0,2	0	0	1,0	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	37	0,2	0	0	1,1	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	38	0,2	0	0	1,2	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	39	0,2	0,10	0	0,8	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	40	0,2	0,10	0	1,1	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	41	0,2	0,15	0	0,8	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	42	0,2	0,15	0	1,1	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	43	0,2	0,20	0	0,8	2,4	0,1	0	0,3	0	0
Variante	44	0,2	0,20	0	1,1	2,4	0,1	0	0,3	0	0

Tabella 2.1 - Lista delle varianti di leghe del sistema Al-Mg e composizioni relative [5].

Sistema Al-Mg4-Fe		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Co	Ca	Sr
Variante	min	0	1,5	0	0	4,1	0	0	0	0	0
Variante	max	0,2	1,7	0,2	0,15	4,5	0,3	0,2	0	0	0,1
Variante	1	0,1	1,6	0	0	4,1	0	0	0	0	0
Variante	2	0,1	1,6	0,1	0	4,1	0	0	0	0	0
Variante	3	0,1	1,6	0,2	0	4,1	0	0	0	0	0
Variante	4	0,1	1,6	0	0,1	4,1	0	0	0	0	0
Variante	5	0,1	1,6	0,1	0,1	4,1	0	0	0	0	0
Variante	6	0,1	1,6	0,2	0,1	4,1	0	0	0	0	0
Variante	7	0,1	1,6	0	0,2	4,1	0	0	0	0	0
Variante	8	0,1	1,6	0,1	0,2	4,1	0	0	0	0	0
Variante	9	0,1	1,6	0,2	0,2	4,1	0	0	0	0	0
Variante	10	0,1	1,6	0	0	4,1	0,2	0	0	0	0
Variante	11	0,1	1,6	0,1	0	4,1	0,2	0	0	0	0
Variante	12	0,1	1,6	0,2	0	4,1	0,2	0	0	0	0
Variante	13	0,1	1,6	0	0,1	4,1	0,2	0	0	0	0
Variante	14	0,1	1,6	0,1	0,1	4,1	0,2	0	0	0	0
Variante	15	0,1	1,6	0,2	0,1	4,1	0,2	0	0	0	0
Variante	16	0,1	1,6	0	0,2	4,1	0,2	0	0	0	0
Variante	17	0,1	1,6	0,1	0,2	4,1	0,2	0	0	0	0
Variante	18	0,1	1,6	0,2	0,2	4,1	0,2	0	0	0	0
Variante	19	0,1	1,6	0	0	4,1	0,4	0	0	0	0
Variante	20	0,1	1,6	0,1	0	4,1	0,4	0	0	0	0
Variante	21	0,1	1,6	0,2	0	4,1	0,4	0	0	0	0
Variante	22	0,1	1,6	0	0,1	4,1	0,4	0	0	0	0
Variante	23	0,1	1,6	0,1	0,1	4,1	0,4	0	0	0	0
Variante	24	0,1	1,6	0,2	0,1	4,1	0,4	0	0	0	0
Variante	25	0,1	1,6	0	0,2	4,1	0,4	0	0	0	0
Variante	26	0,1	1,6	0,1	0,2	4,1	0,4	0	0	0	0
Variante	27	0,1	1,6	0,2	0,2	4,1	0,4	0	0	0	0
Variante	28	0,1	1,6	0	0	3,8	0,2	0	0	0	0
Variante	29	0,1	1,6	0,1	0	3,8	0,2	0	0	0	0
Variante	30	0,1	1,6	0,2	0	3,8	0,2	0	0	0	0
Variante	31	0,1	1,6	0	0,1	3,8	0,2	0	0	0	0
Variante	32	0,1	1,6	0,1	0,1	3,8	0,2	0	0	0	0
Variante	33	0,1	1,6	0,2	0,1	3,8	0,2	0	0	0	0
Variante	34	0,1	1,6	0	0,2	3,8	0,2	0	0	0	0
Variante	35	0,1	1,6	0,1	0,2	3,8	0,2	0	0	0	0
Variante	36	0,1	1,6	0,2	0,2	3,8	0,2	0	0	0	0
Variante	37	0,1	1,6	0	0	4,1	0,2	0,15	0	0	0
Variante	38	0,1	1,6	0	0	4,1	0,2	0,10	0	0	0
Variante	39	0,1	1,6	0,1	0	4,1	0,2	0,15	0	0	0
Variante	40	0,1	1,6	0,1	0	4,1	0,2	0,10	0	0	0
Variante	41	0,1	1,6	0,2	0	4,1	0,2	0,15	0	0	0
Variante	42	0,1	1,6	0,2	0	4,1	0,2	0,10	0	0	0
Variante	43	0,1	1,6	0	0,1	4,1	0,2	0,15	0	0	0
Variante	44	0,1	1,6	0	0,1	4,1	0,2	0,10	0	0	0
Variante	45	0,1	1,6	0,1	0,1	4,1	0,2	0,15	0	0	0
Variante	46	0,1	1,6	0,1	0,1	4,1	0,2	0,10	0	0	0
Variante	47	0,1	1,6	0,2	0,1	4,1	0,2	0,15	0	0	0
Variante	48	0,1	1,6	0,2	0,1	4,1	0,2	0,10	0	0	0
Variante	49	0,1	1,6	0	0,2	4,1	0,2	0,15	0	0	0
Variante	50	0,1	1,6	0	0,2	4,1	0,2	0,10	0	0	0
Variante	51	0,1	1,6	0,1	0,2	4,1	0,2	0,15	0	0	0
Variante	52	0,1	1,6	0,1	0,2	4,1	0,2	0,10	0	0	0
Variante	53	0,1	1,6	0,2	0,2	4,1	0,2	0,15	0	0	0
Variante	54	0,1	1,6	0,2	0,2	4,1	0,2	0,10	0	0	0

Tabella 2.2 - Lista delle varianti di leghe del sistema Al-4Mg-Fe e composizioni relative [5].

2.2. Leghe Alluminio-Silicio.

Il sistema di lega Al-Si comprende un'ampia gamma di sottosistemi in cui il contenuto di silicio varia dal 4% al 22%, costituendo la quasi totalità di tutte le leghe da fonderia. Infatti, la più importante caratteristica delle leghe Al-Si è l'attitudine ad essere colate, rendendole le più utilizzate nel settore industriale. Per quanto riguarda le caratteristiche meccaniche, va sottolineato che la loro definizione è, come ogni materiale ferroso, funzione della specifica composizione chimica e, conseguentemente, della microstruttura cristallografica.

A sua volta, la microstruttura è funzione delle condizioni di processo nonché dei successivi trattamenti quali, ad esempio, i trattamenti termici.

Il range relativo al contenuto percentuale di silicio è molto ampio e può essere suddiviso in tre regioni:

- La regione ipoeutettica per un tenore di silicio fra il 4% e il 12%;
- La regione eutettica per un tenore in peso di silicio fra il 12% e il 13%;
- La regione ipereutettica per un tenore in peso di silicio fra il 14% e il 22%.

Il diagramma Al-Si (Figura 2.4) mostra un eutettico a 577° in corrispondenza di circa 12% ÷ 13 % di silicio (leghe eutettiche). Il silicio puro fonde alla temperatura di 1414°, mentre l'alluminio puro fonde a 660°.

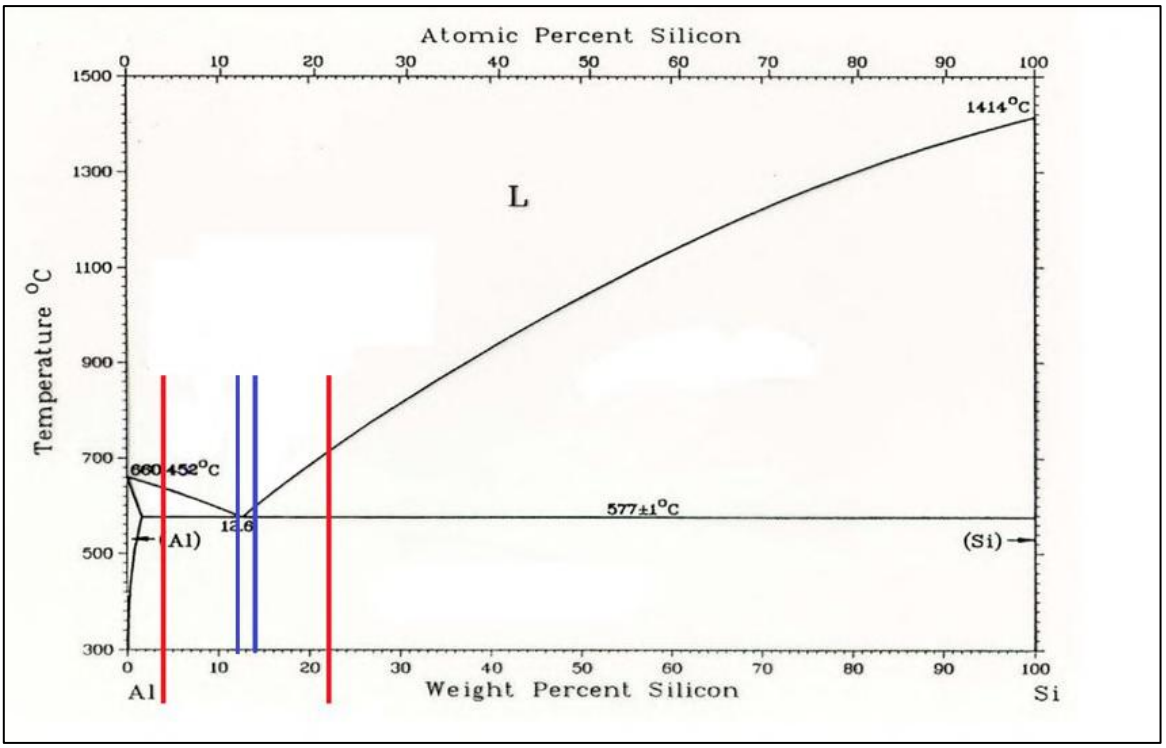


Figura 2.4 - Diagramma di stato Alluminio-Silicio [6].

Il limite inferiore di questo ampio intervallo (4%) è tale per cui l'intervallo di solidificazione risulti idoneo per avere i requisiti minimi di buona colabilità.
Il limite superiore (22%), invece, è tale per cui vengano raggiunti i livelli di plasticità minimi tollerabili, ricordando che il silicio genera fasi abbastanza fragili.
Il silicio è l'alligante principale perché migliora le caratteristiche di colabilità; è l'elemento con il più alto calore latente, quindi, durante il processo di solidificazione della lega liquida all'interno dello stampo, rilascia calore latente, permettendo alla lega di rimanere allo stato liquido ed avanzare ulteriormente prima di arrestarsi.
Dunque, aumenta la fluidità della lega che, per le leghe da fonderia, è la prerogativa principale.
Prove sperimentali mostrano una correlazione fra il contenuto di silicio e la fluidità (Figura 2.5).

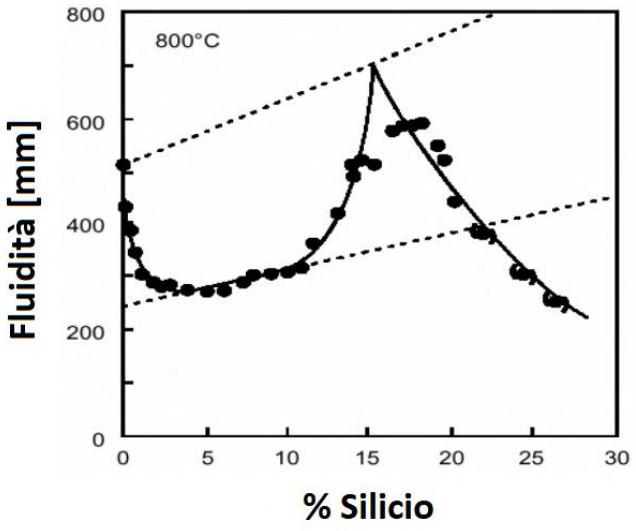


Figura 2.5 - Grafico dell'andamento della Fluidità al variare della % di Silicio in leghe Al-Si [6].

L'alluminio puro presenta una fluidità molto buona (500 mm). Con aggiunta di silicio fino al 7% si osserva un decadimento della fluidità. Da qui in avanti, con tenori fino al 20% la fluidità torna ad avere valori buoni, raggiungendo un massimo in corrispondenza della % eutettica per poi decrescere fino a limiti ritenuti accettabili intorno al 20% di silicio. Dunque, tenendo in considerazione il diagramma di stato alluminio-silicio, se ne deduce che la fluidità è in relazione con l'ampiezza dell'intervallo di solidificazione. Se è molto ampio, la fluidità viene penalizzata; per questo motivo, ci si propone di porsi in prossimità dell'eutettico per sfruttare le massime caratteristiche di fluidità.
Un'altra caratteristica è il valore della densità del silicio, inferiore rispetto all'alluminio, conferendo caratteristiche di alleggerimento alla lega. Inoltre, riduce le criccabilità a caldo e il ritiro volumetrico.

Tuttavia, l'aspetto negativo del silicio è legato alla durezza (1300 HV) che comportano un incremento della fragilità; inoltre, ciò rende la lega di scarsa lavorabilità, con caratteristiche elastiche basse, motivo per cui non si raggiungono tenori in peso superiori al 12%.
Nelle leghe da fonderia, quindi, la composizione chimica caratterizza le proprietà fisiche e meccaniche della lega stessa; di seguito, si propone il ruolo dei principali alliganti per i sistemi studiati, in funzione del loro tenore in peso.

- *Magnesio*. Generalmente, la concentrazione di magnesio varia fra lo 0,2% e lo 0,6%; raramente vi sono composizioni in cui si supera l'1% in peso. Il limite inferiore (0,2%) è definito dalla necessità di raggiungere un livello minimo di dispersoidi per le dinamiche di rafforzamento per via di precipitazioni di seconde fasi (nello specifico, Mg_2Si) [3].
  Il limite superiore (0,6%), invece, deve poter garantire la frazione volumetrica relativa alla fase eutettica contenente magnesio (Mg_2Si) allo scopo di ottenere il livello di plasticità richiesto [3]. Le quantità modeste di magnesio sono dovute al fatto che, fra tutti gli elementi alliganti, induce un'enorme influenza relativamente alle proprietà meccaniche derivanti da trattamenti di invecchiamento. Infatti, la concentrazione ottimale di magnesio è, sempre, correlata al tenore in peso degli altri elementi, nonché dal successivo trattamento termico previsto. Tuttavia, il magnesio riduce la colabilità da cui ne consegue una perdita in allungamento, generando criccabilità a caldo. Inoltre, a causa della spiccata tendenza ad ossidarsi, tende a sporcare il metallo liquido; cioè, sulla superficie del metallo si forma una pelle istantanea. Se non viene rimossa, durante le operazioni di colata, l'ossido può finire all'interno del getto.

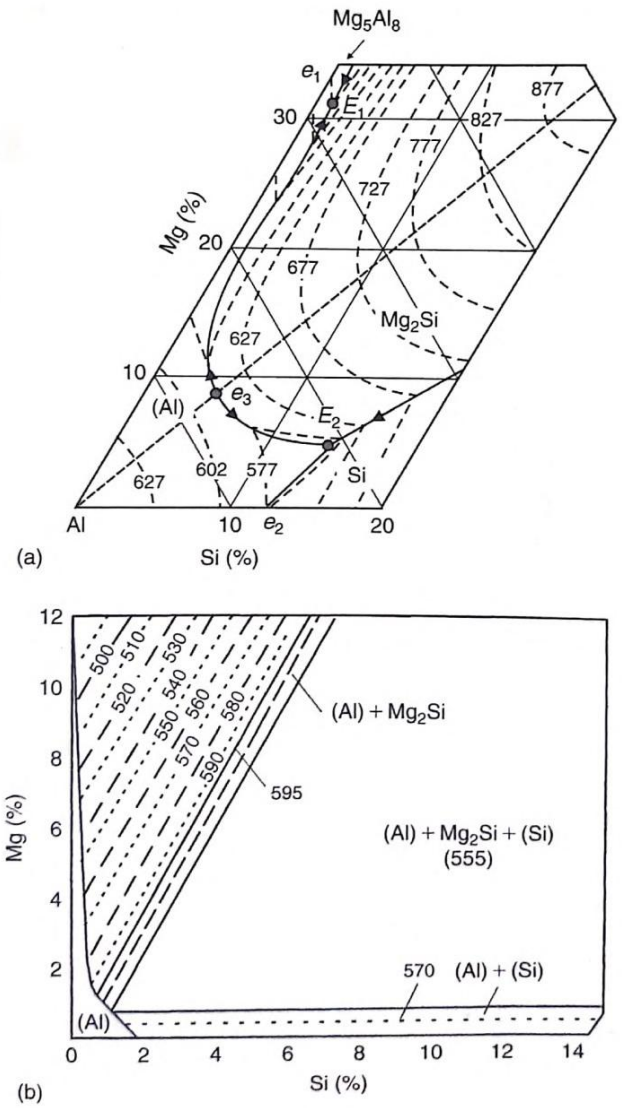


Figura 2.6 - Diagramma di fase Al-Mg-Si.

(a) proiezione di liquidus, (b) proiezione di solidus [3].

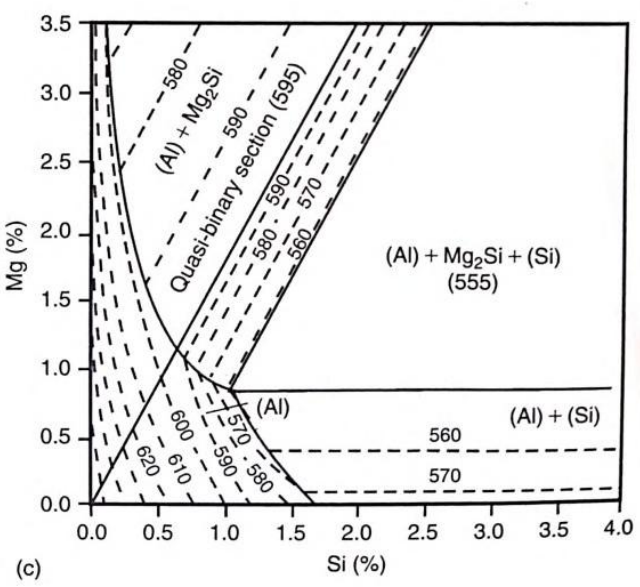


Figura 2.7 - Diagramma di fase Al-Mg-Si. (c) angolo relativo all'alluminio [3].

- *Ferro*. Generalmente, il ferro è considerato un'impurità nelle leghe da fonderia; l'effetto negativo sulle proprietà meccaniche è ben riconosciuto. Tuttavia, l'entità di tali effetti deriva dalla morfologia, dimensione e distribuzione delle fasi intermetalliche di cui il ferro è elemento principale. Nei sistemi ternari Al-Si-Fe, la fase intermetallica che induce gli effetti peggiori è β-Al_5FeSi a forma aghiforme, soprattutto nella formazione dei cristalli primari, dopo il processo di solidificazione [3]. Tuttavia, vi sono anche fasi eutettiche di ferro che hanno una morfologia meno impattante, come la fase α-Al_8Fe_2Si (struttura e.c.) finemente dispersa [3]. La miglior morfologia possibile resta quella globulare ma può essere ottenuta con aggiunte di berillio. Nell'eventualità in cui sia presente magnesio per valori maggiori dello 0,5%, saranno necessarie piccole quantità di ferro (ad esempio, 0,10-0,15%) per la formazione della fase quaternaria π-$Al_8FeMg_3Si_6$ [3].

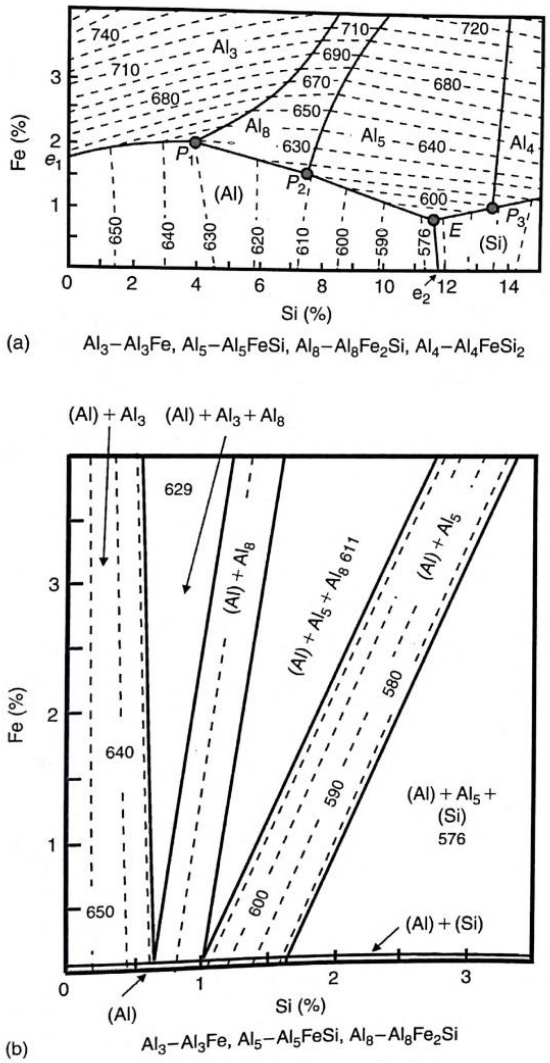


Figura 2.8 - Diagramma di fase Al-Fe-Si. (a) proiezione di liquidus, (b) proiezione di solidus [3].

- *Manganese*. In genere, il contenuto di manganese è sempre correlato al contenuto di ferro; i due elementi, in combinazione, non superano tenori di 1-1,5% in peso e tale sommatoria dipenderà dal contenuto di silicio [3]. Infatti, il manganese in combinazione con ferro e silicio è responsabile della formazione del composto intermetallico complesso α-$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ di cui si parlerà approfonditamente nei capitoli seguenti. Un aspetto importante del manganese è la capacità di evitare la formazione di inclusioni riconducibili al composto β-Al_5FeSi [3].
  Va sottolineato che la quantità di manganese, generalmente, non supera i valori dello 0,5%, soprattutto perché la propria solubilità nell'alluminio è molto bassa come si evince dai diagrammi in Figura 2.9.

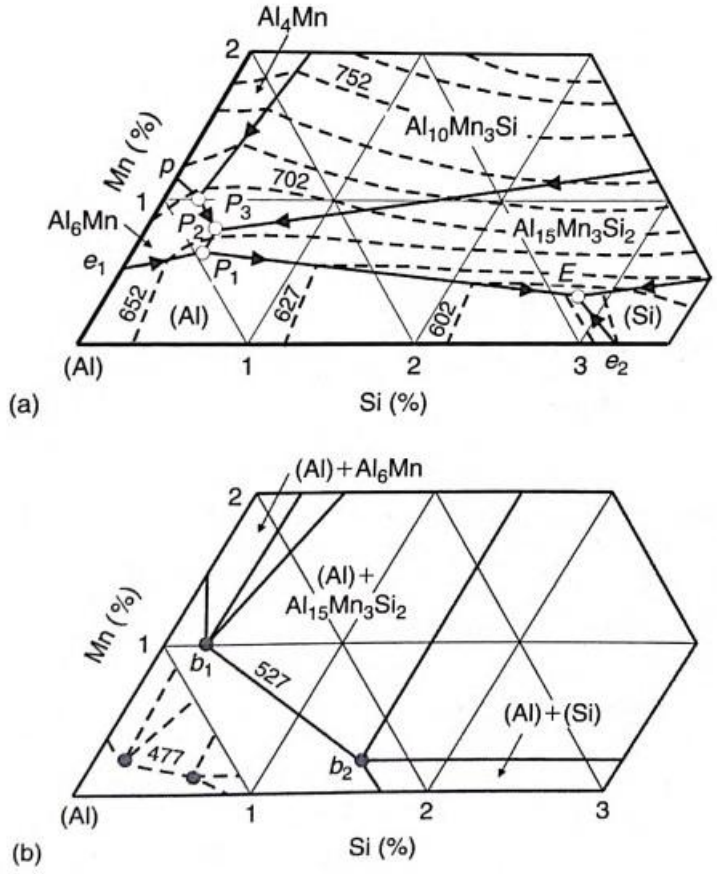


Figura 2.9 - Diagramma di fase Al-Mn-Si. (a) proiezione di liquidus, (b) distribuzione delle regioni di fase solida [3].

- *Zinco*. Le concentrazioni di zinco nelle leghe Al-Si-Zn arrivano fino al 12% in cui è quasi completamente disciolto nell'alluminio [3]. Dal punto di vista meccanico, per leghe da fonderia, il ruolo dello zinco nei meccanismi di rafforzamento è molto basso; tuttavia, rende la lega invecchiabile naturalmente ma interagendo con gli altri elementi ha un effetto negativo sulla resistenza a corrosione, generando microcelle galvaniche. A caldo, inoltre, comporta un indebolimento del getto, ossia sovra invecchia, perdendo in consistenza meccanica (già a 80°).

- *Rame*. È fra gli elementi che più di tutti conferisce un alto livello di rafforzamento dei getti allo stato colato. Le concentrazioni possono raggiungere anche il 7-8% ma, in genere, non vengono superati livelli del 4-5% dato che la massima solubilità del rame nell'alluminio è leggermente superiore al 4% [3]. Le fasi contenenti rame di origine eutettica inducono un effetto negativo importante relativamente alla plasticità e su altre proprietà meccaniche. Rende la lega trattabile termicamente, nello specifico trattamenti di invecchiamento, in cui il rame disciolto nell'alluminio precipita in fasi secondarie molto fini ($CuAl_2$) rafforzando il materiale; a seguito di trattamenti T6, infatti, sarà possibile verificare la presenza di fasi intermetalliche. Tuttavia, il rame porta la lega a sviluppare fenomeni di hot tearing e ne diminuisce la fluidità, con formazioni di micro-ritiri. Non va dimenticato l'effetto negativo che ha sulla resistenza a corrosione; ciò è dovuto alla presenza di composti che si formano e che possono essere esposti sulla superficie, generando un ponte galvanico tra l'atmosfera e il getto, innescando la corrosione del pezzo. In combinazione con il magnesio, le concentrazioni ottimali di rame si attestano tra l'1-3% [3].

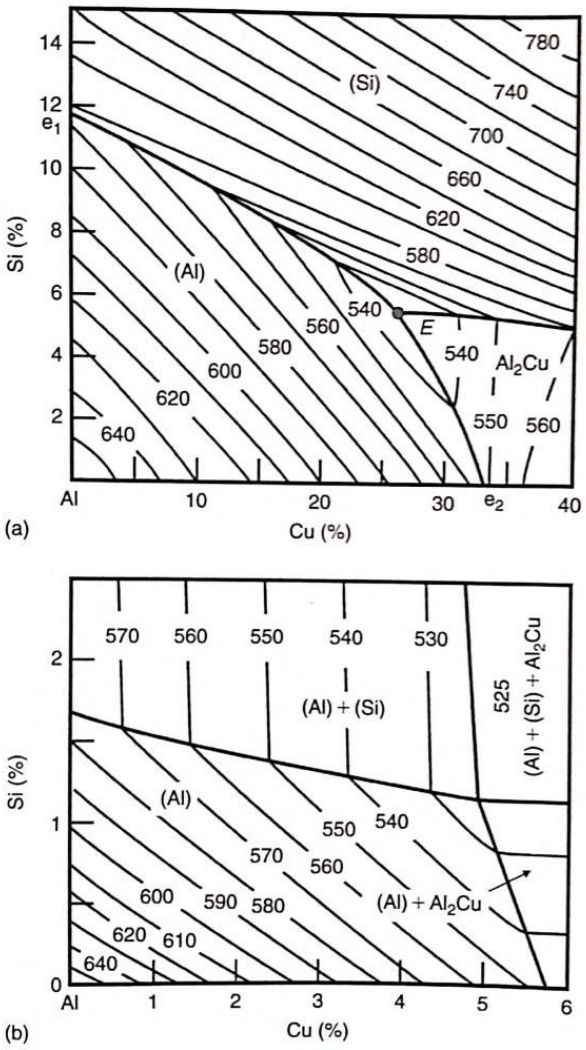


Figura 2.10 - Diagramma Al-Cu-Si. (a) proiezione di liquidus, (b) distribuzione dei campi di fase solida [3].

- *Titanio*. Le aggiunte di titanio sono volte ad operare un'azione affinante dei grani nelle soluzioni solide di alluminio nelle leghe Al-Si ipoeutettiche. Da un punto di vista meccanico, queste aggiunte non comportano alcuna influenza sulla composizione poiché le frazioni volumetriche sono minime.

È possibile che nelle leghe Al-Si vi siano delle aggiunte di stronzio o sodio; non è il caso dei sistemi di leghe studiati ma vale la pena accennare il loro effetto modificante.

- *Stronzio.* Ha la particolarità di modificare la struttura aciculare del silicio, da lamellare a sferoidale. Inoltre, è in grado di frammentare le porosità da ritiro: il punto caldo, ultima parte del getto che solidifica e che contrae volumetricamente, produce una cavità da ritiro. Lo stronzio va a modificare le modalità di solidificazione della lega (Figura 2.11). Dunque, la contrazione che si prevede originarsi in una regione, sarà, invece, distribuita in tutto il getto. In questo modo, la concentrazione delle tensioni, nella regione di studio, risulterà più bassa rispetto ad una situazione caratterizzata da un'unica cavità. Ne risulta una minor probabilità di innescare le cricche. Generalmente, il tenore di stronzio è proporzionale alla quantità di silicio. Tuttavia, va detto che un'eccessiva quantità di stronzio comporta una iper-modifica, ossia un rigetto dell'elemento da parte dell'alluminio. Il rischio è che lo stronzio finisca sulla superficie del bagno, creando un ossido giallognolo. In alternativa, il materiale lo trattiene all'interno sottoforma di composti poligonali, la cui durezza è circa mille Vickers, risultando delle vere e proprie inclusioni.

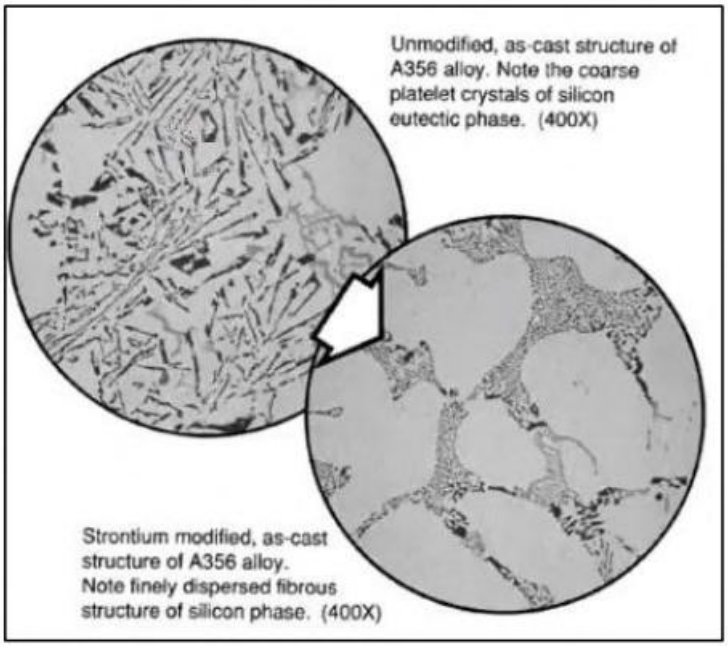


Figura 2.11 - Effetto modificante dello stronzio sull'eutettico di silicio [7].

I sistemi di lega Al-Si studiati sono elencati nelle Tabelle 2.3-2.5:

AlSi10MnMg0.3		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Gruppo	3	9,0 -11,5	0-0,2	0-0,03	0,45-0,65	0,25-0,35	0-0,07	0,05-0,15
Gruppo	4	9,0 -11,5	0-0,2	0,05-0,1	0,45-0,65	0,25-0,35	0-0,07	0,05-0,15
Gruppo	5	9,0 -11,5	0-0,2	0,05-0,1	0,45-0,65	0,25-0,35	0,1-0,15	0,05-0,15

Tabella 2.3 - Gruppi di leghe e i relativi intervalli di variazione delle composizioni nel sottosistema AlSi10MnMg0.3 [5].

AlSi10MnMg0.2		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Gruppo	6	9,0 -11,5	0-0,2	0-0,03	0,45-0,65	0,15-0,25	0-0,07	0,05-0,15
Gruppo	7	9,0 -11,5	0,2-0,3	0-0,03	0,45-0,65	0,15-0,25	0-0,07	0,05-0,15
Gruppo	8	9,0 -11,5	0,2-0,3	0,05-0,1	0,6-0,8	0,15-0,25	0-0,07	0,05-0,15

Tabella 2.4 - Gruppi di leghe e i relativi intervalli di variazione delle composizioni nel sottosistema AlSi10MnMg0.2 [5].

AlSi8MnMg0.3		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Gruppo	9	7,5-9,0	0-0,2	0-0,03	0,45-0,65	0,25-0,35	0-0,07	0,05-0,15
Gruppo	10	7,5-9,0	0-0,2	0-0,03	0,45-0,65	0,15-0,25	0-0,07	0,05-0,15
Gruppo	11	7,5-9,0	0-0,2	0,2-0,3	0,45-0,65	0,15-0,25	0-0,07	0,05-0,15

Tabella 2.5 - Gruppi di leghe e i relativi intervalli di variazione delle composizioni nel sottosistema AlSi8MnMg0.3 [5].

Ogni gruppo è costituito da 27 varianti di leghe. Di seguito, verranno presentate le tabelle che descriveranno le composizioni chimiche di ogni variante oggetto di indagine.

AlSi10MnMg0.3 - gruppo 3		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	9,00	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	2	9,00	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	3	9,00	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	4	9,00	0,2	0,02	0,45	0,30	0,05	0,1
Variante	5	9,00	0,2	0,02	0,55	0,30	0,05	0,1
Variante	6	9,00	0,2	0,02	0,65	0,30	0,05	0,1
Variante	7	9,00	0,2	0,02	0,45	0,35	0,05	0,1
Variante	8	9,00	0,2	0,02	0,55	0,35	0,05	0,1
Variante	9	9,00	0,2	0,02	0,65	0,35	0,05	0,1
Variante	10	10,25	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	11	10,25	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	12	10,25	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	13	10,25	0,2	0,02	0,45	0,30	0,05	0,1
Variante	14	10,25	0,2	0,02	0,55	0,30	0,05	0,1
Variante	15	10,25	0,2	0,02	0,65	0,30	0,05	0,1
Variante	16	10,25	0,2	0,02	0,45	0,35	0,05	0,1
Variante	17	10,25	0,2	0,02	0,55	0,35	0,05	0,1
Variante	18	10,25	0,2	0,02	0,65	0,35	0,05	0,1
Variante	19	11,50	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	20	11,50	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	21	11,50	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	22	11,50	0,2	0,02	0,45	0,30	0,05	0,1
Variante	23	11,50	0,2	0,02	0,55	0,30	0,05	0,1
Variante	24	11,50	0,2	0,02	0,65	0,30	0,05	0,1
Variante	25	11,50	0,2	0,02	0,45	0,35	0,05	0,1
Variante	26	11,50	0,2	0,02	0,55	0,35	0,05	0,1
Variante	27	11,50	0,2	0,02	0,65	0,35	0,05	0,1

Tabella 2.6 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.3 e composizioni relative (gruppo 3) [5].

AlSi10MnMg0.3 - gruppo 4		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	9,00	0,2	0,08	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	2	9,00	0,2	0,08	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	3	9,00	0,2	0,08	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	4	9,00	0,2	0,08	0,45	0,30	0,05	0,1
Variante	5	9,00	0,2	0,08	0,55	0,30	0,05	0,1
Variante	6	9,00	0,2	0,08	0,65	0,30	0,05	0,1
Variante	7	9,00	0,2	0,08	0,45	0,35	0,05	0,1
Variante	8	9,00	0,2	0,08	0,55	0,35	0,05	0,1
Variante	9	9,00	0,2	0,08	0,65	0,35	0,05	0,1
Variante	10	10,25	0,2	0,08	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	11	10,25	0,2	0,08	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	12	10,25	0,2	0,08	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	13	10,25	0,2	0,08	0,45	0,30	0,05	0,1
Variante	14	10,25	0,2	0,08	0,55	0,30	0,05	0,1
Variante	15	10,25	0,2	0,08	0,65	0,30	0,05	0,1
Variante	16	10,25	0,2	0,08	0,45	0,35	0,05	0,1
Variante	17	10,25	0,2	0,08	0,55	0,35	0,05	0,1
Variante	18	10,25	0,2	0,08	0,65	0,35	0,05	0,1
Variante	19	11,50	0,2	0,08	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	20	11,50	0,2	0,08	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	21	11,50	0,2	0,08	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	22	11,50	0,2	0,08	0,45	0,30	0,05	0,1
Variante	23	11,50	0,2	0,08	0,55	0,30	0,05	0,1
Variante	24	11,50	0,2	0,08	0,65	0,30	0,05	0,1
Variante	25	11,50	0,2	0,08	0,45	0,35	0,05	0,1
Variante	26	11,50	0,2	0,08	0,55	0,35	0,05	0,1
Variante	27	11,50	0,2	0,08	0,65	0,35	0,05	0,1

Tabella 2.7 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.3 e composizioni relative (gruppo 4) [5].

AlSi10MnMg0.3 - gruppo 5		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	9,00	0,2	0,08	0,45	0,25	0,12	0,1
Variante	2	9,00	0,2	0,08	0,55	0,25	0,12	0,1
Variante	3	9,00	0,2	0,08	0,65	0,25	0,12	0,1
Variante	4	9,00	0,2	0,08	0,45	0,3	0,12	0,1
Variante	5	9,00	0,2	0,08	0,55	0,3	0,12	0,1
Variante	6	9,00	0,2	0,08	0,65	0,3	0,12	0,1
Variante	7	9,00	0,2	0,08	0,45	0,35	0,12	0,1
Variante	8	9,00	0,2	0,08	0,55	0,35	0,12	0,1
Variante	9	9,00	0,2	0,08	0,65	0,35	0,12	0,1
Variante	10	10,25	0,2	0,08	0,45	0,25	0,12	0,1
Variante	11	10,25	0,2	0,08	0,55	0,25	0,12	0,1
Variante	12	10,25	0,2	0,08	0,65	0,25	0,12	0,1
Variante	13	10,25	0,2	0,08	0,45	0,3	0,12	0,1
Variante	14	10,25	0,2	0,08	0,55	0,3	0,12	0,1
Variante	15	10,25	0,2	0,08	0,65	0,3	0,12	0,1
Variante	16	10,25	0,2	0,08	0,45	0,35	0,12	0,1
Variante	17	10,25	0,2	0,08	0,55	0,35	0,12	0,1
Variante	18	10,25	0,2	0,08	0,65	0,35	0,12	0,1
Variante	19	11,50	0,2	0,08	0,45	0,25	0,12	0,1
Variante	20	11,50	0,2	0,08	0,55	0,25	0,12	0,1
Variante	21	11,50	0,2	0,08	0,65	0,25	0,12	0,1
Variante	22	11,50	0,2	0,08	0,45	0,3	0,12	0,1
Variante	23	11,50	0,2	0,08	0,55	0,3	0,12	0,1
Variante	24	11,50	0,2	0,08	0,65	0,3	0,12	0,1
Variante	25	11,50	0,2	0,08	0,45	0,35	0,12	0,1
Variante	26	11,50	0,2	0,08	0,55	0,35	0,12	0,1
Variante	27	11,50	0,2	0,08	0,65	0,35	0,12	0,1

Tabella 2.8 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.3 e composizioni relative (gruppo 5) [5].

AlSi10MnMg0.2 - gruppo 6		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	9,00	0,2	0,02	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	2	9,00	0,2	0,02	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	3	9,00	0,2	0,02	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	4	9,00	0,2	0,02	0,45	0,2	0,05	0,1
Variante	5	9,00	0,2	0,02	0,55	0,2	0,05	0,1
Variante	6	9,00	0,2	0,02	0,65	0,2	0,05	0,1
Variante	7	9,00	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	8	9,00	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	9	9,00	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	10	10,25	0,2	0,02	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	11	10,25	0,2	0,02	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	12	10,25	0,2	0,02	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	13	10,25	0,2	0,02	0,45	0,2	0,05	0,1
Variante	14	10,25	0,2	0,02	0,55	0,2	0,05	0,1
Variante	15	10,25	0,2	0,02	0,65	0,2	0,05	0,1
Variante	16	10,25	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	17	10,25	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	18	10,25	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	19	11,50	0,2	0,02	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	20	11,50	0,2	0,02	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	21	11,50	0,2	0,02	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	22	11,50	0,2	0,02	0,45	0,2	0,05	0,1
Variante	23	11,50	0,2	0,02	0,55	0,2	0,05	0,1
Variante	24	11,50	0,2	0,02	0,65	0,2	0,05	0,1
Variante	25	11,50	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	26	11,50	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	27	11,50	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1

Tabella 2.9 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.2 e composizioni relative (gruppo 6) [5].

AlSi10MnMg0.2 - gruppo 7		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	9,00	0,25	0,02	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	2	9,00	0,25	0,02	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	3	9,00	0,25	0,02	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	4	9,00	0,25	0,02	0,45	0,2	0,05	0,1
Variante	5	9,00	0,25	0,02	0,55	0,2	0,05	0,1
Variante	6	9,00	0,25	0,02	0,65	0,2	0,05	0,1
Variante	7	9,00	0,25	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	8	9,00	0,25	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	9	9,00	0,25	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	10	10,25	0,25	0,02	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	11	10,25	0,25	0,02	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	12	10,25	0,25	0,02	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	13	10,25	0,25	0,02	0,45	0,2	0,05	0,1
Variante	14	10,25	0,25	0,02	0,55	0,2	0,05	0,1
Variante	15	10,25	0,25	0,02	0,65	0,2	0,05	0,1
Variante	16	10,25	0,25	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	17	10,25	0,25	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	18	10,25	0,25	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	19	11,50	0,25	0,02	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	20	11,50	0,25	0,02	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	21	11,50	0,25	0,02	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	22	11,50	0,25	0,02	0,45	0,2	0,05	0,1
Variante	23	11,50	0,25	0,02	0,55	0,2	0,05	0,1
Variante	24	11,50	0,25	0,02	0,65	0,2	0,05	0,1
Variante	25	11,50	0,25	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	26	11,50	0,25	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	27	11,50	0,25	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1

Tabella 2.10 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.2 e composizioni relative (gruppo 7) [5].

AlSi10MnMg0.2 - gruppo 8		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	9,00	0,2	0,08	0,6	0,15	0,05	0,1
Variante	2	9,00	0,2	0,08	0,7	0,15	0,05	0,1
Variante	3	9,00	0,2	0,08	0,8	0,15	0,05	0,1
Variante	4	9,00	0,2	0,08	0,6	0,20	0,05	0,1
Variante	5	9,00	0,2	0,08	0,7	0,20	0,05	0,1
Variante	6	9,00	0,2	0,08	0,8	0,20	0,05	0,1
Variante	7	9,00	0,2	0,08	0,6	0,25	0,05	0,1
Variante	8	9,00	0,2	0,08	0,7	0,25	0,05	0,1
Variante	9	9,00	0,2	0,08	0,8	0,25	0,05	0,1
Variante	10	10,25	0,2	0,08	0,6	0,15	0,05	0,1
Variante	11	10,25	0,2	0,08	0,7	0,15	0,05	0,1
Variante	12	10,25	0,2	0,08	0,8	0,15	0,05	0,1
Variante	13	10,25	0,2	0,08	0,6	0,20	0,05	0,1
Variante	14	10,25	0,2	0,08	0,7	0,20	0,05	0,1
Variante	15	10,25	0,2	0,08	0,8	0,20	0,05	0,1
Variante	16	10,25	0,2	0,08	0,6	0,25	0,05	0,1
Variante	17	10,25	0,2	0,08	0,7	0,25	0,05	0,1
Variante	18	10,25	0,2	0,08	0,8	0,25	0,05	0,1
Variante	19	11,50	0,2	0,08	0,6	0,15	0,05	0,1
Variante	20	11,50	0,2	0,08	0,7	0,15	0,05	0,1
Variante	21	11,50	0,2	0,08	0,8	0,15	0,05	0,1
Variante	22	11,50	0,2	0,08	0,6	0,20	0,05	0,1
Variante	23	11,50	0,2	0,08	0,7	0,20	0,05	0,1
Variante	24	11,50	0,2	0,08	0,8	0,20	0,05	0,1
Variante	25	11,50	0,2	0,08	0,6	0,25	0,05	0,1
Variante	26	11,50	0,2	0,08	0,7	0,25	0,05	0,1
Variante	27	11,50	0,2	0,08	0,8	0,25	0,05	0,1

Tabella 2.11 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.2 e composizioni relative (gruppo 8) [5].

AlSi10MnMg0.2 - gruppo 8.1		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	9,00	0,3	0,08	0,6	0,15	0,05	0,1
Variante	2	9,00	0,3	0,08	0,7	0,15	0,05	0,1
Variante	3	9,00	0,3	0,08	0,8	0,15	0,05	0,1
Variante	4	9,00	0,3	0,08	0,6	0,20	0,05	0,1
Variante	5	9,00	0,3	0,08	0,7	0,20	0,05	0,1
Variante	6	9,00	0,3	0,08	0,8	0,20	0,05	0,1
Variante	7	9,00	0,3	0,08	0,6	0,25	0,05	0,1
Variante	8	9,00	0,3	0,08	0,7	0,25	0,05	0,1
Variante	9	9,00	0,3	0,08	0,8	0,25	0,05	0,1
Variante	10	10,25	0,3	0,08	0,6	0,15	0,05	0,1
Variante	11	10,25	0,3	0,08	0,7	0,15	0,05	0,1
Variante	12	10,25	0,3	0,08	0,8	0,15	0,05	0,1
Variante	13	10,25	0,3	0,08	0,6	0,20	0,05	0,1
Variante	14	10,25	0,3	0,08	0,7	0,20	0,05	0,1
Variante	15	10,25	0,3	0,08	0,8	0,20	0,05	0,1
Variante	16	10,25	0,3	0,08	0,6	0,25	0,05	0,1
Variante	17	10,25	0,3	0,08	0,7	0,25	0,05	0,1
Variante	18	10,25	0,3	0,08	0,8	0,25	0,05	0,1
Variante	19	11,50	0,3	0,08	0,6	0,15	0,05	0,1
Variante	20	11,50	0,3	0,08	0,7	0,15	0,05	0,1
Variante	21	11,50	0,3	0,08	0,8	0,15	0,05	0,1
Variante	22	11,50	0,3	0,08	0,6	0,20	0,05	0,1
Variante	23	11,50	0,3	0,08	0,7	0,20	0,05	0,1
Variante	24	11,50	0,3	0,08	0,8	0,20	0,05	0,1
Variante	25	11,50	0,3	0,08	0,6	0,25	0,05	0,1
Variante	26	11,50	0,3	0,08	0,7	0,25	0,05	0,1
Variante	27	11,50	0,3	0,08	0,8	0,25	0,05	0,1

Tabella 2.12 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi10MnMg0.2 e composizioni relative (gruppo 8.1) [5].

AlSi8MnMg0.3 - gruppo 9		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	7,50	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	2	7,50	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	3	7,50	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	4	7,50	0,2	0,02	0,45	0,30	0,05	0,1
Variante	5	7,50	0,2	0,02	0,55	0,30	0,05	0,1
Variante	6	7,50	0,2	0,02	0,65	0,30	0,05	0,1
Variante	7	7,50	0,2	0,02	0,45	0,35	0,05	0,1
Variante	8	7,50	0,2	0,02	0,55	0,35	0,05	0,1
Variante	9	7,50	0,2	0,02	0,65	0,35	0,05	0,1
Variante	10	8,25	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	11	8,25	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	12	8,25	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	13	8,25	0,2	0,02	0,45	0,30	0,05	0,1
Variante	14	8,25	0,2	0,02	0,55	0,30	0,05	0,1
Variante	15	8,25	0,2	0,02	0,65	0,30	0,05	0,1
Variante	16	8,25	0,2	0,02	0,45	0,35	0,05	0,1
Variante	17	8,25	0,2	0,02	0,55	0,35	0,05	0,1
Variante	18	8,25	0,2	0,02	0,65	0,35	0,05	0,1
Variante	19	9,00	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	20	9,00	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	21	9,00	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	22	9,00	0,2	0,02	0,45	0,30	0,05	0,1
Variante	23	9,00	0,2	0,02	0,55	0,30	0,05	0,1
Variante	24	9,00	0,2	0,02	0,65	0,30	0,05	0,1
Variante	25	9,00	0,2	0,02	0,45	0,35	0,05	0,1
Variante	26	9,00	0,2	0,02	0,55	0,35	0,05	0,1
Variante	27	9,00	0,2	0,02	0,65	0,35	0,05	0,1

Tabella 2.13 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi8MnMg0.3 e composizioni relative (gruppo 9) [5].

AlSi8MnMg0.3 - gruppo 10		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	7,50	0,2	0,02	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	2	7,50	0,2	0,02	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	3	7,50	0,2	0,02	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	4	7,50	0,2	0,02	0,45	0,20	0,05	0,1
Variante	5	7,50	0,2	0,02	0,55	0,20	0,05	0,1
Variante	6	7,50	0,2	0,02	0,65	0,20	0,05	0,1
Variante	7	7,50	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	8	7,50	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	9	7,50	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	10	8,25	0,2	0,02	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	11	8,25	0,2	0,02	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	12	8,25	0,2	0,02	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	13	8,25	0,2	0,02	0,45	0,20	0,05	0,1
Variante	14	8,25	0,2	0,02	0,55	0,20	0,05	0,1
Variante	15	8,25	0,2	0,02	0,65	0,20	0,05	0,1
Variante	16	8,25	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	17	8,25	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	18	8,25	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	19	9,00	0,2	0,02	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	20	9,00	0,2	0,02	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	21	9,00	0,2	0,02	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	22	9,00	0,2	0,02	0,45	0,20	0,05	0,1
Variante	23	9,00	0,2	0,02	0,55	0,20	0,05	0,1
Variante	24	9,00	0,2	0,02	0,65	0,20	0,05	0,1
Variante	25	9,00	0,2	0,02	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	26	9,00	0,2	0,02	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	27	9,00	0,2	0,02	0,65	0,25	0,05	0,1

Tabella 2.14 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi8MnMg0.3 e composizioni relative (gruppo 10) [5].

AlSi8MnMg0.3 - gruppo 11		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Variante	1	7,50	0,2	0,25	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	2	7,50	0,2	0,25	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	3	7,50	0,2	0,25	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	4	7,50	0,2	0,25	0,45	0,20	0,05	0,1
Variante	5	7,50	0,2	0,25	0,55	0,20	0,05	0,1
Variante	6	7,50	0,2	0,25	0,65	0,20	0,05	0,1
Variante	7	7,50	0,2	0,25	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	8	7,50	0,2	0,25	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	9	7,50	0,2	0,25	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	10	8,25	0,2	0,25	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	11	8,25	0,2	0,25	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	12	8,25	0,2	0,25	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	13	8,25	0,2	0,25	0,45	0,20	0,05	0,1
Variante	14	8,25	0,2	0,25	0,55	0,20	0,05	0,1
Variante	15	8,25	0,2	0,25	0,65	0,20	0,05	0,1
Variante	16	8,25	0,2	0,25	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	17	8,25	0,2	0,25	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	18	8,25	0,2	0,25	0,65	0,25	0,05	0,1
Variante	19	9,00	0,2	0,25	0,45	0,15	0,05	0,1
Variante	20	9,00	0,2	0,25	0,55	0,15	0,05	0,1
Variante	21	9,00	0,2	0,25	0,65	0,15	0,05	0,1
Variante	22	9,00	0,2	0,25	0,45	0,20	0,05	0,1
Variante	23	9,00	0,2	0,25	0,55	0,20	0,05	0,1
Variante	24	9,00	0,2	0,25	0,65	0,20	0,05	0,1
Variante	25	9,00	0,2	0,25	0,45	0,25	0,05	0,1
Variante	26	9,00	0,2	0,25	0,55	0,25	0,05	0,1
Variante	27	9,00	0,2	0,25	0,65	0,25	0,05	0,1

Tabella 2.15 - Lista delle varianti di leghe del sottosistema AlSi8MnMg0.3 e composizioni relative (gruppo 11) [5].

3. Software Thermo-Calc [8].

Il software Thermo-Calc è un sofisticato pacchetto di database e interfaccia di programmazione utilizzato per eseguire calcoli termodinamici. Può calcolare equilibri di fase complessi omogenei ed eterogenei e tracciarne i risultati sotto forma di diagrammi di proprietà e diagrammi di fase.
Il software Thermo-Calc supporta pienamente modelli e database di soluzioni stechiometriche e non ideali. Questi modelli e database possono essere utilizzati per eseguire calcoli su un'ampia varietà di materiali come acciai, leghe, scorie, sali, ceramiche, saldature, polimeri, soluzioni acquose subcritiche, soluzioni di elettroliti supercritici, gas non ideali e fluidi idrotermali o sostanze organiche.
I calcoli tengono conto di un'ampia gamma di condizioni di temperatura, pressione e composizione.
Fra le numerose applicazioni possibili del software Thermo-Calc sono state utilizzate: Equilibrium Calculator e Scheil Calculator.
Quando si parla di equilibrio, si intende la definizione delle quantità e composizioni di una o più fasi che hanno l'energia minima di Gibbs a una data temperatura e pressione. Un prerequisito per un calcolo corretto dell'equilibrio è che il numero di gradi di libertà secondo la regola della fase di Gibbs sia zero. Ciò significa che è necessario impostare il giusto numero di condizioni indipendenti per poter calcolare con successo un equilibrio.
Di particolare interesse è l'applicazione relativa alle simulazioni di trasformazioni di non equilibrio, ossia la simulazione di solidificazione di Scheil-Gulliver.
Nel programma, le simulazioni di solidificazione Scheil-Gulliver disponibili sono:

- Scheil Classico;
- Scheil con retrodiffusione nella fase primaria;
- Scheil con intrappolamento di soluti.

Inoltre, sono disponibili opzioni di configurazione con veloci diffusori per i modelli a diffusione classica e a retrodiffusione. La simulazione utilizzata per questo elaborato è quella di Scheil Classico.
La simulazione di Scheil è basata sul noto modello Scheil-Gulliver e prevede le seguenti ipotesi:

- Si presume che la diffusione nella fase liquida sia molto veloce, cioè infinitamente veloce.
- La diffusione nelle fasi solide è così lenta da poter essere ignorata, cioè si presume che la diffusione sia zero.
- L'interfaccia liquido/solido è in equilibrio termodinamico.

In questa simulazione di Scheil la temperatura viene ridotta gradualmente. Quando la temperatura scende al di sotto della temperatura di liquidus, viene calcolata la quantità di equilibrio e la composizione della fase solida e liquida. La fase solida viene rimossa dal sistema e solo la quantità e la composizione della fase liquida vengono utilizzate per la fase di calcolo successiva a una temperatura inferiore. Di nuovo, viene calcolata la quantità di equilibrio e la composizione della fase solida e liquida e di nuovo la fase solida viene rimossa dal sistema per la fase successiva. Questa procedura viene ripetuta fino alla scomparsa dell'ultima frazione di liquido. Questa procedura di calcolo equivale ad assumere che non vi sia diffusione in fase solida e diffusione infinitamente veloce di tutti gli elementi in fase liquida. È stato dimostrato che è una buona approssimazione della solidificazione della maggior parte delle leghe come leghe di nichel, leghe di rame, leghe di alluminio, leghe di magnesio e altre. Tuttavia, nei materiali con elementi interstiziali, come il carbonio, ignorare la diffusione nel solido provoca discrepanze con i risultati sperimentali. Gli elementi interstiziali hanno velocità di diffusione molto più elevate. L'ipotesi di non diffusione nella fase solida durante la solidificazione non è quindi corretta al massimo con velocità di solidificazione su scala industriale o di laboratorio.

3.1. Teoria della solidificazione in condizioni di equilibrio.

La solidificazione è un processo di trasformazione dallo stato liquido a quello solido. Quando si parla di solidificazione in equilibrio si intende un processo di solidificazione in cui, in ogni momento, il sistema è più o meno in condizioni di equilibrio. Questo approccio, tipicamente, è riferito ad una situazione in cui la solidificazione avviene lentamente; ciò significa che l'estrazione del calore avviene in modo unidirezionale e con la minima velocità, ossia, vi è un raffreddamento molto lento. In verità, il termine Equilibrium può apparire improprio: infatti, la solidificazione da una fase (liquida) ad un'altra (solida) comporta un unico verso e direzione mentre l'equilibrio, per definizione, comporta due versi opposti alla stessa velocità. Ad ogni modo, ciò che ci si propone di analizzare è la solidificazione ad una velocità di raffreddamento molto bassa, tale per cui si è in prossimità della solidificazione dell'equilibrio.

Per chiarire il fenomeno della solidificazione dell'equilibrio si prenda come riferimento una parte di un diagramma generico di equilibrio binario, in cui gli elementi sono completamente solubili fra loro in ogni proporzione allo stato liquido, ma solo in parte allo stato solido.

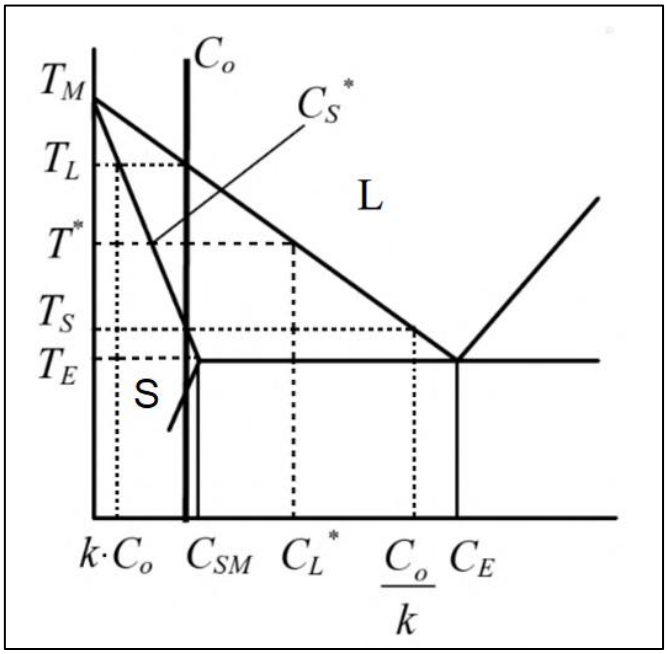


Figura 3.1 - Diagramma di fase binario generico [9].

Gli aspetti chiave dello schema sono:

- La curva di liquidus e di solidus è, in prima approssimazione, lineare.
- La linea superiore, detta *linea di liquidus*, ottenuta dall'unione di tutti i punti rappresentativi della composizione media del liquido alle temperature di inizio solidificazione;
- La linea inferiore, detta *linea di solidus*, ottenuta dall'unione di tutti i punti rappresentativi della composizione media del solido alle temperature di fine solidificazione;
- La regione contrassegnata con la lettera L è caratterizzata dalla fase liquida uniforme;
- La regione compresa tra le due curve di liquidus e di solidus è caratterizzata da una miscela uniforme di liquido e solido;
- La regione contrassegnata con la lettera S è caratterizzata dalla fase solida uniforme;
- La composizione del sistema è pari a C_0;
- La costante k è pari a C_S/C_L.

All'inizio del processo di solidificazione, la lega di composizione C_0 è allo stato liquido, nella regione contrassegnata con la lettera L; attraverso un raffreddamento estremamente lento, la temperatura del metallo liquido decresce fino al valore T_L. È fondamentale ricordare che, durante il processo di solidificazione, la composizione del sistema non cambia, resta C_0. L'intersezione fra la linea di liquidus e la l'isoterma T_L definisce il punto di inizio di solidificazione in cui si innesca il processo: la composizione della fase liquida risulta essere $C_L = C_0$ e la composizione della fase solida pari a $C_S = k \cdot C_0$.

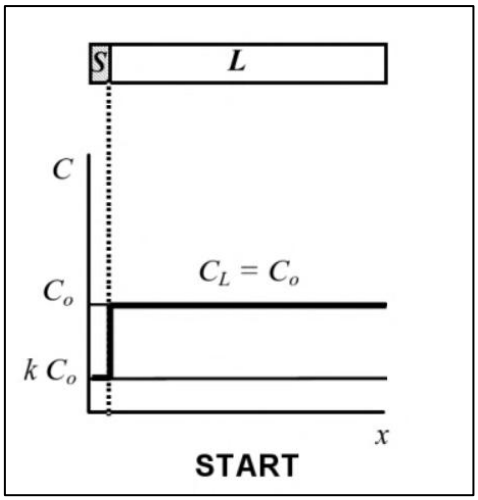


Figura 3.2 - Ridistribuzione del soluto di equilibrio nell'istante iniziale della solidificazione direzionale [9].

Successivamente, facendo riferimento ad una generica situazione in cui il sistema è alla temperatura intermedia T^*, si è in presenza di una regione bifasica in cui convivono la fase solida, la cui composizione è indicata con $C_S^* > k \cdot C_0$ e il metallo liquido, la cui composizione è indicata con $C_L^* > C_0$ [9].
In questa dinamica, per poter considerare la solidificazione in condizioni di equilibrio, le assunzioni sono state:

- Raffreddamento infinitamente lento;
- In ogni momento, la composizione della fase solida e della fase liquida è uniforme. Ciò significa, che alla temperatura T^* l'intera fase liquida ha la stessa composizione pari a C_L^* mentre l'intera fase solida ha egual composizione pari a C_S^*.
- La composizione media della fase liquida segue la linea di liquidus;
- La composizione media della fase solida segue la linea di solidus.

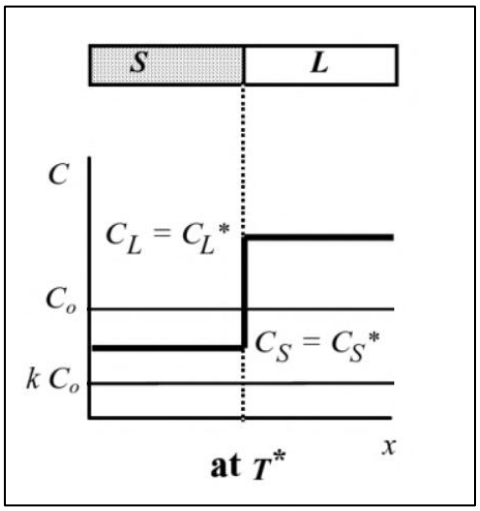


Figura 3.3 - Ridistribuzione del soluto di equilibrio in un istante generico della solidificazione direzionale [9].

L'aspetto principale nell'evoluzione del processo è il criterio di conservazione della quantità di soluto che migra dal liquido al solido mediante il processo di diffusione.
Nell'ipotesi in cui l'interfaccia fra liquido e solido si muova lentamente, ossia, assumendo che la velocità di raffreddamento sia infinitamente bassa, il soluto insito nel liquido si trasferisce nel solido. Ciò risulta più evidente ad un tempo intermedio (T^*), in cui la forma delle due aree, rappresentanti la quantità di soluto, è la stessa.
È possibile formalizzare l'equilibrio relativo alla conservazione del soluto mediante la seguente equazione [9]:

$$C_s f_S + C_L f_L = C_0 \quad \text{con} \quad f_S + f_L = 1 \qquad (1)$$

Si ricordi che f_S e f_L sono rispettivamente la frazione di massa solida e la frazione di massa liquida. Poiché $C_S = k \cdot C_L$ la composizione del solido sarà pari a:

$$C_S = \frac{kC_0}{1-(1-k)f_S} \qquad (2)$$

Quest'ultima equazione è la cosiddetta regola della leva dell'equilibrio.

Infine, quando la solidificazione è pressoché ultimata, per via dei processi diffusivi, la composizione del solido C_S sarà uniforme per l'intero elemento di volume e uguale alla composizione iniziale del liquido.

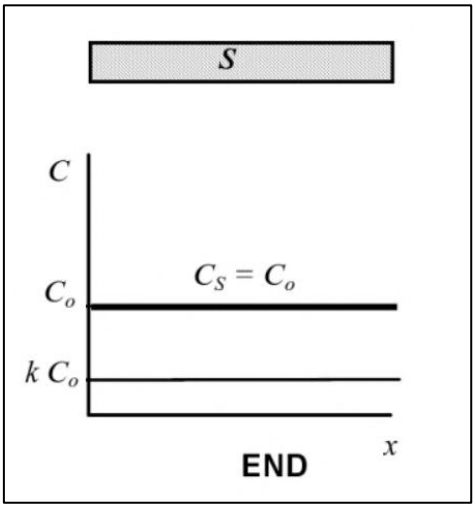


Figura 3.4 - Ridistribuzione del soluto di equilibrio nell'istante finale della solidificazione direzionale [9].

Bisogna precisare che il materiale è omogeneo solamente prima e dopo la solidificazione.
Nel caso generale in cui la densità del solido e del liquido sia differente ($\rho_S \neq \rho_L$) è possibile ricavare un'equazione che tenga conto di questa differenza, utilizzando le frazioni volumetriche, g_S e g_L, piuttosto che le frazioni di massa [9].
In questo modo l'equazione relativa alla regola della leva sarà:

$$C_S = \frac{1 - \left(1 - \frac{\rho_S}{\rho_L}\right) g_S}{1 - \left(1 - k\frac{\rho_S}{\rho_L}\right) g_S} k C_0 \qquad (3)$$

3.2. Teoria della solidificazione in condizioni di non-equilibrio.

L'approccio allo studio della solidificazione in condizioni di non equilibrio prevede diverse possibilità:

- Assenza di diffusione nel solido e perfetta miscelazione nel liquido.
- Assenza di diffusione nel solido e parziale miscelazione nel liquido.
- Parziale diffusione nel solido e perfetta miscelazione nel liquido.
- Parziale di diffusione nel solido e nel liquido.

Fra queste, il primo caso è quello che viene definito come solidificazione di Scheil-Gulliver, così propriamente detta per via delle equazioni che descrivono tale processo termodinamico, elaborate dai due fisici. La caratteristica principale di questo modello è l'assenza del fenomeno della diffusione nella fase solida della lega ($D_S = 0$) unitamente ad una perfetta miscelazione della composizione nella fase liquida; ciò significa che la diffusione nella fase liquida viene assunta come infinitamente veloce ($D_L = \infty$).
Per miscelazione perfetta si intende che, in qualsiasi momento, la composizione del liquido sia uniforme. Contrariamente, la composizione della fase solida può essere differente da un punto all'altro, poiché non vi è diffusione. Relativamente a quest'ultimo aspetto, bisogna precisare che la composizione del solido non cambia localmente, nel tempo; quindi, vi saranno punti diversi della fase solida con composizione differenti ma costanti nel tempo. Riassumendo, le assunzioni di base di questo modello sono:

- Le curve di solidus e di liquidus sono lineari, ossia, il rapporto fra la composizione di solidus e di liquidus è costante ($k = C_S/C_L$);
- La composizione della fase liquida, in ogni momento, è uniforme;
- L'assenza di diffusione nella fase solida;
- Nell'interfaccia solido-liquido vi è un equilibrio locale. Ciò significa che la temperatura all'interfaccia è prossima alla temperatura di fusione dell'equilibrio;
- La composizione della fase liquida segue la linea di liquidus;
- La composizione del solido cambia in funzione dell'avanzamento del processo di solidificazione durante il decremento della temperatura.

Per chiarire il fenomeno, si prenda nuovamente come riferimento il medesimo diagramma di equilibrio binario generico in Figura 3.1. La lega di composizione C_0 è allo stato liquido, nella regione contrassegnata con la lettera L; attraverso un rapido raffreddamento, la temperatura del metallo liquido decresce fino al valore T_L. In questo preciso istante, inizia il processo di solidificazione e vi sarà un principio di generazione della fase solida la cui composizione sarà $k \cdot C_0$. La composizione della fase liquida, invece, viene indicata con C_L^* che, nel primo istante del processo, assumerà valore pari a C_0. Inizialmente, quindi, il processo segue il medesimo principio della solidificazione dell'equilibrio; perciò, il profilo della composizione può essere schematizzato come rappresentato dalla figura seguente.

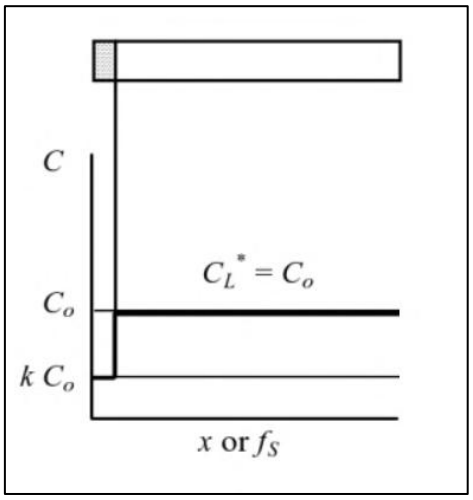


Figura 3.5 - Ridistribuzione del soluto, nell'istante iniziale, per una solidificazione in condizioni di non-equilibrio [9].

Da qui in avanti, il processo seguirà un'evoluzione differente rispetto alla solidificazione all'equilibrio. Dal preciso momento in cui la solidificazione inizia ad avere luogo, il valore della composizione della fase solida identificato sulla linea di solidus farà riferimento solamente allo strato superficiale; ciò significa che tali valori sulla linea di solidus corrisponderanno precisamente e solamente a quelli relativi all'interfaccia fra la fase solida e la fase liquida, durante la solidificazione, e non alla composizione solida dell'intero sistema.
Si tratta della condizione assunta in precedenza, relativamente all'equilibrio locale all'interfaccia solido-liquido. Inoltre, poiché è stato assunto che la diffusione nella fase solida è nulla, la composizione di tale fase, nella prima porzione generata, non cambia, perciò, resta pari al valore relativo alla fase iniziale del processo ($k \cdot C_0$). Dunque, ad un tempo intermedio, quando la temperatura è pari a T^*, la composizione del solido formatosi in questa fase (C_S^*) avrà un contenuto di soluto più alto rispetto al solido generatosi nella fase iniziale della solidificazione ($k \cdot C_0$).

Nel liquido, invece, resta valida l'assunzione per cui vi è una perfetta miscelazione della composizione: quindi, la concentrazione dell'intera fase liquida sarà pari a C_L^*.
Finché la concentrazione del solido sarà inferiore a C_0 allora vi sarà parte del soluto che non resterà trattenuto in soluzione e verrà espulso nel liquido. In questo modo, verrà a stabilirsi un gradiente di concentrazione fra la composizione solida iniziale ($k \cdot C_0$) e la composizione solida al tempo intermedio (C_S^*). Quindi, la concentrazione del soluto all'interno del liquido aumenta progressivamente con l'avanzare della solidificazione. Lo schema seguente descrive la situazione ad un tempo intermedio (ad una temperatura intermedia T^*): il nuovo strato di solido formato (df_S) ha una concentrazione maggiore dello strato solido precedente ma inferiore a C_0, perciò, una parte della quantità di soluto viene espulsa nel liquido con conseguente aumento della concentrazione del liquido (C_L^*) di una quantità pari a dC_L.

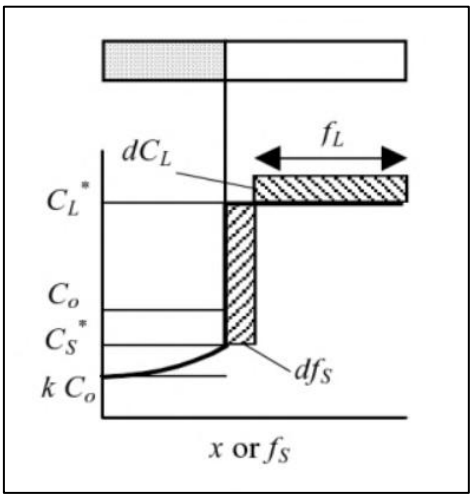


Figura 3.6 - Ridistribuzione del soluto, nell'istante generico, per una solidificazione in condizioni di non-equilibrio [9].

Dunque, è possibile ricavare l'equazione della composizione del solido generato in funzione della frazione solida [9], uguagliando la quantità di soluto espulso nel liquido, conseguentemente alla formazione di df_S, con l'incremento di soluto nel liquido:

$$(C_L^* - C_s^*)\, df_S = (1 - f_s)\, dC_L \qquad (4)$$

Si tratta di una equazione che pone in relazione la concentrazione di soluto con la distanza (x o f_S). A questo punto, considerando che [9]:

- $C_L = C_S/k$
- $dC_L = dC_S/k$

$$\int_0^{f_S} \frac{df_S}{1-f_S} = \frac{1}{1-k} \int_{k \cdot C_0}^{C_S} \frac{dC_S}{C_S} \qquad (5)$$

oppure [9]

$$C_S = k \cdot C_0 (1-f_S)^{k-1} \qquad (6)$$

Quest'ultima equazione è conosciuta come l'equazione di Scheil (recentemente, equazione di Gulliver-Scheil) o regola della leva di non-equilibrio.
La conseguenza principale, quindi, del fenomeno della solidificazione descritta secondo l'equazione di Scheil è quella di ottenere una composizione del solido non uniforme. Facendo riferimento ad un diagramma di fase binario generico, tale fenomeno si concretizza in una modifica relativamente alla canonica linea di solidus: quest'ultima subisce un evoluzione a partire dall'istante in cui si innesca il fenomeno della solidificazione (T_L) fino alla temperatura eutettica (T_E).

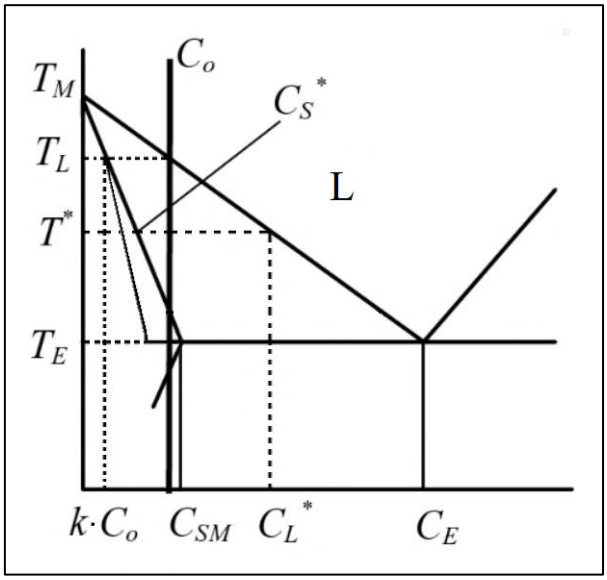


Figura 3.7 - Diagramma di fase binario generico con la linea di solidus in condizioni di non-equilibrio [9].

In ultima analisi, ci si propone di descrivere l'evoluzione finale della solidificazione. Osservando l'equazione di Scheil, si può notare che per $f_S = 1$, la concentrazione del solido sarà pari ad infinito. Ovviamente, questo risulta assurdo per la solidificazione della lega. La spiegazione di questo aspetto è identificabile nel raggiungimento dell'eutettico: la caratteristica dell'equazione di Scheil è quella di raggiungere, sempre, la miscela eutettica (C_E). Quindi, nell'ultimo istante della solidificazione, la fase liquida raggiungerà la composizione eutettica, arrestando il processo (solidificando istantaneamente), mentre la composizione del solido raggiungerà, conseguentemente, il valore pari alla massima solubilità di soluto contenibile (C_{SM}) [9].

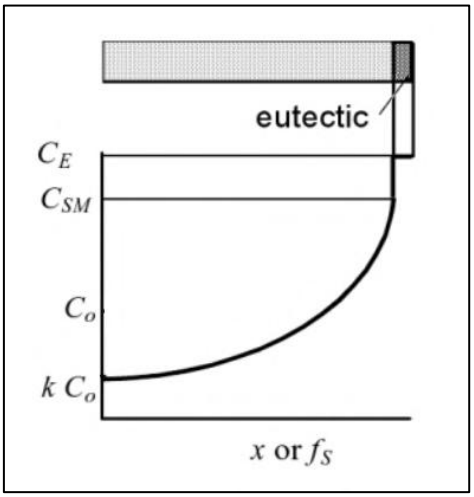


Figura 3.8 - Ridistribuzione del soluto, nell'istante finale, per una solidificazione in condizioni di non-equilibrio [9].

Dunque, nel preciso istante in cui si verifica questa condizione, la divergenza che caratterizza l'equazione di Scheil relativa all'evoluzione della composizione del solido si arresta.

4. Criticità delle materie prime.

Il concetto di sostenibilità relativamente alle scienze ambientali ed economiche è stato introdotto per la prima volta nel 1972 in una conferenza dell'ONU sull'ambiente. Oggi, sostenibilità è un concetto sposato dalle più importanti aziende mondiali e, negli anni, è risultato essere fra le principali caratteristiche intrinseche dei business. Nel settore automotive, il concetto di sostenibilità è principalmente correlato ai consumi che si declina, inevitabilmente, alle caratteristiche di peso dei vari componenti di cui è composto un autoveicolo. Una spinta verso la progettazione leggera per la riduzione dei consumi è stata prodotta dalle nuove regolamentazioni che si sono avvicendate negli anni: su tutti, i limiti alle emissioni inquinanti rilevando i grammi di CO_2 emessi per ogni Km percorso. Ridurre gli inquinanti corrisponde al minor consumo di carburante e conseguentemente all'alleggerimento delle autovetture.

Esemplificativo è il progetto Alumax condotto da un team di ingegneri di Aquisgrana, in Germania, volto a realizzare un modello di auto-media, ricavato dall'analisi delle varie automobili sul mercato, che avesse il maggior numero di componenti costitutivi in alluminio, per verificare il risparmio in termini di peso e, conseguentemente, in termini di consumo. Da questo studio, il peso iniziale della vettura di 1340 kg, compreso di guidatore e carburante, raggiunse i 928 kg scegliendo di riprogettare l'auto e sostituendo i componenti che sul mercato fossero reperibili in lega di alluminio.

Dunque, la riduzione del peso è il principale obiettivo dell'intero settore dell'auto così come per il settore dell'e-mobility. Focalizzando l'attenzione sulle leghe leggere che non possono essere sostituite da materiali compositi e polimerici se le temperature di lavoro si attestano intorno ai 250-300°C, si può asserire che abbiano una elevata criticità secondo la Comunità Europea [10].

Affinché una materia prima si possa considerare critica è necessario che soddisfi alcuni valori relativi a indicatori che quantificano una serie di caratteristiche: l'importanza economica (EI), il rischio di approvvigionamento (SR), l'attitudine alla riciclabilità, etc. L'ultimo rapporto stilato dalla Comunità Europea è datato settembre 2020 [10] e viene aggiornato ogni tre anni. Bisogna precisare che, in letteratura, non esiste un metodo riconosciuto, certificato, per la valutazione delle criticità di una materia prima [11, 12].

Recentemente, Hofmann e altri [13] hanno messo alla luce la riluttanza degli esperti di materiali alla valutazione della criticità delle materie prime, pertanto, implementazione del concetto di criticità è stato lasciato alla ricerca e sviluppo dei materiali.

Ferro e altri [14-17] ha sviluppato una procedura per valutare l'indice del materiale che contenesse informazioni relative alla criticità. Ad ogni modo, va sottolineato che il concetto di criticità è molto relativo in quanto dipende dal Paese in cui è formulato. Infatti, vi sono variabili che potrebbero influenzare le caratteristiche precedentemente citate, quali, l'importanza economica e il rischio di approvvigionamento; nello specifico, fattori geopolitici o il progresso tecnologico legato all'elaborazione e riciclo di una materia prima. Si tratta di fattori che variano da Paese a Paese. Altro fattore riguarda la strategicità del settore di riferimento e conseguentemente dei materiali coinvolti in tali settori: a tal proposito, inserendo Difesa e Robotica fra i settori strategici per l'Europa, l'elenco delle materie prime critiche comprende anche titanio e bauxite [18].

In questo senso, seppur l'alluminio non è considerata, per il momento, una materia prima critica, la bauxite ricopre il ruolo centrale per la produzione di alluminio primario. Il magnesio, invece, è già fra i metalli critici per via della quasi completa produzione mondiale localizzata in Cina (87% della domanda globale, nel 2021) [19].

Dunque, il concetto di criticità delle materie prime andrebbe inserito fra le variabili relative alla progettazione.

4.1. Materie prime critiche e valutazione della criticità.

Secondo la Commissione Europea, le materie prime sono classificate sulla base dei valori di rischio di fornitura (SR) e importanza economica (EI); nello specifico, tali valori sono SR ≥ 1 e EI ≥ 2,8 [20]. La Figura 4.1 mostra l'elenco delle materie prime critiche sia del 2017 che del 2020.
Si può osservare la crescita in termini di valori degli indici citati, per tutte le materie prime; ad esempio, scandio e niobio hanno visto aumentare sia l'indice SR che l'indice EI [20]. Infatti, il niobio è fondamentale per la produzione di acciai inossidabili e superleghe, spendibili nelle tecnologie ritenute strategiche quali, ad esempio, turbine eoliche, stampa 3D, robotica [20]. Anche nel settore delle batterie elettriche, il niobio ha un largo impiego.
Va aggiunto che nell'arco dei tre anni presi in considerazione, il numero delle materie prime critiche è cresciuto e fra queste si nota la bauxite, il titanio ed il litio.

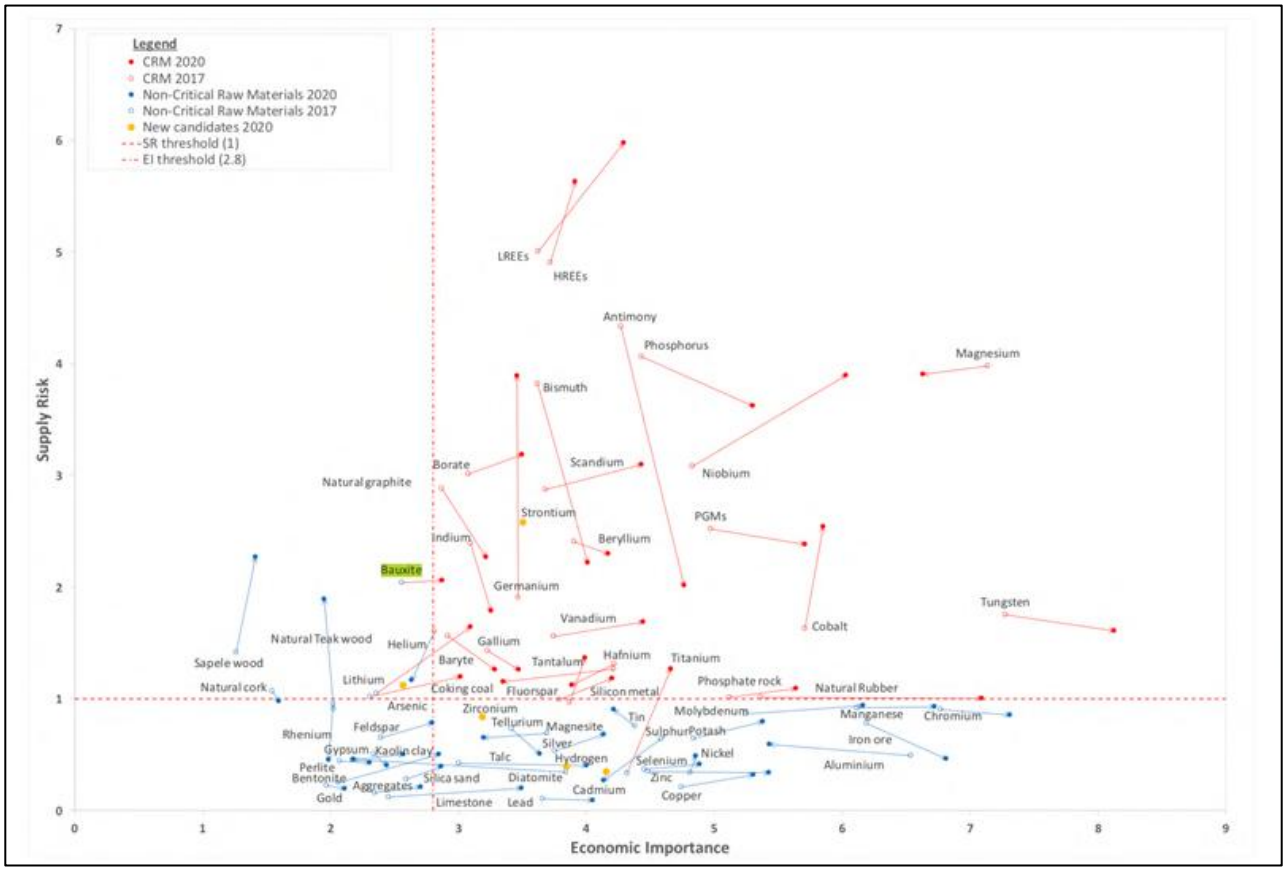


Figura 4.1 - Classificazione europea delle materie prime in accordo con i valori di EI e SR: elenco 2017 vs elenco 2020 [20].

Dunque, osservando il grafico, tutti i metalli leggeri (alluminio primario derivante dalla bauxite, titanio, magnesio) sono considerati critici.

La criticità legata alle materie prime è una problematica complessa che non può essere ridotta alla definizione di due soli indicatori quali SR ed EI [20]. Pertanto, è necessario che vengano considerati anche altri aspetti della criticità relativa alle materie prime ed essere quantificati. Servirebbero, quindi, ulteriori indicatori come il rischio di abbondanza, il rischio geopolitico di approvvigionamento, il rischio ambientale legato al Paese di provenienza della materia prima, infine, il grado di riciclo a fine vita [20]. Per poter utilizzare tutti questi indicatori nella progettazione, è importante riuscire a formalizzare una procedura di aggregazione [18] in modo da ridurre tutti gli indicatori di criticità in un indicatore generale per ciascuna materia prima critica.

Un modo potrebbe essere quello di ricavare il valore normalizzato di ciascun indice, così da ridurli tutti in un'unica scala; a questo punto, si potrebbe realizzare una ponderazione per ciascuno degli indici in accordo con la gravità percepita di ciascuna criticità [20]. Per finire, le misure dovrebbero essere sommate così da fornire l'indicatore generale [20].

Nell'approccio adottato dal Progetto SALEMA, l'indicatore di criticità per una materia prima critica i-esima ($CI_{CRM\text{-}i}$) [20] è ottenuto mediando i diversi indici di criticità normalizzati come segue:

$$CI_{CRM_i} = \frac{k_{ARL}ARL_i + k_{SGR}SGR_i + k_{ECR}ECR_i + k_{NSR}NSR_i + k_{NEI}NEI_i + k_{RDI}RDI_i}{6} \qquad (7)$$

dove:

- k è un coefficiente adimensionale il cui valore è compreso tra 0 e 1, in funzione della gravità relativa alla criticità corrispondente;
- ARL_i è il valore normalizzato del livello di rischio di abbondanza relativo alla materia prima critica i;
- SGR_i è il valore normalizzato del rischio di reperimento e geopolitico relativo alla materia prima critica i;
- ECR_i è il valore normalizzato del rischio ambientale per il Paese relativo alla materia prima critica i;
- NSRi è il valore normalizzato del rischi di approvvigionamento relativo alla materia prima critica i;
- NEI_i è il valore normalizzato dell'indice di importanza economica relativo alla materia prima critica i;
- RDI_i è il valore normalizzato dell'indice di riciclo relativo alla materia prima critica i.

Per un maggior approfondimento di ciascuna delle variabile precedentemente elencate si rimanda ai riferimenti [21]. Per quanto riguarda, invece, l'elenco aggiornato al 2020 relativo ai valori degli indici enunciati, di seguito, è riportata la Tabella 4.1.

Si noti come i valori più alti dell'indicatore di criticità generale sia per gli elementi appartenenti ai gruppi delle terre rare leggere e terre rare pesanti, assieme al gruppo dei metalli di palladio.

Evidenziati in giallo, invece, vi sono i materiali principalmente utilizzati per la realizzazione di leghe di alluminio: magnesio, silicio, titanio, stronzio, cobalto.

CRM	ARL	SGR	ECR	NSR	NEI	RDI	CI
Sb	6.22	6.47	6.44	3.22	5.92	3.33	5.27
Ba	3.03	2.15	2.16	2.03	4.09	9.76	3.87
Bx	0.64	1.24	1.18	1.33	3.56	10.00	2.99
Be	5.50	4.56	4.46	3.74	5.22	10.00	5.58
Bi	6.62	7.46	7.44	3.72	5.00	10.00	6.71
B	4.59	2.39	2.39	5.14	4.31	9.76	4.76
Co	4.59	5.38	4.21	4.14	7.40	4.76	5.08
Cc	-	3.73	3.72	1.98	3.78	10.00	-
Fl	3.08	5.17	5.13	1.94	4.15	9.76	4.87
Ga	4.58	7.47	7.44	2.07	4.33	10.00	5.98
Ge	5.68	7.47	7.45	6.32	4.33	9.52	6.80
Hf	5.09	2.64	2.00	1.76	4.84	10.00	4.39
In	7.08	3.09	3.02	2.88	3.90	10.00	4.99
Li	4.44	1.72	1.98	2.68	3.86	10.00	4.11
Mg	1.50	9.18	9.16	6.42	7.49	6.90	6.78
Gr	5.82	5.75	5.76	3.71	4.05	9.29	5.73
Nr	-	2.03	2.00	1.62	8.82	9.76	-
Nb	4.74	8.55	7.63	6.38	7.40	10.00	7.45
Phs	2.71	2.97	2.95	1.82	7.03	5.95	3.91
P	2.71	6.55	6.54	5.84	6.61	10.00	6.37
Sc	4.68	5.93	5.69	5.32	5.52	10.00	6.19
Si	0.00	5.16	5.14	1.93	5.24	10.00	4.58
Ta	5.87	2.70	2.58	2.19	4.98	10.00	4.72
Ti	2.02	0.83	0.88	2.02	5.82	5.48	2.84
V	3.84	3.42	3.34	2.72	5.56	9.52	4.73
W	5.54	7.82	7.80	2.57	10.00	0.00	5.62
Sr	3.26	2.60	1.99	4.42	4.39	10.00	4.44
Ir	10.48	7.84	8.89	5.08	5.21	6.67	7.36
Pd	9.11	3.33	2.99	1.93	8.67	3.33	4.89
Pl	9.12	4.94	5.51	2.62	7.41	4.05	5.61
Rh	8.82	6.11	6.86	3.62	9.25	3.33	6.33
Ru	9.29	8.00	9.08	5.96	5.06	7.38	7.46
Ce	4.02	8.58	8.56	9.69	4.43	9.76	7.51
Nd	4.39	10.00	10.00	9.49	5.96	9.76	8.27
La	4.33	10.00	10.00	9.08	1.91	9.76	7.51
Pr	4.97	8.58	8.56	8.63	5.38	7.62	7.29
Sm	5.15	8.58	8.56	10.00	9.09	9.76	8.52
Eu	5.82	8.58	8.56	4.95	4.06	0.95	5.49
Tb	5.98	8.58	8.56	7.50	5.14	8.57	7.39
Gd	5.22	8.58	8.56	9.20	5.83	9.76	7.86
Er	5.46	8.58	8.56	9.60	3.87	9.76	7.64
Dy	5.23	8.58	8.56	9.59	8.96	10.00	8.49
Y	4.50	8.58	8.56	6.83	4.29	2.62	5.90
Ho	5.86	8.58	8.56	10.00	4.18	9.76	7.82
Tm	6.35	8.58	8.56	10.00	4.18	9.76	7.90
Lu	6.33	8.58	8.56	10.00	4.18	9.76	7.90
Yb	5.53	8.58	8.56	10.00	4.18	9.76	7.77

Tabella 4.1 - Valori degli indicatori di criticità (in giallo, i materiali tipici utilizzati nelle leghe di alluminio) [20].

In una lega generica di alluminio sono presenti diversi elementi, inclusi le materie prime critiche. Per questo motivo, ci si propone di valutare la criticità della lega, utilizzando il seguente indice [20]:

$$CI_A = \sum_{i=1}^{n} CI_{CRM_i} \cdot P_{CRM_i} \qquad (8)$$

dove:

- CI_A è l'indice di criticità della lega;
- n è il numero di materie prime critiche nella composizione chimica della lega;
- $P_{CRM\text{-}i}$ è la quantità in peso della materia prima critica i-esima nella lega.

Bisogna precisare che l'indice di criticità della lega (CI_A) corrisponde ad un valore complessivo per unità di massa; pertanto, l'obiettivo da minimizzare sarà la criticità del componente progettato, che può essere formulato con la relazione seguente [16, 20]:

$$m^* = m \cdot CI_A \qquad (9)$$

dove:

- m* è la criticità dell'intero componente;
- m è la massa del componente;
- CI_A è l'indice di criticità della lega per unità di massa della lega.

4.2. Valutazione dell'indice di criticità [20].

La valutazione dell'indice di criticità segue, quindi, l'approccio descritto nel paragrafo precedente e si concretizza con l'ausilio dello strumento Excel. Infatti, grazie alle funzionalità di tale strumento si rende possibile la quantificazione dell'indice di criticità (CI_A) per ciascuna lega.

Il database contiene informazioni sulla designazione, lo stato e la composizione chimica delle leghe. Gli elementi critici, individuati dal rapporto della Commissione Europea [10], sono colorati in arancione e ne viene indicato il corrispondente valore dell'indice di criticità complessivo (CI_{CRM}), sulla base delle equazioni riportate nel precedente paragrafo e che corrispondono ad i valori indicati nella Tabella 16.

La valutazione CI_A per una specifica lega può essere ottenuta semplicemente inserendo la sua composizione, nel file Excel sopra descritto. Nelle leghe SALEMA è stato sostituito il valore della bauxite con l'alluminio secondario (esente da coefficiente) per indagare l'impatto delle materie prime critiche in un contesto ulteriormente sostenibile. La Figura 4.2 mostra, a titolo esemplificativo, la valutazione di CI_A per la Variante 1 del sistema Al-Mg.

Alloy Designation				Ag	Alsec	Be	Bi	Ce	Cr	Cu
Symbolic and Numeric	Others	Conc	CI_{CRM}:			5,58	6,71	7,51		
SALEMA_Variant 1					95,49					0,03

Chemical composition																
Fe	Ga	Li	Mg	Mn	Ni	Pb	S	Si	Sn	Ti	V	Zn	Co	Sr	Zr	
	5,98	4,11	6,78					4,58		2,84	2,84		5,08	4,44		Critical Index
0,10			2,70	0,95				0,25		0,10		0,04	0,35			0,22

Figura 4.2 - Valutazione del CI_A per la lega Variante 1 nel sistema Al-Mg [20].

5. Colabilità.

Il termine colabilità deriva dall'inglese *castability*, un termine molto generale, con il quale si intende caratterizzare l'attitudine di una lega ad essere soggetta ai processi di fonderia, minimizzando costi, difetti e tempo di produzione. Quindi, si tratta della compatibilità fra requisiti di prodotto e capacità di processo. In generale, sono tre gli aspetti della progettazione di prodotto che influenzano la propria colabilità: la scelta del materiale, la geometria di progetto e le specifiche di qualità.
La Figura 5.1 mostra la complementarità dei due aspetti, la progettazione di prodotto e di processo, che definiscono le variabili principali della colabilità.

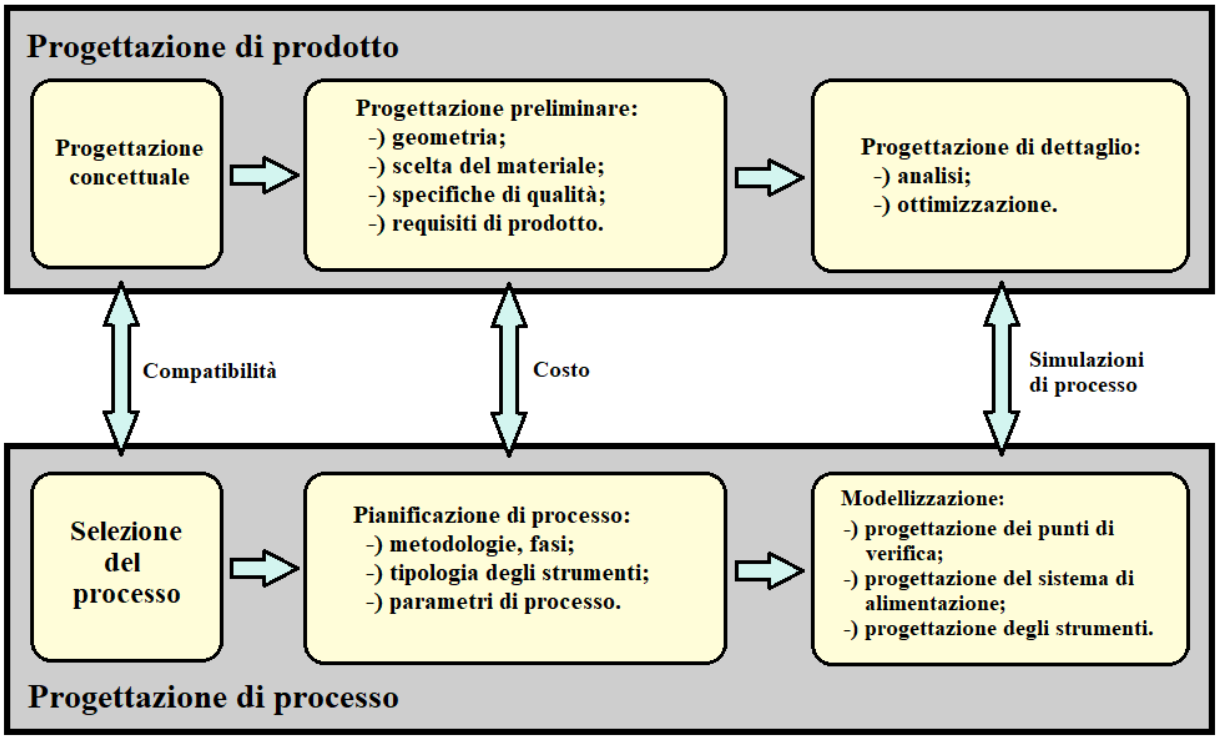


Figura 5.1 - Progettazione integrata processo-prodotto per la colabilità [22].

Ciò che ci si propone di fare, attraverso l'elaborato, è definire possibili alternative di sistemi di lega, in modo da indagare l'aspetto della colabilità relativo alla scelta del materiale.
Così facendo, la colabilità può essere interpretata come una proprietà tecnologica dei metalli e delle leghe, associata ad una varietà di condizioni, parametri e caratteristiche, come possono essere la temperatura di colata, la fluidità, il ritiro di solidificazione, la tendenza alla formazione di sludge, la tendenza al die soldering, la tendenza all'hot tearing.

Dunque, la valutazione della colabilità dei sistemi di lega deve essere definita e ottimizzata, considerando l'effetto risultante dovuto alla combinazione dei seguenti aspetti:

- Fluidità (che, in prima approssimazione, può essere considerate come l'inverso della viscosità);
- Ritiro di solidificazione;
- Tendenza alla formazione di sludge;
- Tendenza allo sviluppo di Die Soldering;
- Tendenza allo sviluppo di Hot tearing.

La valutazione ultima della colabilità deriva, perciò, da una visione integrata di tali caratteristiche, misurate in prove sperimentali, che possono richiedere molto tempo. Per questo motivo, una buona strategia è stata quella di:

- Sviluppare e/o individuare modelli per calcolare queste caratteristiche come funzione della composizione delle leghe;
- Applicare questi modelli a un ampio gruppo di composizioni;
- Associare queste composizioni al corrispondente Indice di Criticità;
- Selezionare sistemi specifici, offrendo (teoricamente) il miglior insieme fra buona colabilità e basse caratteristiche di criticità.

In questo modo, la successiva fase di sperimentazione avrà una base di partenza composta dalle soluzioni ottimali secondo i dettami teorici. Infine, si potrà proseguire con la produzione industriale.

5.1. Fluidità.

La fluidità è una delle principali caratteristiche che qualifica il fenomeno della colabilità.
In fonderia, la fluidità è la distanza alla quale un metallo, quando colato ad una certa temperatura, scorrerà in un determinato stampo di prova prima che venga interrotto dalla solidificazione. Quindi, si tratta di una lunghezza e viene misurata in millimetri. Vi sono numerosi sistemi per la testare le prestazioni di fluidità di un metallo liquido ma sono prove sperimentali che richiedono tempo.
Ciò che è stato fatto, quindi, per ottenere una buona panoramica delle prestazioni di fluidità, è stato di indagare le proprietà di viscosità alle temperature tipiche di processo. Va ricordato che, generalmente, la viscosità viene definita come il reciproco della fluidità; per questo motivo, la viscosità è un parametro molto interessante per poter definire le proprietà di fluidità delle leghe allo stato fuso. In questo specifico caso, il parametro oggetto di indagine è la viscosità cinematica.

5.1.1. Viscosità cinematica.

La viscosità cinematica è un concetto differente dalla viscosità dinamica. La viscosità cinematica misura la resistenza intrinseca del fuso a fluire, quando non vi sono forze esterne che agiscono sul metallo fuso, eccezion fatta per la gravità. La viscosità dinamica, invece, è la resistenza del fuso a fluire, quando il fuso stesso è soggetto all'azione di forze esterne. Dalle definizioni è facilmente intuibile che due fluidi diversi possono avere lo stesso valore di viscosità dinamica ma differenti valori di viscosità cinematica: infatti, i valori cinematici sono dipendenti dalla densità del fluido, un aspetto che resta totalmente indifferente per la viscosità dinamica. È una proprietà termofisica non semplice da quantificare, soprattutto per l'alluminio: molti sono gli studi relativi alla misurazione della viscosità ed i valori possono differire ampiamente.
I principali fattori che contribuiscono maggiormente a queste differenze di valori sono:

- La scelta del metodo di misurazione;
- L'interpretazione, per un dato metodo, dei dati sperimentali al fine di derivare i valori di viscosità;
- La purezza dell'alluminio o delle leghe, includendo inclusioni o precipitati.

Di seguito, vengono menzionati i principali metodi volti alla misurazione della viscosità: il reometro capillare, il viscometro vaso oscillante, il metodo della piastra oscillante, tecnica del crogiolo in rotazione. Da un punto di vista matematico, la viscosità può essere definita come il rapporto fra lo sforzo di taglio e il gradiente di velocità. Da un punto di vista predittivo, la viscosità è una variabile importante per la simulazione della solidificazione dei metalli fusi e la modellazione associata al flusso del fuso. Dunque, l'implementazione di software predittivi come Thermo-Calc può essere effettuata sulla base di modelli che tengano conto delle proprietà termofisiche dei metalli puri e combinandole per prevedere il comportamento delle leghe.

In letteratura, esistono diversi compendi di dati di viscosità per gli elementi; dati sperimentali e analisi teoriche sono pervenuti ad una equazione di tipo Arrhenius per valutare l'effetto della temperatura sulla viscosità [23-24]:

$$\eta_{(t)} = \eta_0 \cdot e^{\left(\frac{E}{RT}\right)} \qquad (10)$$

dove:

- $\eta_{(t)}$ è la viscosità come una funzione della temperatura;
- η_0 è la costante di viscosità;
- E è l'energia di attivazione per il flusso viscoso;
- R è la costante di Boltzmann dei gas (8,3144 $J \cdot K^{-1} \cdot mol^{-1}$);
- T è la temperatura (K).

La letteratura (vedi [25-26]) offre i valori di E, η_0e η (al punto di fusione) per alcuni metalli puri e per l'eutettico Alluminio-Silicio.
Per quanto riguarda le leghe binarie fuse, si può utilizzare l'equazione proposta da Moelwyn-Hughes:

$$\eta = (x_A\eta_A + x_B\eta_B) \cdot (1 - 2x_Ax_B\Omega/RT) \qquad (11)$$

dove:

- η_A e η_B sono i valori della viscosità degli elementi a e b;
- x_A and x_B sono le frazioni molari degli elementi a e b;
- Ω è il parametro di interazione per una soluzione regolare. Se tale parametro è sconosciuto (ad esempio, nella maggior parte dei casi), l'equazione (11) si semplifica, ottenendo

$$\eta = (x_A\eta_A + x_B\eta_B) \qquad (12)$$

Per le leghe con più elementi, l'equazione (12) può essere generalizzata, ottenendo:

$$\eta = \sum_i x_i\eta_i \qquad (13)$$

dove i è l'i-esimo elemento in lega.

Questo è l'approccio su cui si basa il software Thermo-Calc [8], con ulteriori miglioramenti: infatti, i parametri di viscosità sono sviluppati secondo il polinomio di Redlich-Kister, adattando le energie di attivazione, l'automatica conversione dalla viscosità cinematica alla viscosità dinamica attraverso la densità.

L'unità di misura internazionale per la viscosità dinamica è Pascal per secondo (Pa·s), mentre l'unità di misura internazionale per la viscosità cinematica è il rapporto fra metro quadrato e il secondo (m^2/s).

A questo punto, dopo aver assunto tali ipotesi, il software Thermo-Calc permette di ricavare il diagramma della viscosità in funzione della temperatura o della composizione. Un esempio è riportato nella figura seguente (Figura 5.2).

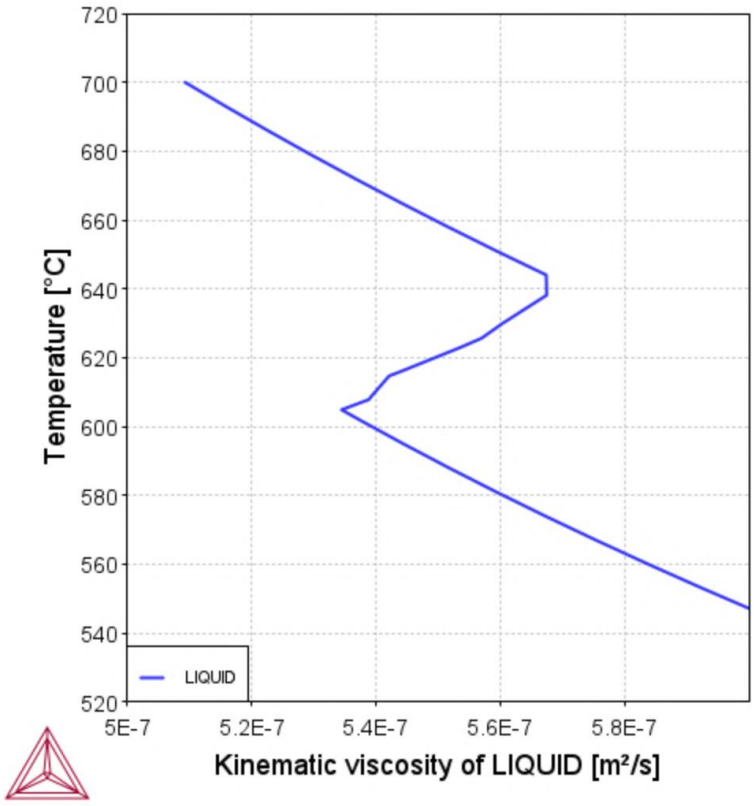


Figura 5.2 - Grafico della viscosità in funzione della temperatura per una data lega (gruppo 1, variante n. 6), mediante il software di Thermo-Calc.

Dunque, per avere una panoramica esaustiva della viscosità (e, conseguentemente, della fluidità) delle leghe in funzione della loro composizione, è possibile eseguire la simulazione mediante Thermo-Calc ed estrarre i risultati con riferimento al campo di temperatura per i processi di pressocolata, ovvero considerando 700°C, 680°C e 650°C. Un esempio è mostrato dalla Tabella 5.1 in cui vengono riportati i valori di viscosità cinematica per la variante 1 del sistema Al-Mg.

Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
$5{,}0825 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2739 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5926 \cdot 10^{-7}$

Tabella 5.1 - Valori di viscosità cinematica calcolati per la variante 1 del sistema di lega Al-Mg.

Nella sezione seguente, verranno presentati i risultati e le relative considerazioni, utilizzando questi modelli e strumenti per i vari insiemi di varianti.

5.1.2. Valutazione della fluidità.

Le Tabelle 5.2 e 5.3 mostrano i valori di viscosità per tutte le varianti dei sistemi di leghe, calcolati a 680°C. I calcoli sono stati eseguiti anche per temperature pari a 650°C e 700°C ma i risultati ottenuti si sono rivelati sostanzialmente simili, con variazioni molto esigue. In verde, vengono evidenziate le varianti di lega con le migliori situazioni.

Varianti		Viscosità cinematica a 680°C [m^2/s] · 10^{-7}	
		Al-Mg – set 1	Al-Mg4-Fe – Set 2
Variante	1	5,2739	5,2514
Variante	2	5,2804	5,2510
Variante	3	5,2870	5,2506
Variante	4	5,2935	5,2579
Variante	5	5,3001	5,2575
Variante	6	5,2853	5,2571
Variante	7	5,3050	5,2644
Variante	8	5,2911	5,2640
Variante	9	5,3108	5,2636
Variante	10	5,2968	5,2462
Variante	11	5,3165	5,2457
Variante	12	5,2494	5,2453
Variante	13	5,2559	5,2527
Variante	14	5,2624	5,2522
Variante	15	5,2689	5,2518
Variante	16	5,2754	5,2592
Variante	17	5,2607	5,2588
Variante	18	5,2803	5,2584
Variante	19	5,2664	5,2409
Variante	20	5,2860	5,2405
Variante	21	5,2721	5,2401
Variante	22	5,2918	5,2474
Variante	23	5,2988	5,2470
Variante	24	5,3054	5,2466
Variante	25	5,3119	5,2539
Variante	26	5,3185	5,2535
Variante	27	5,3251	5,2531
Variante	28	5,3103	5,2698
Variante	29	5,3301	5,2694
Variante	30	5,3160	5,2689
Variante	31	5,3359	5,2764
Variante	32	5,3218	5,2759
Variante	33	5,3417	5,2755
Variante	34	5,2712	5,2829
Variante	35	5,2777	5,2825
Variante	36	5,2843	5,2820
Variante	37	5,2908	5,2584
Variante	38	5,2974	5,2566
Variante	39	5,2826	5,2579
Variante	40	5,3023	5,2562
Variante	41	5,2884	5,2575
Variante	42	5,3081	5,2558
Variante	43	5,2941	5,2649
Variante	44	5,3138	5,2631
Variante	45		5,2645
Variante	46		5,2627
Variante	47		5,2641
Variante	48		5,2623
Variante	49		5,2714
Variante	50		5,2696
Variante	51		5,2710
Variante	52		5,2692
Variante	53		5,2706
Variante	54		5,2689

Tabella 5.2 - Valori di viscosità cinematica per i sistemi di leghe Al-Mg e Al-Mg4-Fe (680°) [5].

Varianti		Viscosità cinematica a 680°C [m^2/s] · 10^{-7}									
		AlSi10MnMg0.3			AlSi10MnMg0.2				AlSi8MnMg0.3		
		Set 3	Set 4	Set 5	Set 6	Set 7	Set 8	Set 8.1	Set 9	Set 10	Set 11
Variante	1	3,8459	3,8464	3,8456	3,8477	3,8526	3,8568	3,8666	4,0215	4,0241	4,0255
Variante	2	3,8516	3,8522	3,8513	3,8534	3,8583	3,8625	3,8724	4,0273	4,0299	4,0313
Variante	3	3,8573	3,8579	3,8570	3,8591	3,8640	3,8683	3,8781	4,0331	4,0357	4,0371
Variante	4	3,8450	3,8450	3,8482	3,8468	3,8517	3,8559	3,8657	4,0202	4,0228	4,0242
Variante	5	3,8507	3,8513	3,8504	3,8525	3,8574	3,8616	3,8715	4,0260	4,0286	4,0300
Variante	6	3,8565	3,8570	3,8562	3,8582	3,8631	3,8674	3,8773	4,0318	4,0344	4,0358
Variante	7	3,8442	3,8447	3,8439	3,8459	3,8508	3,8550	3,8649	4,0189	4,0215	4,0229
Variante	8	3,8499	3,8504	3,8496	3,8516	3,8565	3,8608	3,8706	4,0247	4,0273	4,0287
Variante	9	3,8556	3,8561	3,8553	3,8573	3,8622	3,8665	3,8764	4,0305	4,0331	4,0346
Variante	10	3,7209	3,7216	3,7208	3,7220	3,7269	3,7312	3,7410	3,9300	3,9322	3,9339
Variante	11	3,7265	3,7272	3,7265	3,7277	3,7325	3,7369	3,7467	3,9358	3,9379	3,9397
Variante	12	3,7322	3,7329	3,7322	3,7334	3,7382	3,7426	3,7524	3,9415	3,9437	3,9455
Variante	13	3,7203	3,7210	3,7203	3,7214	3,7263	3,7306	3,7404	3,9289	3,9311	3,9329
Variante	14	3,7260	3,7267	3,7260	3,7271	3,7320	3,7363	3,7461	3,9347	3,9368	3,9386
Variante	15	3,7317	3,7324	3,7316	3,7328	3,7377	3,7421	3,7518	3,9404	3,9426	3,9444
Variante	16	3,7198	3,7204	3,7197	3,7209	3,7257	3,7301	3,7398	3,9279	3,9300	3,9318
Variante	17	3,7254	3,7261	3,7254	3,7265	3,7314	3,7358	3,7455	3,9336	3,9358	3,9376
Variante	18	3,7311	3,7318	3,7311	3,7322	3,7371	3,7415	3,7513	3,9394	3,9415	3,9433
Variante	19	3,6132	3,6140	3,6134	3,6138	3,6186	3,6231	3,6328	3,8459	3,8477	3,8497
Variante	20	3,6188	3,6197	3,6191	3,6194	3,6243	3,6288	3,6385	3,8516	3,8534	3,8555
Variante	21	3,6245	3,6254	3,6248	3,6251	3,6299	3,6345	3,6442	3,8573	3,8591	3,8612
Variante	22	3,6129	3,6137	3,6131	3,6135	3,6183	3,6228	3,6325	3,8450	3,8468	3,8489
Variante	23	3,6186	3,6194	3,6188	3,6191	3,6240	3,6285	3,6382	3,8507	3,8525	3,8546
Variante	24	3,6242	3,6251	3,6245	3,6248	3,6296	3,6342	3,6439	3,8565	3,8582	3,8604
Variante	25	3,6126	3,6134	3,6129	3,6132	3,6180	3,6225	3,6322	3,8442	3,8459	3,8480
Variante	26	3,6183	3,6191	3,6185	3,6188	3,6237	3,6282	3,6379	3,8499	3,8516	3,8537
Variante	27	3,6240	3,6248	3,6242	3,6245	3,6294	3,6339	3,6436	3,8556	3,8573	3,8595

Tabella 5.3 - Valori di viscosità cinematica per i sottosistemi di leghe AlSi10MnMg e AlSi8MnMg (680°) [5].

La Figura 5.3 riassume i risultati ottenuti, evidenziando il miglior comportamento, in termini di viscosità, per i sistemi di lega Al-Si rispetto ai sistemi Al-Mg e Al-Mg4-Fe.
I sistemi di lega Al-Si10-Mn-Mg0,2 e Al-Si10-Mn-Mg0,3 presentano i valori di viscosità più bassi, cioè, la migliore fluidità. In particolare, le varianti 19-27 di tutti i sistemi di lega Al-Si risultano essere le migliori, per via del maggior contenuto di silicio rispetto alle varianti 1-19.

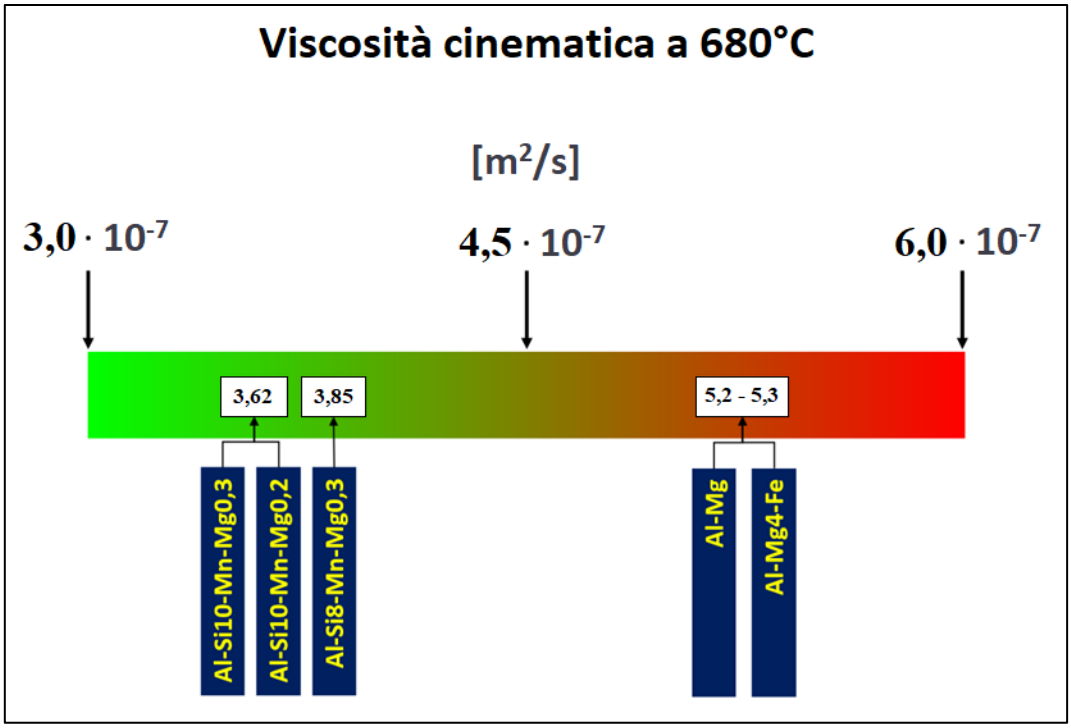


Figura 5.3 - Classificazione in termini di viscosità per i sistemi di lega studiati [5].

5.2. Ritiro volumetrico.

La densità del materiale colato, durante il processo di solidificazione, subisce un'alterazione dovuta al raffreddamento del materiale stesso ed al processo di trasformazione da liquido a solido.
Oltre alla densità, anche il volume subisce una variazione influenzando l'intero processo di solidificazione. Il risultato è una variazione delle dimensioni lineari dei getti all'interno degli stampi. Per questo motivo, conoscere l'entità del ritiro di solidificazione, le zone in cui tali fenomeni sono maggiormente probabili, risulta fondamentale, nel settore della fonderia. In caso contrario, bisogna ricordare che i vuoti da ritiro possono evolvere da imperfezioni a difetti molto dannosi, causando lo sviluppo di cricche a caldo (hot tearing). Un altro aspetto metallurgico è l'impatto che il ritiro di solidificazione ha nei confronti della tendenza alla formazione di porosità. Generalmente, nelle dinamiche di raffreddamento, il fuso subisce una contrazione termica per via dell'abbassamento della temperatura, fino alla temperatura di liquidus, in cui la solidificazione si arresta.
L'intervallo di solidificazione, quindi, è la variabile principale per quantificare il ritiro di solidificazione: infatti, in funzione dell'intervallo, il ritiro può assumere un valore più o meno elevato. Nella pressocolata, il ritiro di solidificazione è fra le cause dei più importanti difetti, come mostra la Figura 5.4, ricavata da un'indagine condotta con il coinvolgimento di 60 fonderie europee di pressocolata [27].

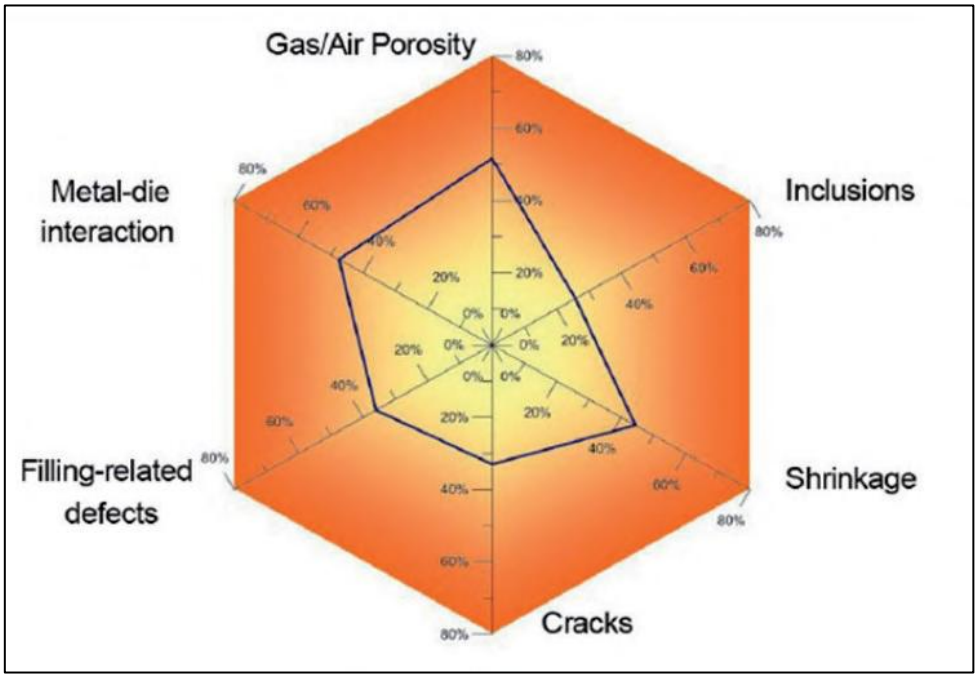


Figura 5.4 - Principali cause di difetti/imperfezioni sui getti da pressocolata [27].

La formazione delle cavità da ritiro è la conseguenza diretta del volume di contrazione, nell'intervallo di temperatura di solidificazione:

$$\varepsilon_{vol} = \frac{(V_L - V_T)}{V_L} \cdot 100\% \qquad (14)$$

In questa espressione, V_L è il volume specifico del liquido in lega alla temperatura di liquidus; V_T corrisponde al volume specifico del solidificato della lega alla temperatura di solidus.
Il software Thermo-Calc [8] è un valido supporto per il reperimento dei dati principali attraverso cui ricavare il valore del ritiro volumetrico, mediante semplici elaborazioni.
Nello studio svolto, fra i dati di input per il calcolo del volume delle varianti di lega, è stato considerato un campione dal peso di cento grammi. Attraverso una specifica procedura, il software è in grado di calcolare il volume molare delle varianti di lega studiate; tale valore, per definizione, è il reciproco della densità a cui va moltiplicata la massa molare. Per questo motivo, è stato considerato come un parametro spendibile nel realizzare una correlazione con alcune proprietà fisiche delle leghe quali, ad esempio, la viscosità. Nello specifico, può essere facilmente convertito nel volume relativo ad una lega di composizione nota (Figura 5.5).

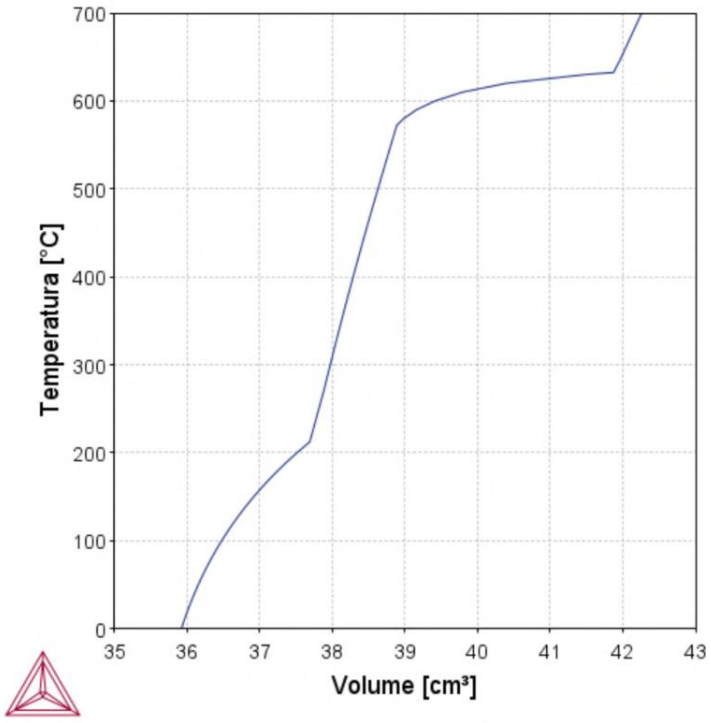


Figura 5.5 - Esempio di diagramma di volume in funzione della temperatura per un sistema di lega Al-Mg4-Fe (gruppo 1, variante n. 19) [5].

Il software Thermo-Calc consente di determinare le Temperature di Liquidus e di Solidus di una data lega, in condizioni di equilibrio (Figura 5.6).

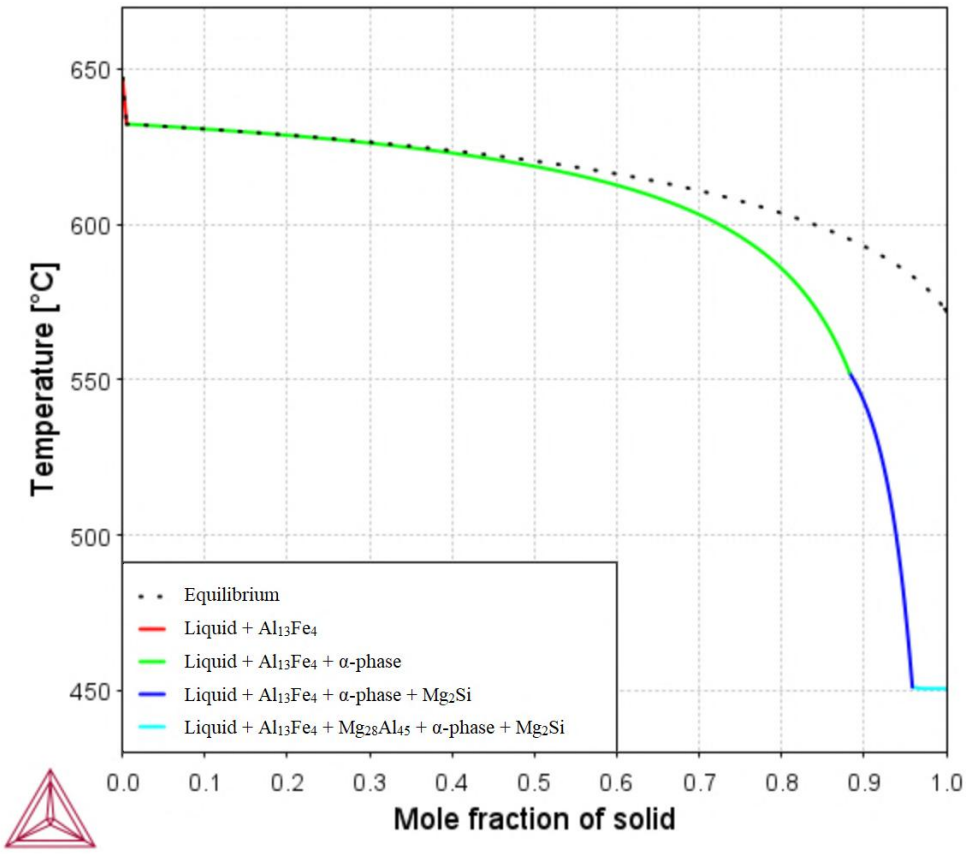


Figura 5.6 - Esempio di diagramma della curva di solidificazione per un sistema di lega Al-Mg4-Fe (gruppo 2, variante n. 19) [5].

Dunque, la procedura adottata per valutare il ritiro di solidificazione di una data lega è stata [20]:

- Determinazione delle temperature di Liquidus e di Solidus, in condizioni di equilibrio, della lega, mediante l'utilizzo del software Thermo-Calc;
- Determinazione del valore corrispondente di volume della quantità predeterminata della lega, mediante l'utilizzo del software Thermo-Calc;
- Calcolo dell'evoluzione del volume (in %) nell'intervallo di transizione liquidus-solidus, mediante l'utilizzo di Excel.

5.2.1. Valutazione del ritiro volumetrico [5].

Di seguito, vengono mostrati alcuni esempi di diagrammi realizzabili tramite il software Thermo-Calc (Figure 5.7a-c).

Il ritiro di solidificazione è stato calcolato considerando il volume della lega all'inizio e alla fine della solidificazione, ossia, in corrispondenza delle temperature di liquidus e di solidus.

Le Tabelle 5.4-5.8 mostrano la temperatura di solidus e di liquidus (in condizioni di equilibrio) nonché i valori di contrazione volumetrica associati alla solidificazione per tutte le varianti dei sistemi di leghe studiati. In verde, sono evidenziate le varianti i cui risultati sono migliori.

Infine, la Figura 5.8 aggrega i risultati ottenuti, visualizzando gli intervalli principali dei valori associati alle varianti. I sistemi di lega Al-Si risultano i migliori dal punto di vista del ritiro volumetrico rispetto a quelli Al-Mg. I sistemi di leghe Al-Si10-Mn-Mg0,2 e Al-Si10-Mn-Mg0,3 presentano bassi valori di viscosità cinematica, pertanto, una migliore fluidità; conseguentemente, presentano capacità migliori di alimentazione e potenzialmente valori di ritiro volumetrico inferiori.

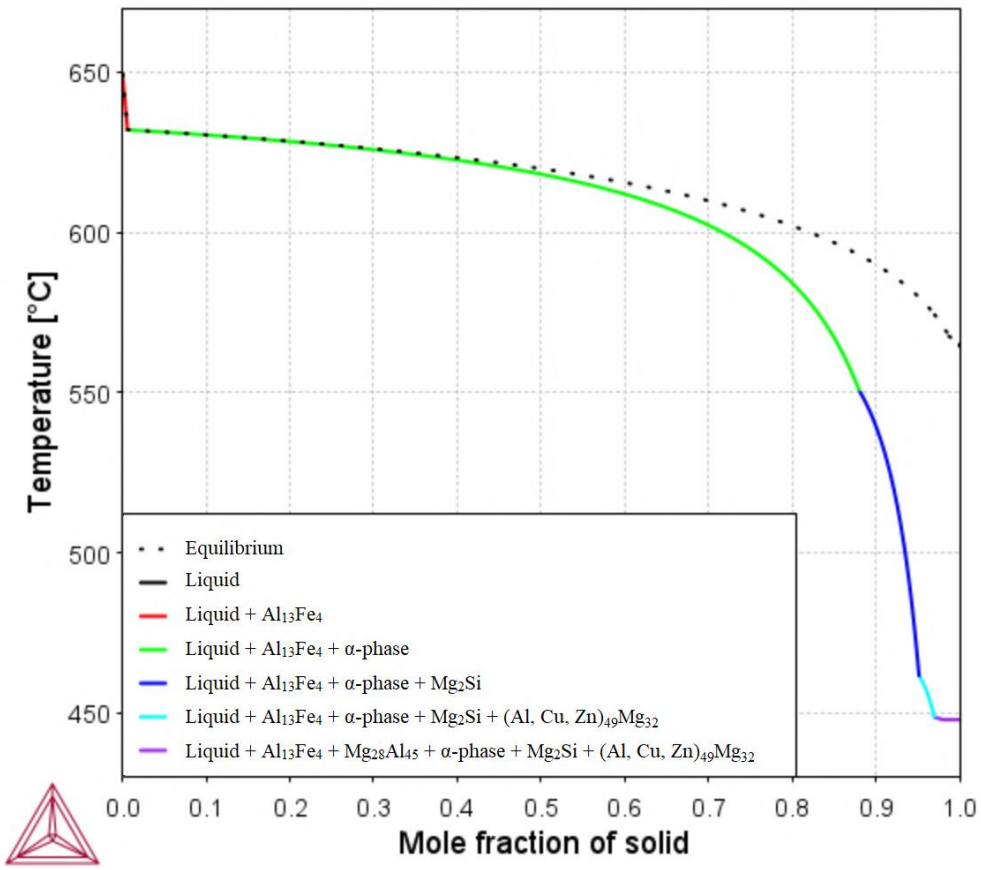


Figura 5.7a - Esempio di curva di solidificazione per un sistema di lega Al-Mg (gruppo 2, variante n. 15) [5].

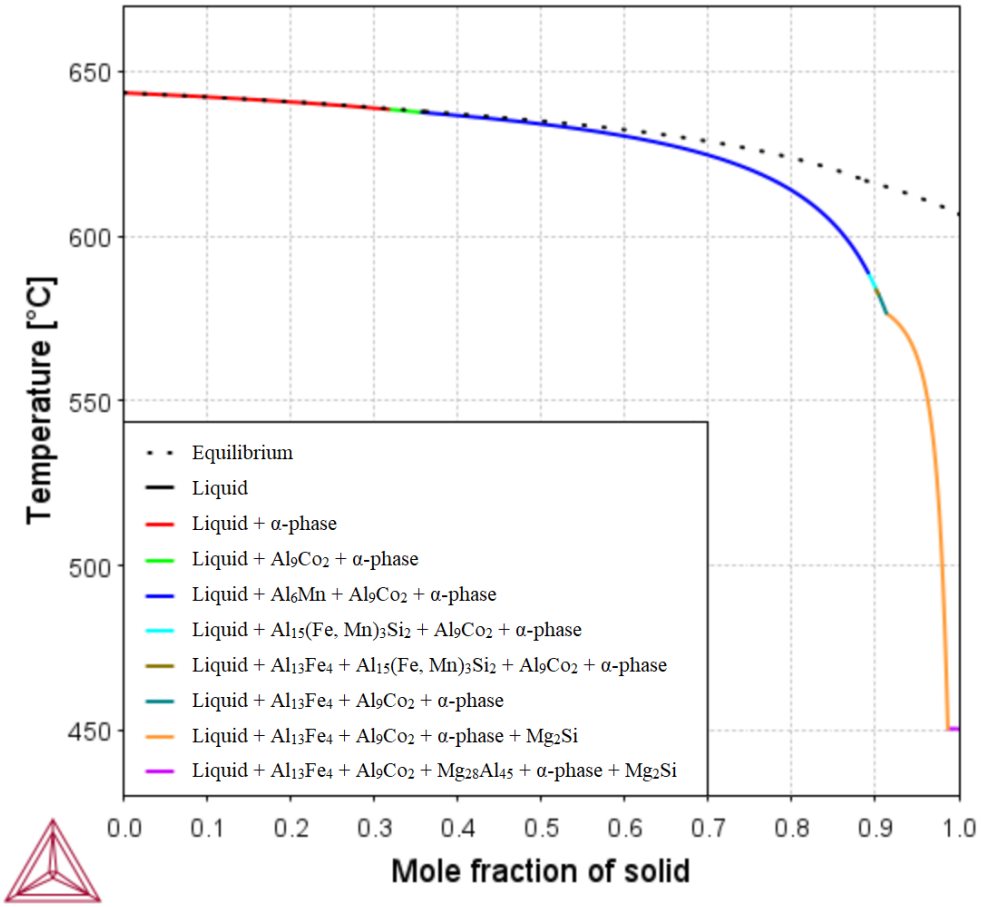


Figura 5.7b - Esempio di curva di solidificazione per un sistema di lega Al-Mg4-Fe (gruppo 1, variante n. 7) [5].

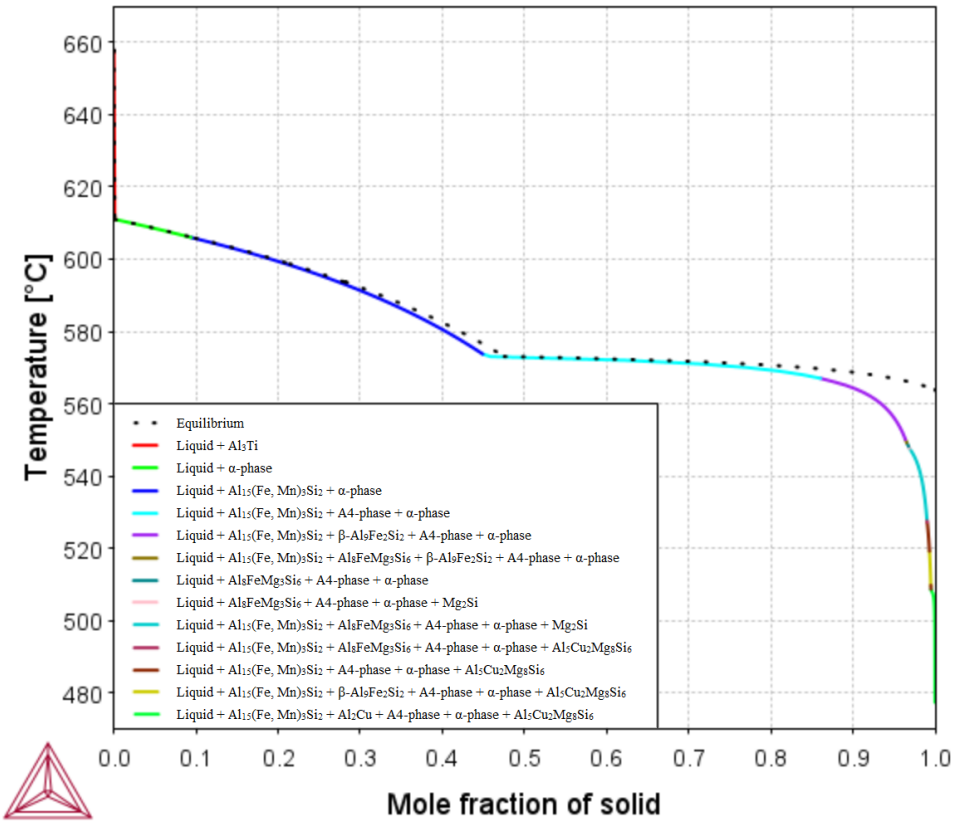


Figura 5.7c - Esempio di curva di solidificazione per un sistema di lega AlSi8MnMg0.3 (gruppo 11, variante n. 9) [5].

Varianti		Al-Mg – gruppo 1			Al-Mg4-Fe – gruppo 2		
		$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]	$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]
Variante	1	644,37	604,05	7,12	645,30	574,93	7,26
Variante	2	644,19	605,18	7,11	645,77	570,54	7,30
Variante	3	644,01	606,19	7,11	646,24	566,31	7,34
Variante	4	643,83	607,09	7,10	647,50	574,71	7,28
Variante	5	643,65	607,89	7,09	647,95	570,52	7,32
Variante	6	644,01	604,85	7,14	648,41	566,26	7,36
Variante	7	643,46	606,77	7,14	649,63	574,62	7,31
Variante	8	643,83	604,82	7,16	650,07	570,40	7,35
Variante	9	643,28	606,02	7,18	650,51	566,11	7,39
Variante	10	643,64	604,23	7,19	646,09	573,65	7,29
Variante	11	643,10	605,39	7,22	646,57	569,42	7,33
Variante	12	642,78	598,99	7,14	647,04	565,12	7,37
Variante	13	642,60	600,15	7,13	648,26	573,65	7,31
Variante	14	642,42	601,18	7,12	648,71	569,39	7,36
Variante	15	642,23	602,10	7,12	649,17	565,07	7,40
Variante	16	642,05	602,90	7,11	650,36	573,55	7,34
Variante	17	642,42	599,94	7,15	650,80	569,26	7,38
Variante	18	641,86	601,69	7,16	651,24	564,90	7,42
Variante	19	642,23	599,87	7,17	646,89	572,58	7,33
Variante	20	641,68	600,93	7,20	647,36	568,29	7,37
Variante	21	642,05	599,26	7,21	647,84	563,92	7,41
Variante	22	641,49	600,29	7,24	649,02	572,57	7,35
Variante	23	645,96	609,13	7,10	649,47	568,25	7,39
Variante	24	645,78	610,23	7,09	649,93	563,85	7,43
Variante	25	645,60	611,21	7,08	651,09	572,46	7,37
Variante	26	645,43	612,01	7,08	651,53	568,11	7,41
Variante	27	645,25	612,89	7,07	651,97	563,68	7,46
Variante	28	645,60	609,78	7,13	645,71	578,83	7,26
Variante	29	645,07	611,84	7,12	646,18	573,59	7,31
Variante	30	645,42	609,76	7,14	646,66	568,39	7,37
Variante	31	644,89	611,10	7,16	647,83	577,56	7,30
Variante	32	645,24	609,19	7,18	648,29	572,40	7,35
Variante	33	644,70	610,48	7,20	648,74	568,37	7,39
Variante	34	644,20	603,50	7,13	649,89	577,11	7,33
Variante	35	644,02	604,62	7,12	650,33	572,30	7,37
Variante	36	643,84	605,64	7,12	650,77	568,24	7,41
Variante	37	643,65	606,54	7,11	701,33	572,83	7,94
Variante	38	643,47	607,34	7,11	668,44	573,09	7,55
Variante	39	643,83	604,33	7,15	701,43	568,49	7,98
Variante	40	643,29	606,24	7,15	668,55	568,78	7,59
Variante	41	643,65	604,33	7,17	701,54	564,07	8,02
Variante	42	643,10	605,50	7,20	668,65	564,39	7,62
Variante	43	643,47	603,74	7,20	701,45	572,82	7,95
Variante	44	642,92	604,88	7,23	668,57	573,08	7,55
Variante	45				701,56	568,45	7,98
Variante	46				668,68	568,74	7,59
Variante	47				701,66	564,00	8,02
Variante	48				668,79	564,33	7,62
Variante	49				701,57	572,70	7,94
Variante	50				668,70	572,97	7,55
Variante	51				701,68	568,30	7,98
Variante	52				668,81	568,60	7,59
Variante	53				701,79	563,82	8,02
Variante	54				668,92	564,15	7,62

Tabella 5.4 - Valore dei parametri di $T_{liquidus}$ e $T_{solidus}$ (equilibrio) e ritiro volumetrico per i sistemi di lega Al-Mg e Al-Mg4-Fe [5].

Varianti		AlSi10MnMg0.3 – gruppo 3			AlSi10MnMg0.3 – gruppo 4			AlSi10MnMg0.3 – gruppo 5		
		$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]	$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]	$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]
Variante	1	649,21	568,45	6,94	649,27	567,17	6,95	649,28	566,98	6,96
Variante	2	649,34	568,55	6,97	649,40	567,25	6,98	649,41	567,07	6,98
Variante	3	649,46	568,63	6,99	649,53	567,32	7,00	649,54	567,13	7,00
Variante	4	649,55	567,24	6,95	649,62	565,94	6,96	649,62	565,75	6,96
Variante	5	649,68	567,34	6,98	649,75	566,02	6,98	649,75	565,83	6,99
Variante	6	649,80	567,41	7,00	649,87	567,41	7,00	649,88	565,89	7,00
Variante	7	649,89	566,03	6,96	649,96	564,71	6,97	649,96	564,52	6,97
Variante	8	650,02	566,12	6,98	650,09	564,79	6,99	650,09	564,60	6,99
Variante	9	650,14	566,19	7,01	650,21	564,84	7,02	650,22	564,64	7,02
Variante	10	642,02	568,35	7,09	642,09	567,05	6,63	642,09	566,87	6,63
Variante	11	642,16	568,46	6,64	642,22	567,14	6,65	642,23	566,95	6,65
Variante	12	642,29	568,53	6,67	642,36	567,20	6,67	642,36	567,01	6,68
Variante	13	642,38	567,13	6,62	642,45	565,81	6,63	642,45	565,62	6,64
Variante	14	642,51	567,23	6,65	642,58	565,89	6,66	642,58	565,70	6,66
Variante	15	642,64	567,29	6,67	642,71	565,94	6,68	642,72	565,75	6,69
Variante	16	642,74	565,90	6,63	642,80	564,56	6,64	642,81	564,37	6,65
Variante	17	642,87	565,99	6,66	642,94	564,64	6,66	642,94	564,44	6,67
Variante	18	643,00	566,06	6,68	643,07	564,69	6,69	643,08	564,49	6,69
Variante	19	646,03	568,26	6,42	646,16	566,94	6,43	646,29	566,75	6,43
Variante	20	646,05	568,36	6,44	646,18	567,02	6,45	646,31	566,83	6,45
Variante	21	646,07	568,43	6,46	646,20	567,08	6,47	646,33	566,89	6,48
Variante	22	646,34	567,02	6,42	646,47	565,67	6,43	646,59	565,48	6,44
Variante	23	646,35	567,11	6,45	646,49	565,75	6,46	646,61	565,56	6,46
Variante	24	646,37	567,41	6,74	646,51	566,07	6,75	646,63	565,89	6,76
Variante	25	646,64	565,77	6,43	646,77	564,41	6,44	646,90	564,22	6,44
Variante	26	646,66	565,86	6,45	646,79	564,48	6,46	646,92	564,29	6,47
Variante	27	646,68	565,92	6,48	646,81	564,53	6,49	646,94	564,33	6,49

Tabella 5.5 - Valore dei parametri di $T_{liquidus}$ e $T_{solidus}$ (equilibrio) e ritiro volumetrico per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.3 [5].

Varianti		AlSi10MnMg0.2 – gruppo 6			AlSi10MnMg0.2 – gruppo 7		
		$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]	$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]
Variante	1	648,53	570,87	6,93	648,53	570,73	6,94
Variante	2	648,66	570,98	6,95	648,66	570,86	6,96
Variante	3	648,79	571,07	6,98	648,79	570,95	6,99
Variante	4	648,87	569,66	6,94	648,87	569,52	6,95
Variante	5	649,00	569,77	6,96	649,00	569,64	6,97
Variante	6	649,13	569,85	6,99	649,13	569,73	6,99
Variante	7	649,21	568,45	6,94	649,21	568,31	6,95
Variante	8	649,34	568,55	6,97	649,34	568,42	6,98
Variante	9	649,46	568,63	6,99	649,47	568,50	7,00
Variante	10	641,31	570,81	6,60	641,31	570,64	6,61
Variante	11	641,44	570,93	6,63	641,45	570,80	6,63
Variante	12	641,58	571,01	6,65	641,58	570,89	6,66
Variante	13	641,66	569,58	6,61	641,67	569,45	6,62
Variante	14	641,80	569,69	6,63	641,80	569,56	6,64
Variante	15	641,93	569,77	6,66	641,94	569,65	6,67
Variante	16	642,02	568,35	6,62	642,02	568,22	6,62
Variante	17	642,16	568,46	6,64	642,16	568,33	6,65
Variante	18	642,29	568,53	6,67	642,29	568,41	6,67
Variante	19	645,42	570,75	6,40	645,35	570,61	6,41
Variante	20	645,44	570,87	6,43	645,37	570,74	6,43
Variante	21	645,46	570,95	6,45	645,39	570,83	6,45
Variante	22	645,73	569,50	6,41	645,66	569,37	6,42
Variante	23	645,75	569,61	6,43	645,68	569,48	6,44
Variante	24	645,77	569,69	6,46	645,70	569,57	6,46
Variante	25	646,03	568,26	6,42	645,96	568,12	6,42
Variante	26	646,05	568,36	6,44	645,98	568,23	6,45
Variante	27	646,07	568,43	6,46	646,07	568,43	6,46

Tabella 5.6 - Valore dei parametri di $T_{liquidus}$ e $T_{solidus}$ (equilibrio) e ritiro volumetrico per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 (gruppo 6, gruppo 7) [5].

Varianti		AlSi10MnMg0.2 – Gruppo 8			AlSi10MnMg0.2 – gruppo 8.1		
		$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]	$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]
Variante	1	648,79	569,76	6,98	648,79	569,54	6,99
Variante	2	648,92	569,83	7,00	648,92	569,62	7,01
Variante	3	649,05	569,87	7,03	649,05	569,67	7,04
Variante	4	649,13	568,53	6,98	649,13	568,30	7,00
Variante	5	649,26	568,58	7,01	649,26	568,37	7,02
Variante	6	649,38	568,62	7,03	649,39	568,42	7,05
Variante	7	649,47	567,29	6,99	649,47	567,06	7,00
Variante	8	649,60	567,34	7,02	649,60	567,12	7,03
Variante	9	649,72	567,37	7,04	649,73	567,17	7,06
Variante	10	641,58	569,69	6,65	641,59	569,46	6,66
Variante	11	641,72	569,75	6,67	641,72	569,54	6,69
Variante	12	641,85	569,79	6,70	641,86	569,59	6,71
Variante	13	641,94	568,43	6,65	641,94	568,21	6,67
Variante	14	642,07	568,49	6,68	642,08	568,27	6,70
Variante	15	642,21	568,52	6,71	642,21	568,32	6,72
Variante	16	642,29	567,17	6,66	642,30	566,95	6,68
Variante	17	642,43	567,22	6,69	642,43	567,01	6,70
Variante	18	642,56	567,26	6,71	642,57	567,05	6,73
Variante	19	645,59	569,61	6,45	645,44	569,38	6,46
Variante	20	645,61	569,67	6,47	645,46	569,45	6,48
Variante	21	645,63	569,71	6,49	645,49	569,51	6,51
Variante	22	645,89	568,33	6,45	645,75	568,11	6,47
Variante	23	645,91	568,34	6,48	645,77	568,17	6,49
Variante	24	645,93	568,42	6,50	645,79	568,22	6,51
Variante	25	646,19	567,06	6,46	646,05	566,83	6,47
Variante	26	646,21	567,10	6,48	646,07	566,89	6,50
Variante	27	646,23	567,14	6,51	646,09	566,93	6,52

Tabella 5.7 - Valore dei parametri di $T_{liquidus}$ e $T_{solidus}$ (equilibrio) e ritiro volumetrico per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 (gruppo 8, gruppo 8.1) [5].

Varianti		AlSi8MnMg0.3 – gruppo 9			AlSi8MnMg0.3 – gruppo 10			AlSi8MnMg0.3 – gruppo 11		
		$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]	$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]	$T_{liquidus}$ [°C]	$T_{solidus}$ [°C]	Ritiro volumetrico [%]
Variante	1	657,16	568,55	7,31	656,52	570,93	7,30	656,76	566,36	7,32
Variante	2	657,29	568,66	7,33	656,64	571,05	7,32	656,88	566,43	7,35
Variante	3	657,41	568,74	7,36	656,77	571,14	7,34	657,01	566,47	7,37
Variante	4	657,49	567,37	7,31	656,84	569,74	7,30	657,08	565,11	7,33
Variante	5	657,61	567,47	7,34	656,96	569,86	7,32	657,21	565,16	7,36
Variante	6	657,73	567,54	7,36	657,09	569,94	7,35	657,33	565,20	7,38
Variante	7	657,81	566,18	7,32	657,16	568,55	7,31	657,40	563,85	7,34
Variante	8	657,93	566,27	7,35	657,29	568,66	7,33	657,53	563,90	7,36
Variante	9	658,05	566,34	7,37	657,41	568,74	7,36	657,65	563,93	7,39
Variante	10	653,30	568,50	7,13	652,63	570,90	7,12	652,88	566,29	7,15
Variante	11	653,42	568,61	7,15	652,76	571,02	7,14	653,01	566,35	7,17
Variante	12	653,55	568,68	7,18	652,89	571,11	7,17	653,14	566,39	7,20
Variante	13	653,63	567,30	7,14	652,96	569,70	7,12	653,21	565,02	7,15
Variante	14	653,75	567,40	7,16	653,09	569,81	7,15	653,34	565,08	7,18
Variante	15	653,88	567,47	7,19	653,22	569,89	7,17	653,47	565,11	7,20
Variante	16	653,96	566,11	7,14	653,30	568,50	7,13	653,54	563,75	7,16
Variante	17	654,08	566,20	7,17	653,42	568,61	7,15	653,67	563,80	7,18
Variante	18	654,21	566,26	7,19	653,55	568,68	7,18	653,80	563,83	7,21
Variante	19	649,21	568,45	6,94	648,53	570,87	6,93	648,78	566,22	6,96
Variante	20	649,34	568,55	6,97	648,66	570,98	6,95	648,91	566,28	6,98
Variante	21	649,46	568,63	6,99	648,79	571,07	6,98	649,04	566,32	7,01
Variante	22	649,55	567,24	6,95	648,87	569,66	6,94	649,12	564,94	6,97
Variante	23	649,68	567,34	6,98	649,00	569,77	6,96	649,25	564,99	6,99
Variante	24	649,80	567,41	7,00	649,13	569,85	6,99	649,38	565,03	7,02
Variante	25	649,89	566,03	6,96	649,21	568,45	6,94	649,46	563,66	6,98
Variante	26	650,02	566,12	6,98	649,34	568,55	6,97	649,59	563,71	7,00
Variante	27	650,14	566,19	7,01	649,46	568,63	6,99	649,72	563,74	7,03

Tabella 5.8 - Valore dei parametri di $T_{liquidus}$ e $T_{solidus}$ (equilibrio) e ritiro volumetrico per i sottosistemi di lega AlSi8MnMg0.3 [5].

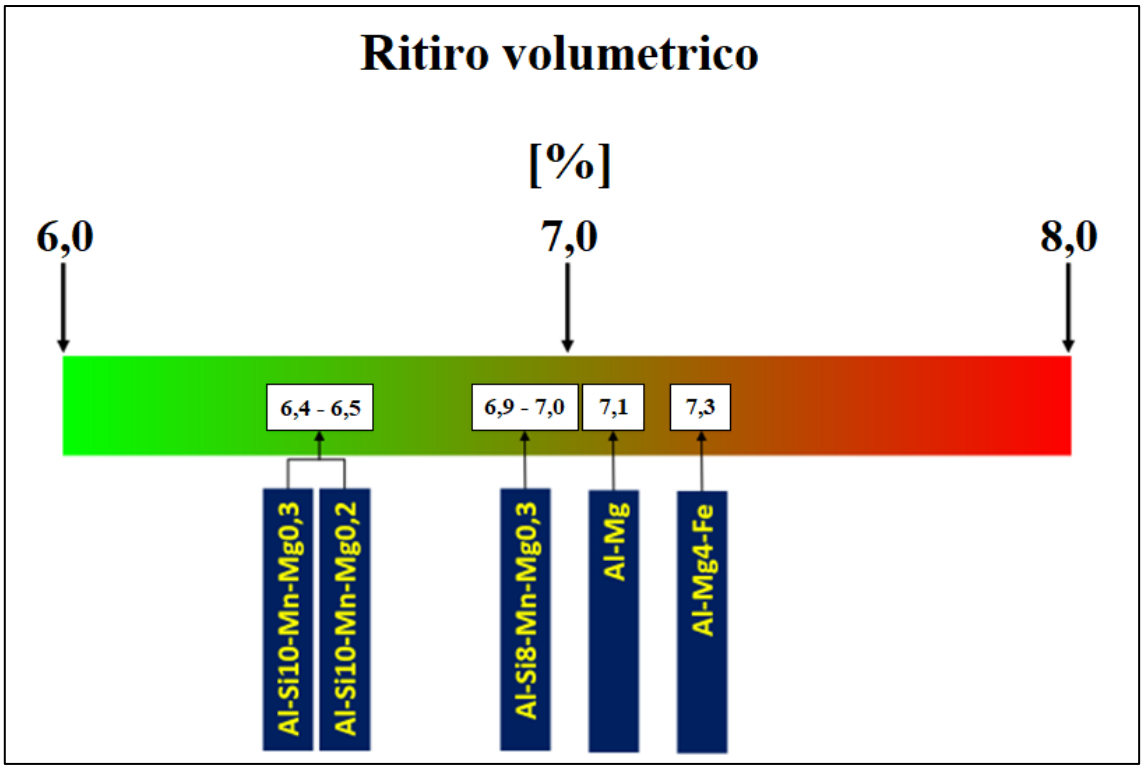


Figura 5.8 - Classificazione in termini di ritiro volumetrico per i sistemi di lega studiati [5].

5.3. Tendenza alla formazione di sludge.

Nelle leghe di alluminio secondarie, in genere, ferro, manganese e cromo sono elementi identificabili come impurità derivanti dal processo di riciclo dei rottami di alluminio [28]. In verità, manganese e cromo hanno delle proprietà interessanti dal punto di vista metallurgico e meccanico, quindi, possono anche essere aggiunti intenzionalmente. Tra gli effetti positivi di questi elementi vi è sicuramente la capacità di neutralizzare l'effetto delle particelle aciculari di ferro, modificando la morfologia delle fasi intermetalliche più ostili. Il ferro, di solito, non viene aggiunto intenzionalmente poiché tra i rottami è l'elemento più abbondante; tuttavia, seppur si tratti di un elemento in grado di ostacolare i fenomeni di metallizzazione dello stampo nei processi di pressocolata, va ricordato che potrebbe risultare dannoso per le proprietà meccaniche finali dei getti, soprattutto per le leghe Al-Si, Al-Si-Cu e Al-Si-Mg [29, 30]. Interessante è la proprietà degli elementi ferro, manganese e cromo di sostituirsi a vicenda nella stessa struttura cristallina cubico a corpo centrato (c.c.c.), ossia, la fase intermetallica $Al_{15}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$ la cui particolarità è quella di apparire morfologicamente in diversi modi [31, 32]. Ad ogni modo, va ricordato che la modifica di composti intermetallici di ferro attraverso l'aggiunta di altri elementi, su tutti manganese e cromo, può comportare una serie di svantaggi legati alla riduzione della tenacità e della duttilità.
Nel paragrafo seguente, ci si propone di dare una breve panoramica sulle fasi intermetalliche che possono avere origine durante la solidificazione dei sistemi di leghe studiati, attenzionando il composto intermetallico complesso $Al_{15}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$.

5.3.1. Fasi intermetalliche.

Generalmente, sia le fasi primarie che quelle secondarie delle leghe di alluminio, durante il processo di solidificazione, sono controllate da elementi quali Si, Fe, Mg, Mn.
Durante il processo, si generano numerose fasi intermetalliche binarie, ternarie e quaternarie; in particolare, fra le fasi intermetalliche caratterizzate da un contenuto più o meno rilevante di ferro, riscontrate mediante il software Thermo-Calc, vi sono Al_3Fe (o $Al_{13}Fe_4$), α-Al(Fe, Mn)Si, β-AlFeSi. L'effetto di fasi ricche di Fe, sulle proprietà meccaniche delle leghe di alluminio, dipende dal loro tipo, dimensione e quantità nella microstruttura.
Per quanto riguarda il composto intermetallico $Al_{13}Fe_4$ è importante sottolinearne la forma aciculare che determina concentrazioni di sforzi; inoltre, è una fase che ha una influenza negativa relativamente alla corrosione [33, 34, 35].

La fase intermetallica Al_6Mn, invece, può presentarsi in forma di particelle globulari irregolari, seppur a volte anche in struttura Chinese-script [36]. Per quanto riguarda l'influenza del silicio sulla formazione di fasi contenenti ferro e manganese nelle leghe di alluminio, devono essere considerati i due diversi tipi di fase: α-AlFeSi e β-AlFeSi [37]. Quando le impurità di ferro sono molto basse ed il manganese è pressocché assente, nelle leghe Al-Mg-Si, è tipicamente favorita la formazione di β-Al_5FeSi [37], la cui morfologia di tipo aciculare provoca la perdita di duttilità dei getti [28, 38,39]. L'aspetto più interessante riguardo il rapporto fra le due tipologie di fasi (β- e α-) è la definizione delle condizioni per avere una trasformazione da β- a α-AlFeSi: è necessario un rapporto Fe/Si elevato e richiede una quantità minima di Mn per la stabilizzazione di fase [37].

Per quanto riguarda il composto intermetallico (c.c.c.) α-$Al_{15}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$ bisogna precisare che si tratta di un composto formato da reazioni peritettiche, influenzato dal contenuto di manganese; invece, il composto α-Al_8FeSi con struttura esagonale è tipicamente presente nelle leghe in cui il manganese è assente [37].

Nei getti di leghe Al-Si-Mg, quando vi è un rapporto di 0,5 fra le quantità in peso di manganese e ferro, la struttura degli intermetallici risultanti è proprio α-$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ [31, 32], che può apparire in diverse strutture morfologiche, quali cristalli esagonali, a forma di stella o dendritici; la caratterizzazione della struttura è funzione del valore del rapporto Mn/Fe [40]. Va sottolineato che la quantità di manganese necessaria per neutralizzare il ferro non è stata ben stabilita [41, 42]; tuttavia, è stato ragionevolmente indicato che il rapporto pari a 0,5 sia idoneo alla trasformazione di β-Al_5FeSi in α-$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ [43].

Ad ogni modo, non vanno trascurati i fattori di surriscaldamento e velocità di deformazione: infatti, sono i due principali aspetti del processo da tener conto poiché capaci di influenzare la nucleazione e la crescita delle fasi intermetalliche ricche di ferro. Di conseguenza, sono le variabili di processo che influiscono sulla morfologia e la dimensione degli intermetallici [44,45].

A tal proposito, vi sono studi in cui si evidenzia come per alti valori di velocità di raffreddamento, come nei processi pressocolata, la presenza delle strutture aciculari primarie di β-Al_5FeSi sia indicata per valori di ferro più elevati, maggiori dell'1% in peso, [46, 47] a testimonianza del fatto che gli aspetti metallurgici devono essere relazionati alle caratteristiche del processo.

Oltre alle fasi primarie comprendenti Fe e Mn, durante la solidificazione possono formarsi particelle di Mg_2Si come fase di equilibrio. La frazione di fase di queste particelle dipende in gran parte dal contenuto di Si e Mg nonché dalle velocità di raffreddamento. Queste osservazioni sono importanti per comprendere le caratteristiche microstrutturali delle leghe.

5.3.2. Valutazione della tendenza alla formazione di sludge [20].

I composti intermetallici complessi come α-$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ sono caratterizzati da un peso specifico maggiore rispetto ad altri composti; quindi, tendono a segregarsi sul fondo della lega fusa e dei forni di attesa [20]. Le particelle depositate vengono definiti sludge; possono risultare molto deleteri per i getti nell'eventualità in cui finiscano all'interno della lega. Infatti, tra gli effetti negativi, spicca la diminuzione della fluidità che resta la principale caratteristiche per una lega da fonderia. Inoltre, le loro caratteristiche di durezza le rendono simili alle inclusioni, i cui effetti negativi sono, principalmente, legati alla lavorabilità dei getti post-produzione, con conseguenti inefficienze delle proprietà meccaniche dei componenti.
In fonderia, il problema della formazione di sludge è abbastanza comune ed è quindi un aspetto fondamentale su cui avere informazioni. È stato dimostrato che la formazione di sludge dipende essenzialmente dalla composizione della lega, dal processo di fusione, dalla temperatura di mantenimento e dal tempo. Vari Autori [27] hanno definito un fattore, Sludge Factor (SF), per i sistemi di lega Al-Si-Cu. Questo fattore viene ricavato dall'equazione seguente, utilizzando i contenuti di ferro, manganese e cromo nella lega [27]:

$$\text{Sludge Factor (SF)} = (1 \cdot \%\,\text{Fe}) + (2 \cdot \%\,\text{Mn}) + (3 \cdot \%\,\text{Cr}) \qquad (15)$$

Nei suoi studi, Shabestari [48] afferma che i contenuti iniziali di ferro, manganese e cromo così come la velocità di raffreddamento, influenzano significativamente la morfologia, la quantità e le dimensioni di sludge. Pertanto, definisce una temperatura di formazione di sludge in funzione soprattutto del contenuto di ferro secondo la relazione seguente:

$$\text{Sludge Forming Temperature [°C]} = 645.7 + 34.2 \cdot (\%\,\text{Fe})^2 \qquad (16)$$

Dunque, la frazione di sludge è strettamente correlata alla chimica della lega, in particolare, ferro, manganese e crono, come descritto dall'equazione precedente.
Vi sono una serie di indagini sperimentali che mostrano come la frazione media dell'area dei precipitati primari ricchi di ferro sia in relazione con lo Sludge Factor. In figura Figura 5.9 viene mostrata tale corrispondenza.

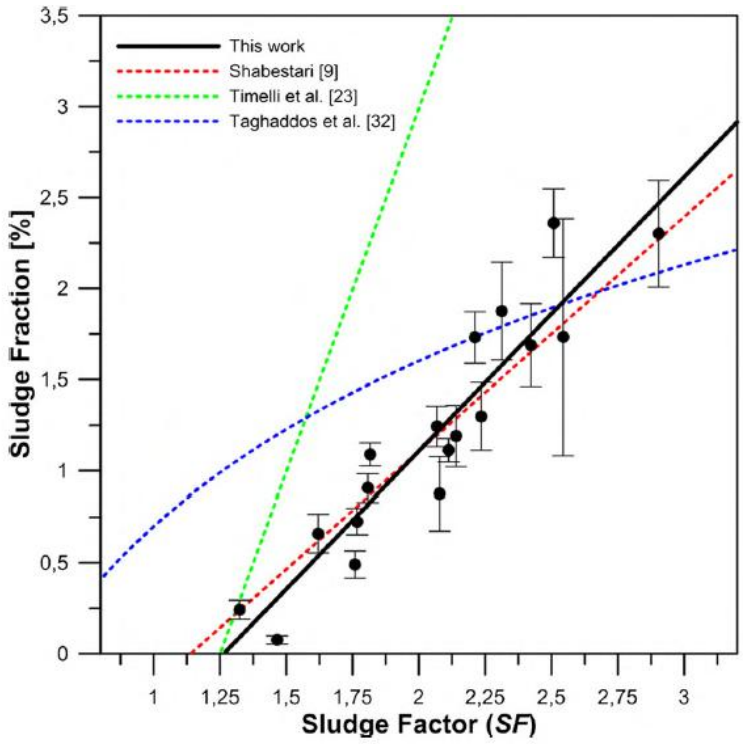


Figura 5.9 - Frazione media dell'area (%) delle particelle di sludge come funzione dello Sludge Factor [27].

Una buona approssimazione di questa correlazione viene espressa nella equazione seguente:

$$\text{Sludge fraction (\%)} = 1.5 \cdot \text{SF} - 1.9 \qquad (17)$$

La figura 5.10, invece, mostra la correlazione fra la formazione di sludge, esprimibile con il parametro SF e la temperatura di mantenimento del forno. Le aree evidenziate dal grafico corrispondono alle situazioni in cui è possibile o meno la formazione di sludge nelle leghe AlSi9Cu3(Fe).

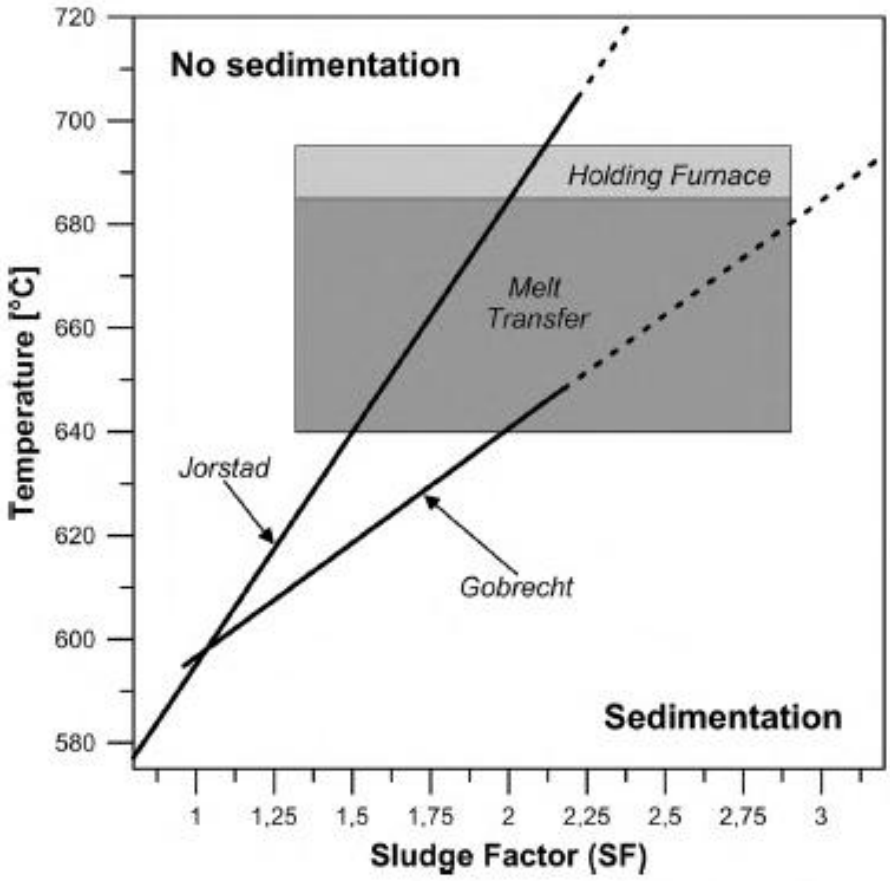


Figura 5.10 - Temperatura di segregazione per gravità dei composti primari ricchi di ferro in funzione del Sludge Factor nelle leghe di tipo AlSi9Cu3(Fe) [27].

Dunque, dalle correlazioni appena presentate, i criteri e gli strumenti adottati per la valutazione della formazione di sludge per i sistemi di leghe studiati, possono essere elencati di seguito:

1) Valutazione, mediante le simulazioni del software Thermo-Calc, della quantità e della temperatura di formazione della fase intermetallica α-$Al_{15}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$.
2) Valutazione del SF, Sludge Forming Temperature e Sludge fraction dalle equazioni (15), (16), (17).

I risultati derivanti dai due criteri sopracitati verranno confrontati, al fine di individuare le leghe più idonee ad essere studiate nelle prove HPDC da eseguire nell'ambito del Progetto SALEMA.

Le Tabelle 5.9-5.13 mostrano i risultati relativi allo SF e alla previsione di formazione dei fanghi per tutti i set di leghe. In verde, sono evidenziate le varianti con la miglior situazione.
La Figura 5.11 riassume i risultati. Si conclude che:

- I sistemi di lega Al-Mg e Al-Mg4-Fe presentano i valori più elevati di Sludge Fraction, i cui valori si attestano tra lo 0,5 e lo 0,8%;
- I sistemi di lega AlSi8-Mn-Mg0,3 e Al-Si10-Mn-Mg0,3 presentano i valori più bassi di Sludge Fraction, i cui valori si attestano tra lo 0 e lo 0,35%;
- I sistemi di lega Al-Si10-Mn-Mg0,2 sono caratterizzati da un'elevata variabilità, con valori di Sludge Fraction compresi tra 0 e 0,8%.

L'uso del software Thermo-Calc per la simulazione, in condizioni di equilibrio e non-equilibrio, per stimare la quantità della fase intermetallica α-$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ è stata di grande supporto.
La Tabella 5.14 riporta le quantità calcolate per la fase intermetallica α-$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ in tutti i sistemi di lega e per tutte le varianti di leghe studiate. I risultati mostrano una buona corrispondenza con la classificazione presentata nella Figura 5.11.

Varianti		Al-Mg – gruppo 1		Al-Mg4-Fe – gruppo 2	
		Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)	Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)
Variante	1	1,60	0,500	1,60	0,50
Variante	2	1,80	0,800	1,60	0,50
Variante	3	2,00	1,100	1,60	0,50
Variante	4	2,20	1,400	1,80	0,80
Variante	5	2,40	1,700	1,80	0,80
Variante	6	1,70	0,650	1,80	0,80
Variante	7	2,30	1,550	2,00	1,10
Variante	8	1,75	0,725	2,00	1,10
Variante	9	2,35	1,625	2,00	1,10
Variante	10	1,80	0,800	1,60	0,50
Variante	11	2,40	1,700	1,60	0,50
Variante	12	1,60	0,500	1,60	0,50
Variante	13	1,80	0,800	1,80	0,80
Variante	14	2,00	1,100	1,80	0,80
Variante	15	2,20	1,400	1,80	0,80
Variante	16	2,40	1,700	2,00	1,10
Variante	17	1,70	0,650	2,00	1,10
Variante	18	2,30	1,550	2,00	1,10
Variante	19	1,75	0,725	1,60	0,50
Variante	20	2,35	1,625	1,60	0,50
Variante	21	1,80	0,800	1,60	0,50
Variante	22	2,40	1,700	1,80	0,80
Variante	23	1,60	0,500	1,80	0,80
Variante	24	1,80	0,800	1,80	0,80
Variante	25	2,00	1,100	2,00	1,10
Variante	26	2,20	1,400	2,00	1,10
Variante	27	2,40	1,700	2,00	1,10
Variante	28	1,70	0,650	1,60	0,50
Variante	29	2,30	1,550	1,60	0,50
Variante	30	1,75	0,725	1,60	0,50
Variante	31	2,35	1,625	1,80	0,80
Variante	32	1,80	0,800	1,80	0,80
Variante	33	2,40	1,700	1,80	0,80
Variante	34	1,60	0,500	2,00	1,10
Variante	35	1,80	0,800	2,00	1,10
Variante	36	2,00	1,100	2,00	1,10
Variante	37	2,20	1,400	1,60	0,50
Variante	38	2,40	1,700	1,60	0,50
Variante	39	1,70	0,650	1,60	0,50
Variante	40	2,30	1,550	1,60	0,50
Variante	41	1,75	0,725	1,60	0,50
Variante	42	2,35	1,625	1,60	0,50
Variante	43	1,80	0,800	1,80	0,80
Variante	44	2,40	1,700	1,80	0,80
Variante	45			1,80	0,80
Variante	46			1,80	0,80
Variante	47			1,80	0,80
Variante	48			1,80	0,80
Variante	49			2,00	1,10
Variante	50			2,00	1,10
Variante	51			2,00	1,10
Variante	52			2,00	1,10
Variante	53			2,00	1,10
Variante	54			2,00	1,10

Tabella 5.9 - Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sistemi di lega Al-Mg e Al-Mg4-Fe [5].

Varianti		AlSi10MnMg0.3 – gruppo 3		AlSi10MnMg0.3 – gruppo 4		AlSi10MnMg0.3 – gruppo 5	
		Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)	Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)	Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)
Variante	1	1,1	0,00	1,1	0,00	1,1	0,00
Variante	2	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	3	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	4	1,1	0,00	1,1	0,00	1,1	0,00
Variante	5	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	6	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	7	1,1	0,00	1,1	0,00	1,1	0,00
Variante	8	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	9	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	10	1,1	0,00	1,1	0,00	1,1	0,00
Variante	11	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	12	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	13	1,1	0,00	1,1	0,00	1,1	0,00
Variante	14	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	15	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	16	1,1	0,00	1,1	0,00	1,1	0,00
Variante	17	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	18	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	19	1,1	0,00	1,1	0,00	1,1	0,00
Variante	20	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	21	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	22	1,1	0,00	1,1	0,00	1,1	0,00
Variante	23	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	24	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	25	1,1	0,00	1,1	0,00	1,1	0,00
Variante	26	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	27	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35

Tabella 5.10 - Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.3 [5].

Varianti		AlSi10MnMg0.2 – gruppo 6		AlSi10MnMg0.2 – gruppo 7	
		Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)	Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)
Variante	1	1,1	0	1,15	0
Variante	2	1,3	0,05	1,35	0,125
Variante	3	1,5	0,35	1,55	0,425
Variante	4	1,1	0	1,15	0
Variante	5	1,3	0,05	1,35	0,125
Variante	6	1,5	0,35	1,55	0,425
Variante	7	1,1	0	1,15	0
Variante	8	1,3	0,05	1,35	0,125
Variante	9	1,5	0,35	1,55	0,425
Variante	10	1,1	0	1,15	0
Variante	11	1,3	0,05	1,35	0,125
Variante	12	1,5	0,35	1,55	0,425
Variante	13	1,1	0	1,15	0
Variante	14	1,3	0,05	1,35	0,125
Variante	15	1,5	0,35	1,55	0,425
Variante	16	1,1	0	1,15	0
Variante	17	1,3	0,05	1,35	0,125
Variante	18	1,5	0,35	1,55	0,425
Variante	19	1,1	0	1,15	0
Variante	20	1,3	0,05	1,35	0,125
Variante	21	1,5	0,35	1,55	0,425
Variante	22	1,1	0	1,15	0
Variante	23	1,3	0,05	1,35	0,125
Variante	24	1,5	0,35	1,55	0,425
Variante	25	1,1	0	1,15	0
Variante	26	1,3	0,05	1,35	0,125
Variante	27	1,5	0,35	1,55	0,425

Tabella 5.11 - Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 [5].

Varianti		AlSi10MnMg0.2 – gruppo 8		AlSi10MnMg0.2 – gruppo 8.1	
		Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)	Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)
Variante	1	1,4	0,2	1,5	0,35
Variante	2	1,6	0,5	1,7	0,65
Variante	3	1,8	0,8	1,9	0,95
Variante	4	1,4	0,2	1,5	0,35
Variante	5	1,6	0,5	1,7	0,65
Variante	6	1,8	0,8	1,9	0,95
Variante	7	1,4	0,2	1,5	0,35
Variante	8	1,6	0,5	1,7	0,65
Variante	9	1,8	0,8	1,9	0,95
Variante	10	1,4	0,2	1,5	0,35
Variante	11	1,6	0,5	1,7	0,65
Variante	12	1,8	0,8	1,9	0,95
Variante	13	1,4	0,2	1,5	0,35
Variante	14	1,6	0,5	1,7	0,65
Variante	15	1,8	0,8	1,9	0,95
Variante	16	1,4	0,2	1,5	0,35
Variante	17	1,6	0,5	1,7	0,65
Variante	18	1,8	0,8	1,9	0,95
Variante	19	1,4	0,2	1,5	0,35
Variante	20	1,6	0,5	1,7	0,65
Variante	21	1,8	0,8	1,9	0,95
Variante	22	1,4	0,2	1,5	0,35
Variante	23	1,6	0,5	1,7	0,65
Variante	24	1,8	0,8	1,9	0,95
Variante	25	1,4	0,2	1,5	0,35
Variante	26	1,6	0,5	1,7	0,65
Variante	27	1,8	0,8	1,9	0,95

Tabella 5.12 - Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 [5].

Varianti		AlSi8MnMg0.3 – gruppo 9		AlSi8MnMg0.3 – gruppo 10		AlSi8MnMg0.3 – gruppo 11	
		Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)	Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)	Sludge Factor (SF)	Sludge fraction (%)
Variante	1	1,1	0	1,1	0	1,1	0
Variante	2	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	3	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	4	1,1	0	1,1	0	1,1	0
Variante	5	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	6	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	7	1,1	0	1,1	0	1,1	0
Variante	8	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	9	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	10	1,1	0	1,1	0	1,1	0
Variante	11	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	12	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	13	1,1	0	1,1	0	1,1	0
Variante	14	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	15	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	16	1,1	0	1,1	0	1,1	0
Variante	17	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	18	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	19	1,1	0	1,1	0	1,1	0
Variante	20	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	21	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	22	1,1	0	1,1	0	1,1	0
Variante	23	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	24	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35
Variante	25	1,1	0	1,1	0	1,1	0
Variante	26	1,3	0,05	1,3	0,05	1,3	0,05
Variante	27	1,5	0,35	1,5	0,35	1,5	0,35

Tabella 5.13 - Valori di Sludge Factor e Sludge fraction per i sottosistemi di lega AlSi8MnMg0.3 [5].

Sistemi di lega	Gruppo	Quantità [%] della fase $Al_{15}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$ [Equilibrio]	Quantità [%] della fase $Al_{15}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$ [non-equilibrio, Scheil]
Al-Mg	1	1.9 - 3.3	0.000 - 0.002
Al-4Mg-Fe	2	Not determined	Not determined
AlSi10MnMg0.3	3	2.1 - 2.7	0.015 - 0.023
	4	2.1 - 2.8	0.015 - 0.023
	5	2.1 - 2.8	0.015 - 0.023
AlSi10MnMg0.2	6	2.1 - 2.8	0.016 - 0.023
	7	2.3 - 3.0	0.016 - 0.024
	8	2.6 - 3.3	0.021 - 0.028
	8.1	2.9 - 3.6	0.023 - 0.030
AlSi8MnMg0.3	9	2.1 - 2.8	0.015 - 0.022
	10	2.1 - 2.8	0.016 - 0.022
	11	2.1 - 2.8	0.016 - 0.022

Tabella 5.14 - Calcolo della quantità della fase intermetallica $Al_{15}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$ in tutti i sistemi e di tutte le varianti di lega studiate [5].

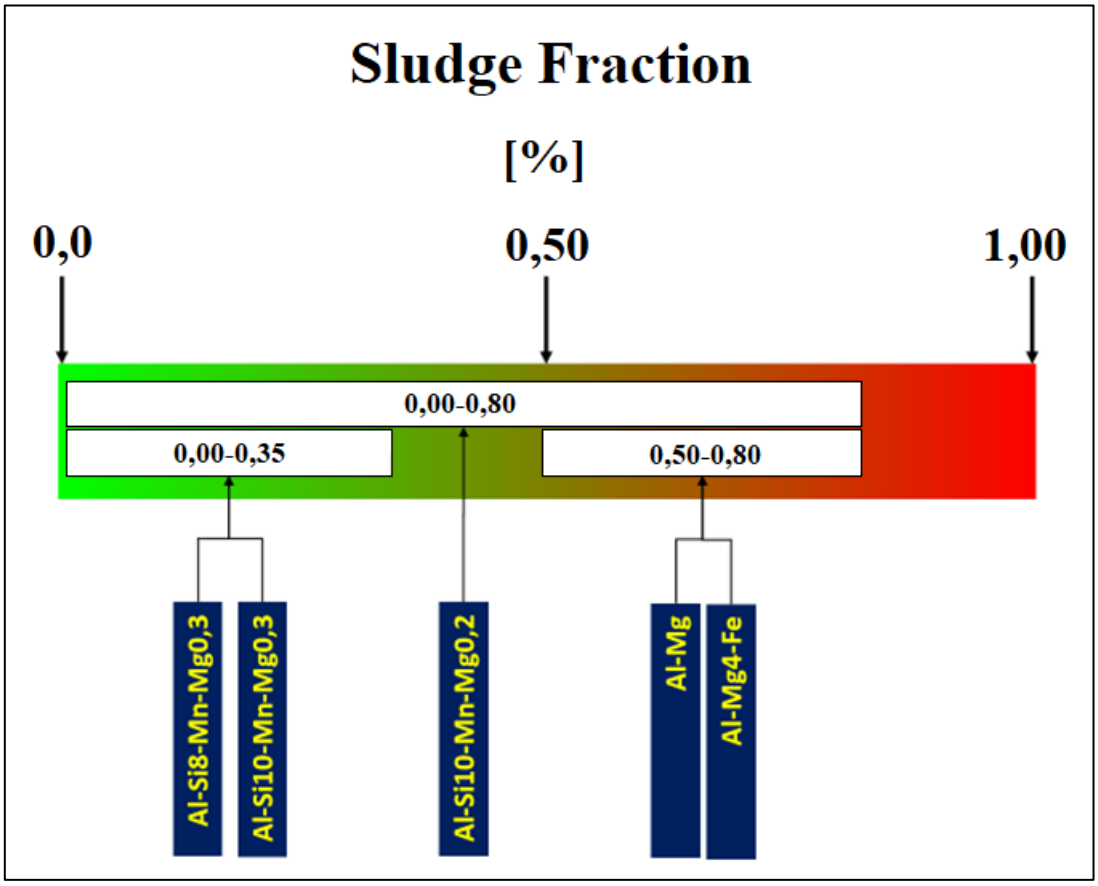


Figure 5.11 – Classificazione in termini di Sludge Fraction per i sistemi di lega studiati [5].

5.4. Die Soldering.

Die soldering o la metallizzazione dello stampo è un fenomeno tipico nei processi di pressocolata che si innesca durante il processo di solidificazione del metallo liquido a contatto con l'acciaio dello stampo. Il meccanismo del die soldering prevede cinque fasi in cui si innescano fenomeni di diffusione atomica, causati dall'elevata affinità fra alluminio e ferro; ciò è testimoniato dalla formazione di composti intermetallici binari e ternari con un contenuto progressivamente maggiore di ferro. Le cinque fasi, quindi, possono essere schematizzate come illustrato nella Figura 5.12 [49]:

a) Erosione superficiale dello stampo. L'alluminio, attaccando le regioni microstrutturali più deboli, ossia il bordograno, provoca la formazione di cretti e genera il fenomeno di pitting. In questo modo, la regione interessata risulta erosa.
b) Formazione di composti intermetallici binari. Attraverso fenomeni diffusivi, si innesca la formazione di composti intermetallici Fe-Al e la generazione della soluzione solida α-Fe.
c) Formazione di composti intermetallici ternari e precipitazioni di seconde fasi.
   A questo punto, i composti binari, reagendo con alluminio e silicio, evolvono nella struttura ternaria α-(Al-Fe-Si).
d) Accrescimento del layer intermetallico ed appianamento delle cavità da pitting.
   La morfologia della struttura ternaria è di tipo piramidale ed è governata dai fenomeni diffusivi che coinvolgono il ferro; l'accrescimento della struttura comporta la fusione delle cavità da pitting che, di conseguenza, subiscono un appiattimento.
e) Saldatura dell'alluminio al di sopra dello strato intermetallico. L'abbassamento della temperatura ed un progressivo abbassamento del gradiente di concentrazione di ferro determinano l'arresto dei fenomeni diffusivi e lo strato metallizzato è compiuto.

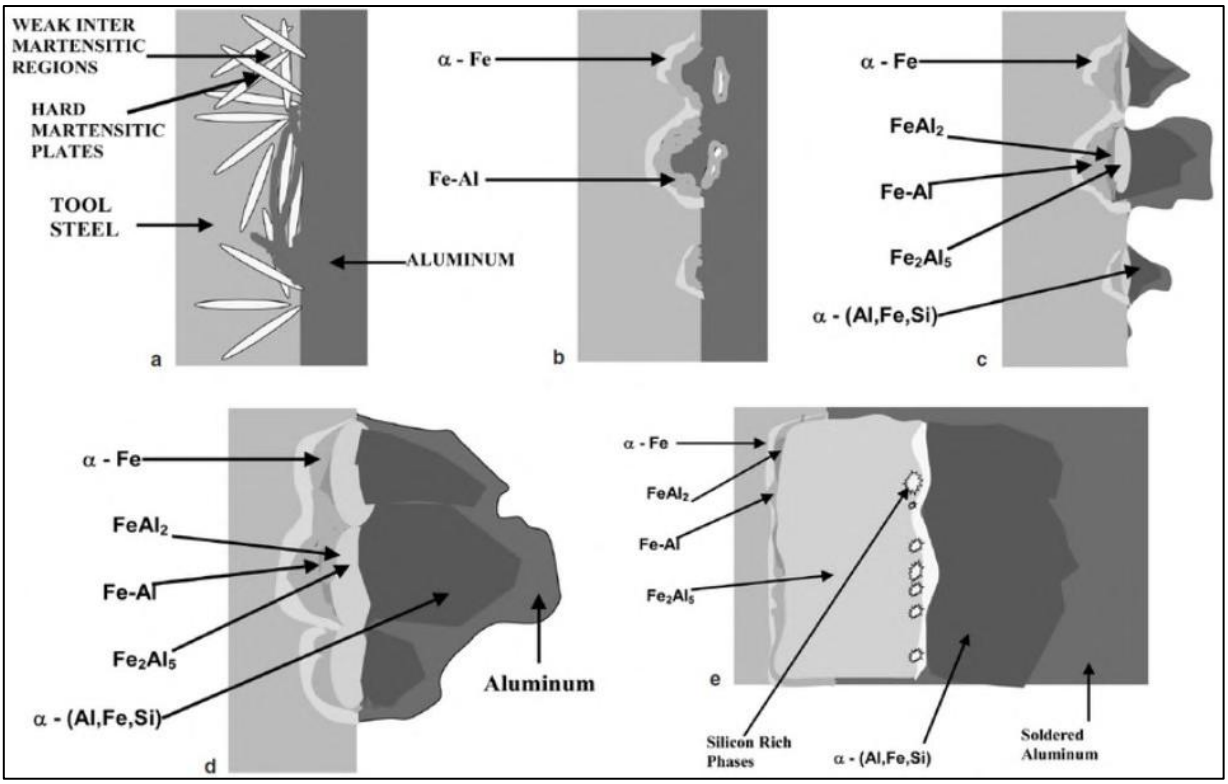


Figura 5.12 - Schema del processo di metallizzazione. (a) Erosione superficiale dello stampo, (b) Formazione di composti intermetallici binari, (c) Formazione di composti intermetallici ternari e precipitazioni di seconde fasi, (d) Accrescimento del layer intermetallico ed appianamento delle cavità da pitting, (e) Saldatura dell'alluminio al di sopra dello strato intermetallico [49].

Q. Han e S. Viswanathan [50] condussero un'analisi molto interessante sul meccanismo di die soldering: attraverso uno studio in laboratorio, misero in relazione le fasi intermetalliche, individuabili nel diagramma di fase Fe-Al con il gradiente di alluminio presente sulla superficie dello stampo. Il risultato può essere riassunto nella Figura 5.13: si possono individuare tre regioni caratteristiche sulla superficie dello stampo.

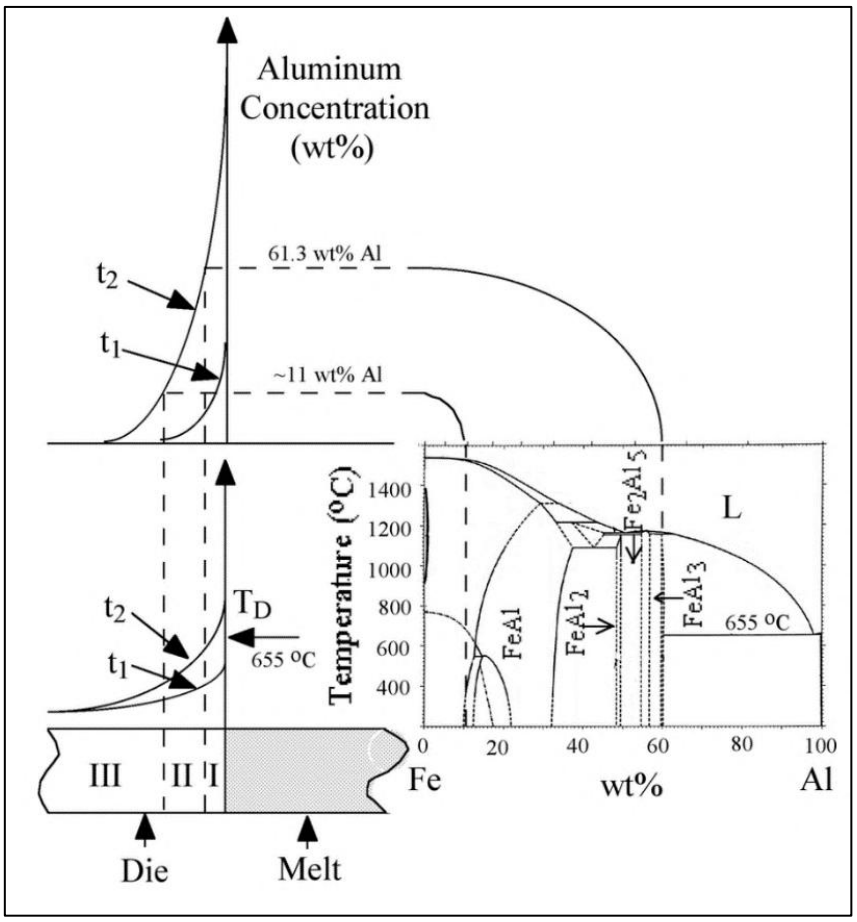


Figura 5.13 - Schema della relazione fra le possibili composizione dell'alluminio, i profili di temperatura sulla superficie dello stampo e le fasi risultanti per l'alluminio puro fuso in uno stampo di ferro. [50]

La regione I risulta essere la più critica, poiché contiene fasi intermetalliche ricche di alluminio, in particolare, Al_3Fe; tale componente ha una temperatura di fusione di circa 655°C la quale, generalmente, è inferiore alla temperatura di colata della lega di alluminio. Ciò comporta la fusione di tali fasi intermetalliche sulla superficie quando è ancora presente del liquido (Figura 5.14a). Successivamente, durante la solidificazione del liquido, le due fasi si saldano fra loro all'interfaccia stampo-getto (Figura 5.14b).

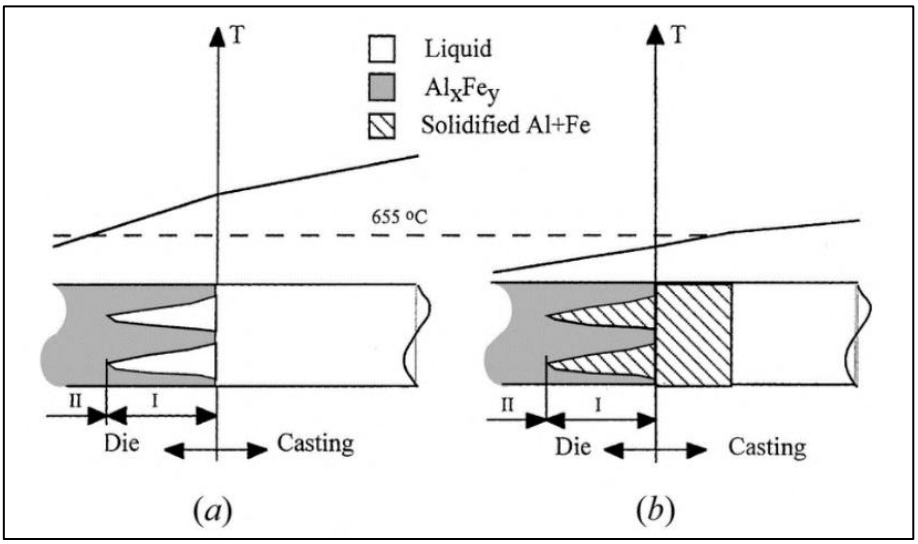


Figura 5.14 - Schema del meccanismo di die soldering per l'alluminio puro in uno stampo di ferro, (a) mostra la presenza di liquido sulla superficie dello stampo quando la temperatura in superficie è superiore alla temperatura critica di 655°C (b) mostra l'unione tra il getto e lo stampo durante la solidificazione [50].

5.4.1. I principali fattori coinvolti nel fenomeno di die soldering.

5.4.1.1. La temperatura.

La temperatura sulla superficie dello stampo è tra le variabili più importanti da tenere in considerazione per lo sviluppo di die soldering. Maggiori sono le temperature in gioco e più aumentano i coefficienti di diffusione, le velocità di reazione, dando maggior impulso al fenomeno di die soldering. Lo stampo necessita un adeguato raffreddamento, altrimenti, sarà pressocché impossibile prevenire lo sviluppo del fenomeno. Perciò, la progettazione del sistema di raffreddamento dello stampo è un aspetto da tenere in forte considerazione, in modo da riuscire a smaltire rapidamente il calore, riducendo il valore della temperatura e conseguentemente la metallizzazione dello stampo.
Gli studi di Tsuchiya [51] e Shivpuri [52] hanno mostrato la correlazione fra il die soldering e le alte temperature, nonché i fenomeni di erosione. Tuttavia, va sottolineato che se la corrispondenza fra il die soldering e le alte temperature è diretta, quella fra l'usura erosiva dei getti e temperatura è inversa.
Oltre alla progettazione del sistema di raffreddamento, un aspetto che sicuramente incide sulla genesi e propagazione del Die Soldering è la geometria del getto. Di solito, è l'aspetto maggiormente vincolante ma è fondamentale riconoscere quali possano essere gli eventuali punti caldi localizzati.

5.4.1.2. Gli elementi alliganti.

Le leghe di alluminio hanno un comportamento diverso in relazione al die soldering per via degli effetti degli elementi di lega. Gli studi condotti da Kajoch [53] hanno portato a classificare le principali leghe di alluminio da fonderia, in funzione della propria attitudine allo sviluppo di die soldering: mediante un sistema di saldatura ad attrito, è stato valutato il carico necessario affinché una sferetta in lega ed una di acciaio si unissero. Le leghe che necessitavano di un carico maggiore comportava una maggior difficoltà di reazione, e quindi, una minor tendenza alla metallizzazione.
La Tabella 5.15 mostra i risultati di questo esperimento.

Gruppo di lega	Lega	Carico (N)
Al	Al99.6	2600
	Al98	2650
Al-Mg	AlMg5Si (515)	2675
	AlMg10 (520)	2850
Al-Si-Cu	AlSi12Cu2 (319)	2775
	AlSi12Cu2 (383)	3550
Al-Si	AlSi9 (408)	3250
	AlSi12 (413)	3650

Tabella 5.15 - Risultati dell'esperimento condotto da Kajoch. [53]

Per quanto riguarda gli elementi di lega e i loro effetti relativamente all'innesco e propagazione del die soldering, fu Shankar [49] che, attraverso i suoi studi, valutò lo spessore dello strato intermetallico fra l'alluminio liquido e l'acciaio per stampi (H13) in funzione degli elementi alliganti. I risultati sono riassunti nella Figura 5.15.

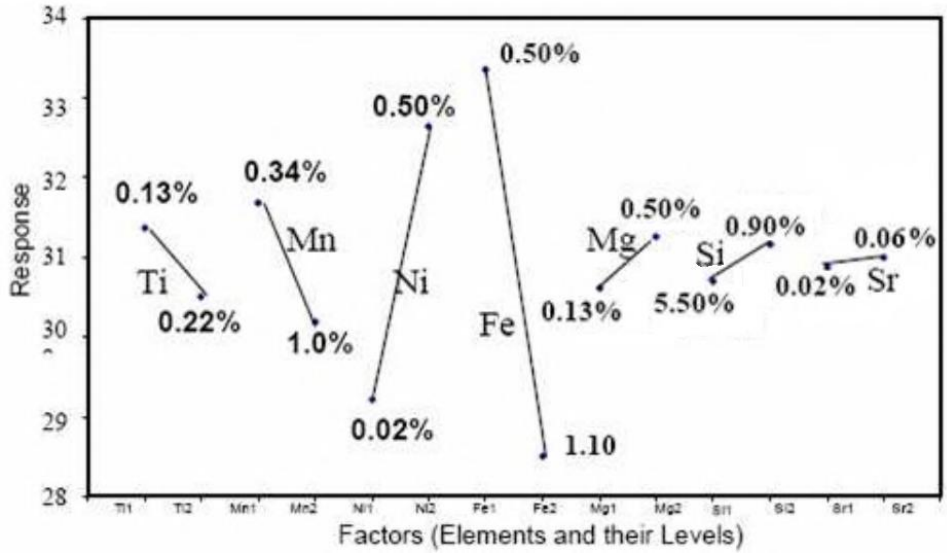


Figura 5.15: Effetti dei vari elementi sullo spessore dello strato intermetallico nella reazione tra H13 e l'alluminio fuso. [49]

Il ferro ed il nichel sono fra gli elementi che maggiormente influenzano lo sviluppo dello strato intermetallico. Infatti, il livello di ferro ha un ruolo importante nella pressocolata: la solubilità del ferro nelle leghe AlSi10 è di circa 2-4% alle temperature di colata ma decresce fino al 1-2% quando la temperatura del fuso è a contatto con la superficie dello stampo, aumentando la possibilità di innesco della metallizzazione. Quindi, anche l'aggiunta di minime quantità di ferro è in grado di rallentare le reazioni all'interfaccia stampo-alluminio fuso.
Chu [54] indica il tenore di ferro pari allo 0,8% affinché si generi la reazione eutettica Al-Fe-Si. Quindi, l'aggiunta di ferro a questo livello può ridurre significativamente il verificarsi di die soldering. Lo svantaggio, però, è il deterioramento delle proprietà meccaniche, associate proprio alle fasi intermetalliche del ferro che si generano durante la solidificazione.
Il tenore di ferro ha un effetto anche sulla vita a fatica delle leghe: nei suoi studi, Yi [55] afferma che passare dallo 0,06% ad un tenore di 0,57% riduce la vita a fatica a lungo termine, aumentando, seppur di poco, quella a breve termine. Ciò è dovuto al fatto che la morfologia delle fasi intermetalliche ricche di ferro promuove l'innesco della cricca.

5.4.1.3. La superficie dello stampo.

La condizione della superficie dello stampo è un fattore critico per la prevenzione dello stesso.
Le aree dello stampo a contatto con la lega fusa hanno molta più probabilità di subire die soldering per via della loro temperatura maggiormente elevata.
In caso vi fosse una superficie ruvida, le minime sporgenze che la qualificano, saranno caratterizzate da una temperatura più alta rispetto alle aree relative ad una superficie liscia: quindi, è fondamentale che la superficie dello stampo risulti completamente liscia.
La condizione della superficie dello stampo può essere preservata attraverso tecniche di pulizia e da rivestimenti superficiali il cui scopo è quello di rallentare il fenomeno erosivo. Anche la rugosità superficiale dello stampo è un fattore importante, in particolare nell'azione esplicata dai lubrificanti. Infatti, se la superficie dello stampo fosse troppo liscia, il lubrificante potrebbe non aderire correttamente e compromettere gli eventuali vantaggi associati all'azione lubrificativa.

5.4.2. Tendenza al die soldering [20].

La fase intermetallica β-Al_5FeSi risulta essere quella maggiormente responsabile dell'incollaggio del metallo fuso con lo stampo; ciò è dovuto alla morfologia irregolare di tale fase, nello specifico, alla propria struttura aciculare. Quando la temperatura di solidus è inferiore alla temperatura di colata del fuso, la frazione di fase solida di alluminio (Al-α) e la lega diventano liquidi e solidificano in corrispondenza della fase β-Al_5FeSi da cui ne deriva il fenomeno del die soldering.

Tuttavia, l'aspetto principale è che la forma dell'interfaccia intermetallica, che risulta avere un effetto particolarmente negativo, può essere alterata dalla composizione della lega, mediante il contenuto di ferro. Va ricordato, però, che maggiori tenori di ferro comportano un effetto dannoso relativamente alla tenacità e alla duttilità del getto.

In generale, l'interfaccia intermetallica ottimale è priva della fase β-Al_5FeSi; inoltre, lo strato intermetallico dovrebbe rimanere come uno strato solido e compatto sull'acciaio dello stampo, impedendo la diffusione e quindi lo sviluppo del fenomeno del die soldering. Fra gli elementi che inibiscono la formazione della fase intermetallica β-Al_5FeSi vi è il manganese. Tuttavia, va ricordato che crescenti contenuti di manganese generano, all'interno del fuso liquido, un maggior numero di fasi fragili, che può portare ad una riduzione della duttilità.

Molibdeno e cobalto sono due elementi che ottengono effetti simili a Mn. La differenza sta nel loro tenore in peso sufficiente che si attesta a valori inferiori dello 0,3% in peso. Ad ogni modo, se il Mo rappresenta un'alternativa efficiente per Mn, il Co sembra funzionare solo parzialmente.

Il cromo è l'elemento più efficace contro il die soldering. Inibisce la formazione della fase β-Al_5FeSi e riduce lo spessore complessivo dell'interfaccia intermetallica. La microscopia ottica indica la promozione della fase β-Fe_2Al_5, che potrebbe impedire la diffusione nei primi stati di formazione intermetallica. Il cromo è l'unico elemento studiato, che fornisce entrambe le caratteristiche di un'interfaccia intermetallica ottimale. Aggiunte pari allo 0,2% in peso, risultano sufficienti per ottenere questi effetti. Tuttavia, va considerato che l'interazione tra cromo e manganese può avere un impatto sulla duttilità, nonché sulla prevenzione della saldatura [56].

Tali aspetti possono essere sintetizzati introducendo il concetto per il quale, per la colata di una lega di alluminio in uno stampo di acciaio, esiste una temperatura critica al di sopra della quale tende a verificarsi die soldering [50].

La temperatura critica è influenzata dagli elementi presenti nella lega e dalla composizione dell'acciaio dello stampo. Alla temperatura critica (T_C), il ferro inizia a reagire con l'alluminio, formando una fase liquida ricca di alluminio e composti intermetallici. Il risultato è l'unione del liquido con lo stampo.

La temperatura critica, dunque, è uguale alla temperatura di solidus della lega risultante.
È un parametro fondamentale perché viene utilizzata per prevedere l'inizio della metallizzazione e la frazione liquida locale è correlata alla tendenza di die soldering.
I calcoli termodinamici attraverso il software Thermo-Calc possono essere utilizzati per determinare la temperatura critica (T_C) e la tendenza alla metallizzazione (Figura 5.16). Diminuire il parametro T_C significa aumentare la tendenza alla metallizzazione degli stampi.

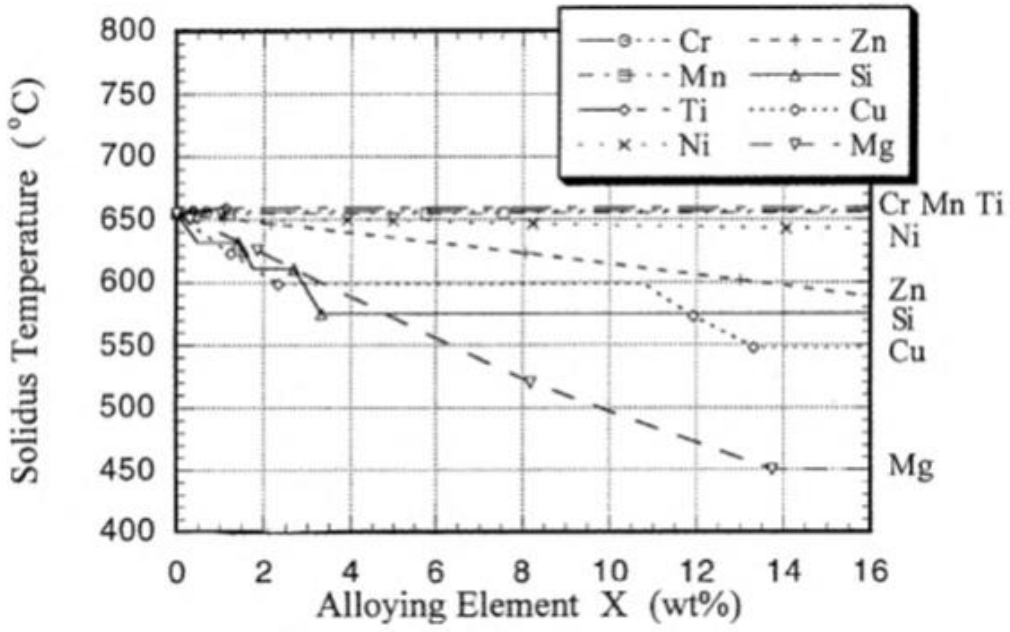


Figura 5.16 - Temperatura di Solidus per un sistema di alluminio, con il 4% in peso di ferro, in funzione della quantità crescente di elementi in lega X, indicando l'effetto di vari elementi di lega sulla temperatura critica di metallizzazione, T_C [50].

In letteratura [57] vi è un approccio semplificato: mediante prove sperimentali, viene calcolato un indice, definito indice di die soldering (DSI) relativo a quantità selezionate di Fe, Si e Mn nella lega di Alluminio. L'evoluzione dei valori di tale indice è mostrata nella Figura 5.17 (numeri DSI inferiori corrispondono a una tendenza inferiore di die soldering).

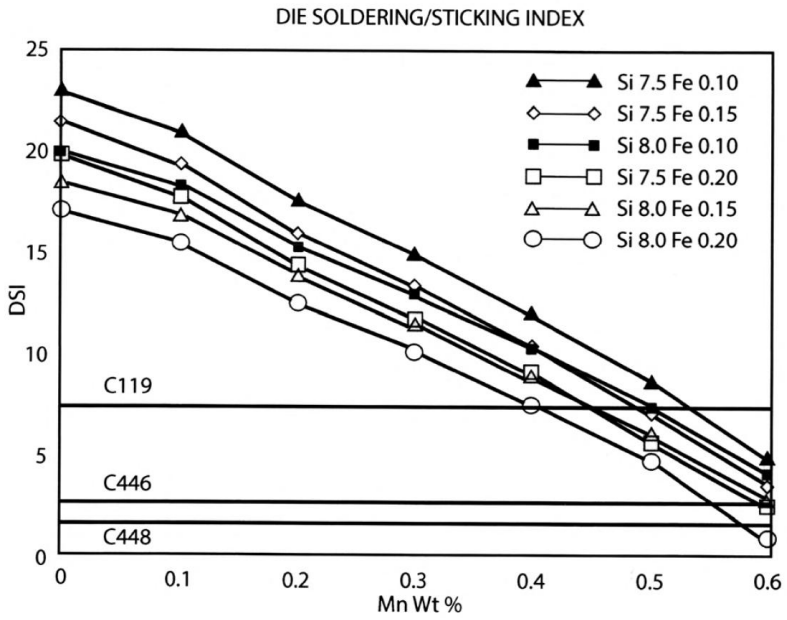


Figura 5.17 - Indice di die soldering in diverse leghe da fonderia. [57]

Un altro approccio riguarda l'introduzione dell'Indice di Estrazione (EI_n), il quale è direttamente correlato alla quantità di Fe e Mn (ossia, gli elementi che minimizzano i fenomeni di erosione e metallizzazione) nella lega. Può essere stimato come:

$$EI_n = (\%\ Fe + \%\ Mn) \cdot 100 \qquad (18)$$

Dunque, i criteri adottati per la valutazione e la classificazione della tendenza allo sviluppo della metallizzazione dello stampo nelle leghe SALEMA sono le seguenti:

- Valutazione del DSI, per gli intervalli di composizioni coerenti con i metodi sopracitati;
- Valutazione dei valori di EIn mediante l'equazione per tutti i sistemi di lega indagati;
- Valutazione della temperatura critica (T_C), mediante il software Thermo-Calc, per un gruppo selezionato di leghe.

La comparazione dei risultati sarà volta all'individuazione delle varianti di lega più idonee, ad essere oggetto di test da pressocolata.

5.4.3. Valutazione della tendenza al die soldering [5].

In letteratura, come ampiamente descritto nei paragrafi precedenti, la tendenza al die soldering viene controllata dalla presenza, in lega, degli elementi di ferro e manganese. Pertanto, è stato introdotto l'Indice di Estrazione (EI) come somma della quantità di Fe e Mn nella lega.
Le Tabelle 5.16-5.19 riportano i valori di EI per tutte le varianti di ogni set di lega, evidenziando in verde le migliori varianti relativamente a questo aspetto.
Si noti che per le leghe AlSi8-Mn-Mg0,3 è possibile stimare anche l'Indice di Die Soldering (DSI) utilizzando il diagramma in Figura 5.18. In questo particolare caso, l'intervallo per il DSI è:

- da 6 a 8, se l'importo di Mn è 0,45%;
- da 3 a 5, se l'importo di Mn è 0,55%;
- da 0 a 1, se l'importo di Mn è 0,65%.

Per quanto riguarda, invece, i sistemi Al-Si10-Mn-Mg0,2 e Al-Si10-Mn-Mg0,3 si può stimare che:

- i valori del tenore di Mn sono compresi tra 0,45 e 0,65;
- il valore del tenore di Fe è mantenuto allo 0,2%;
- un aumento della quantità di Si (da 8 a 10) è sicuramente associato ad una diminuzione di DSI (facendo riferimento al diagramma in Figura 5.18).

Dunque, la totalità dei sistemi di lega studiati Al-Si è caratterizzata da un basso valore di DSI, ossia, difetti limitati relativamente ai fenomeni di die soldering.
La Figura 5.19 riassume i risultati ottenuti in termini di Indice di Estrazione, dimostrando che:

- Al-Mg e Al-Mg4-Fe presentano il massimo dell'Indice di Estrazione, oscillando, nei casi più favorevoli, dall'1,2 all'1,8%;
- alcuni dei sottosistemi AlSi10-Mn-Mg0,2 presentano buoni valori dell'Indice di Estrazione, che oscillano, nei casi più favorevoli, dall'1,0 all'1,1%.

Varianti		Al-Mg – gruppo 1 Indice di Estrazione	Al-Mg4-Fe – gruppo 2 Indice di Estrazione
Variante	1	0,80	1,60
Variante	2	0,90	1,60
Variante	3	1,00	1,60
Variante	4	1,10	1,70
Variante	5	1,20	1,70
Variante	6	0,90	1,70
Variante	7	1,20	1,80
Variante	8	0,95	1,80
Variante	9	1,25	1,80
Variante	10	1,00	1,60
Variante	11	1,30	1,60
Variante	12	0,80	1,60
Variante	13	0,90	1,70
Variante	14	1,00	1,70
Variante	15	1,10	1,70
Variante	16	1,20	1,80
Variante	17	0,90	1,80
Variante	18	1,20	1,80
Variante	19	0,95	1,60
Variante	20	1,25	1,60
Variante	21	1,00	1,60
Variante	22	1,30	1,70
Variante	23	0,80	1,70
Variante	24	0,90	1,70
Variante	25	1,00	1,80
Variante	26	1,10	1,80
Variante	27	1,20	1,80
Variante	28	0,90	1,60
Variante	29	1,20	1,60
Variante	30	0,95	1,60
Variante	31	1,25	1,70
Variante	32	1,00	1,70
Variante	33	1,30	1,70
Variante	34	0,80	1,80
Variante	35	0,90	1,80
Variante	36	1,00	1,80
Variante	37	1,10	1,60
Variante	38	1,20	1,60
Variante	39	0,90	1,60
Variante	40	1,20	1,60
Variante	41	0,95	1,60
Variante	42	1,25	1,60
Variante	43	1,00	1,70
Variante	44	1,30	1,70
Variante	45		1,70
Variante	46		1,70
Variante	47		1,70
Variante	48		1,70
Variante	49		1,80
Variante	50		1,80
Variante	51		1,80
Variante	52		1,80
Variante	53		1,80
Variante	54		1,80

Tabella 5.16 - Valori dell'Indice di Estrazione per i sistemi di lega Al-Mg e Al-Mg4-Fe [5].

Varianti		AlSi10MnMg0.3 gruppo 3	AlSi10MnMg0.3 gruppo 4	AlSi10MnMg0.3 gruppo 5
		Indice di Estrazione	Indice di Estrazione	Indice di Estrazione
Variante	1	0,65	0,65	0,65
Variante	2	0,75	0,75	0,75
Variante	3	0,85	0,85	0,85
Variante	4	0,65	0,65	0,65
Variante	5	0,75	0,75	0,75
Variante	6	0,85	0,85	0,85
Variante	7	0,65	0,65	0,65
Variante	8	0,75	0,75	0,75
Variante	9	0,85	0,85	0,85
Variante	10	0,65	0,65	0,65
Variante	11	0,75	0,75	0,75
Variante	12	0,85	0,85	0,85
Variante	13	0,65	0,65	0,65
Variante	14	0,75	0,75	0,75
Variante	15	0,85	0,85	0,85
Variante	16	0,65	0,65	0,65
Variante	17	0,75	0,75	0,75
Variante	18	0,85	0,85	0,85
Variante	19	0,65	0,65	0,65
Variante	20	0,75	0,75	0,75
Variante	21	0,85	0,85	0,85
Variante	22	0,65	0,65	0,65
Variante	23	0,75	0,75	0,75
Variante	24	0,85	0,85	0,85
Variante	25	0,65	0,65	0,65
Variante	26	0,75	0,75	0,75
Variante	27	0,85	0,85	0,85

Tabella 5.17 - Valori dell'Indice di Estrazione per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.3 [5].

Varianti		AlSi10MnMg0.2 gruppo 6	AlSi10MnMg0.2 gruppo 7	AlSi10MnMg0.2 gruppo 8	AlSi10MnMg0.2 gruppo 8.1
		Indice di Estrazione	Indice di Estrazione	Indice di Estrazione	Indice di Estrazione
Variante	1	0,65	0,70	0,80	0,90
Variante	2	0,75	0,80	0,90	1,00
Variante	3	0,85	0,90	1,00	1,10
Variante	4	0,65	0,70	0,80	0,90
Variante	5	0,75	0,80	0,90	1,00
Variante	6	0,85	0,90	1,00	1,10
Variante	7	0,65	0,70	0,80	0,90
Variante	8	0,75	0,80	0,90	1,00
Variante	9	0,85	0,90	1,00	1,10
Variante	10	0,65	0,70	0,80	0,90
Variante	11	0,75	0,80	0,90	1,00
Variante	12	0,85	0,90	1,00	1,10
Variante	13	0,65	0,70	0,80	0,90
Variante	14	0,75	0,80	0,90	1,00
Variante	15	0,85	0,90	1,00	1,10
Variante	16	0,65	0,70	0,80	0,90
Variante	17	0,75	0,80	0,90	1,00
Variante	18	0,85	0,90	1,00	1,10
Variante	19	0,65	0,70	0,80	0,90
Variante	20	0,75	0,80	0,90	1,00
Variante	21	0,85	0,90	1,00	1,10
Variante	22	0,65	0,70	0,80	0,90
Variante	23	0,75	0,80	0,90	1,00
Variante	24	0,85	0,90	1,00	1,10
Variante	25	0,65	0,70	0,80	0,90
Variante	26	0,75	0,80	0,90	1,00
Variante	27	0,85	0,90	1,00	1,10

Tabella 5.18 - Valori dell'Indice di Estrazione per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 [5].

Varianti		AlSi8MnMg0.3 gruppo 9	AlSi8MnMg0.3 gruppo 10	AlSi8MnMg0.3 gruppo 11
		Indice di Estrazione	Indice di Estrazione	Indice di Estrazione
Variante	1	0,65	0,65	0,65
Variante	2	0,75	0,75	0,75
Variante	3	0,85	0,85	0,85
Variante	4	0,65	0,65	0,65
Variante	5	0,75	0,75	0,75
Variante	6	0,85	0,85	0,85
Variante	7	0,65	0,65	0,65
Variante	8	0,75	0,75	0,75
Variante	9	0,85	0,85	0,85
Variante	10	0,65	0,65	0,65
Variante	11	0,75	0,75	0,75
Variante	12	0,85	0,85	0,85
Variante	13	0,65	0,65	0,65
Variante	14	0,75	0,75	0,75
Variante	15	0,85	0,85	0,85
Variante	16	0,65	0,65	0,65
Variante	17	0,75	0,75	0,75
Variante	18	0,85	0,85	0,85
Variante	19	0,65	0,65	0,65
Variante	20	0,75	0,75	0,75
Variante	21	0,85	0,85	0,85
Variante	22	0,65	0,65	0,65
Variante	23	0,75	0,75	0,75
Variante	24	0,85	0,85	0,85
Variante	25	0,65	0,65	0,65
Variante	26	0,75	0,75	0,75
Variante	27	0,85	0,85	0,85

Tabella 5.19 - Valori dell'Indice di Estrazione per i sottosistemi di lega AlSi8MnMg0.3 [5].

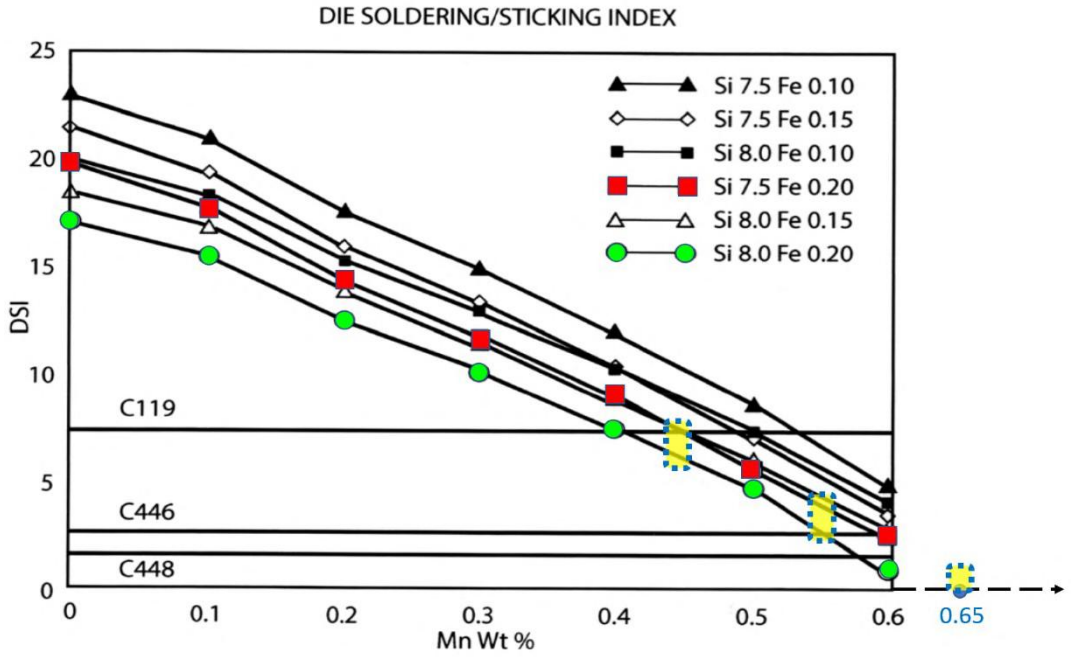


Figura 5.18 - Stima dell'Indice di Die Soldering (DSI) per i sottosistemi di leghe AlSi8MnMg0.3 (aree in giallo), elaborati da [17].

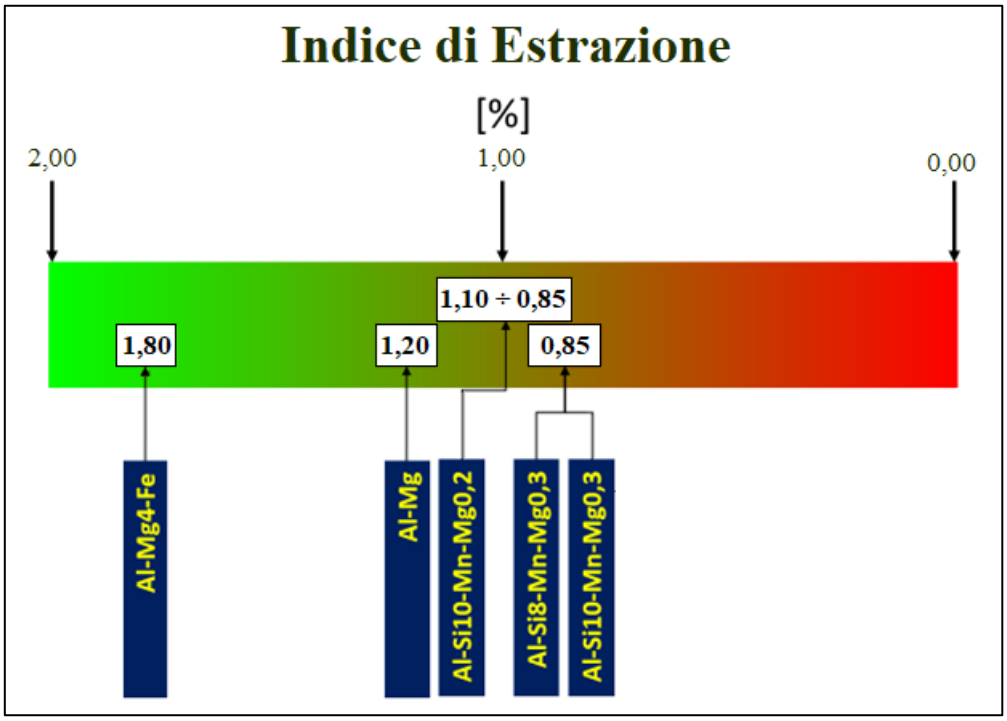


Figura 5.19 - Classificazione in termini di Indice di Estrazione per i sistemi di leghe investigati [5].

5.5. Hot Tearing.

Il fenomeno del Hot Tearing (strappo a caldo) è fra i difetti principali che può essere riscontrato nella realizzazione di getti da fonderia. In alcuni casi, viene anche denominato cracking da solidificazione. Generalmente, lo strappo a caldo si esplicita nella formazione di una fessura a seguito delle deformazioni generate durante il raffreddamento, quando la temperatura è al di sopra della temperatura di solidus, in condizioni di non-equilibrio. Quindi, successivamente alla nucleazione della fessura, avviene la crescita interdendritica all'interno del materiale, durante la solidificazione.

5.5.1. Teorie di base sui meccanismi di Hot Tearing.

Molte sono state le teorie per spiegare il verificarsi di strappi a caldo durante la colata; l'aspetto principale su cui tutti gli studiosi convengono è che i meccanismi relativi alla separazione intercristallina del materiale sono una combinazione di effetti metallurgici e meccanici. Infatti, lo strappo a caldo richiede sia una sufficiente deformazione (aspetto meccanico) che una microstruttura suscettibile (aspetto metallurgico) [58].

5.5.1.1. Teoria delle cricche a caldo.

Verö [59] propose la propria teoria relativa alle cricche a caldo studiando i sistemi di leghe Al-Si, affermando che durante la transizione liquido-solido, a seguito della nucleazione, i cristalli primari crescono con conseguente diminuzione del volume di liquido e coalescono, formando una rete coerente. Nella teoria, quindi, è previsto che lo strappo sia causato dalle deformazioni, conseguenti alla contrazione delle dendriti primarie, durante il processo di solidificazione nell'intervallo liquidus-solidus. La Figura 5.20 riassume i risultati di Verö secondo il diagramma di fase Al-Si.

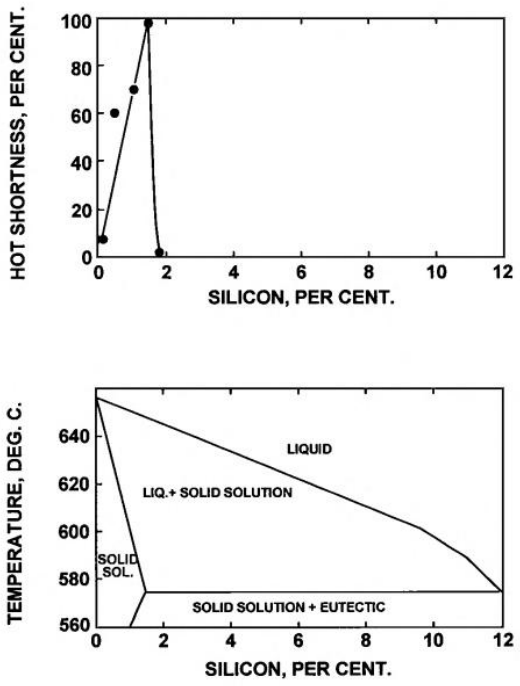


Figura 5.20 - Relazione tra hot tearing e la composizione delle leghe Al-Si relativa al diagramma binario. [59]

Secondo Verö lo strappo a caldo si verifica solamente in un particolare intervallo definito come "intervallo effettivo di solidificazione", come riportato in Figura 5.21.

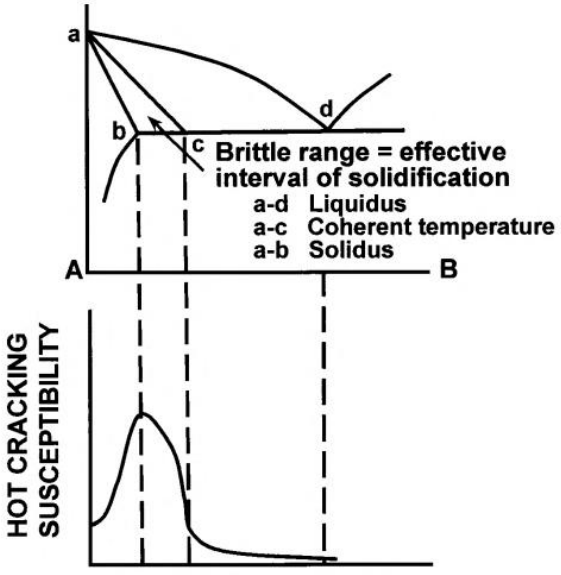


Figura 5.21 - Suscettibilità di Hot Tearing per lega eutettica (Teoria della cricca a caldo). [59]

5.5.1.2. Teoria della deformazione.

Secondo Pellini [60] e i suoi collaboratori [61] lo strappo a caldo è causato dalle deformazioni localizzate, generate da gradienti termici i quali tendono a disgregare le masse solide del materiale separate da un film di liquido continuo. Tale film liquido è il risultato della fusione residua segregata. Per la sua natura intrinseca, la resistenza e la duttilità di una massa di grani solidi separati da un film liquido sono di ordine estremamente basso. Quindi, si propone di spiegare in maniera generalizzata il meccanismo di hot tearing in termini di velocità di deformazione imposta alle regioni del film liquido. La Figura 5.22 descrive schematicamente la teoria in questione.

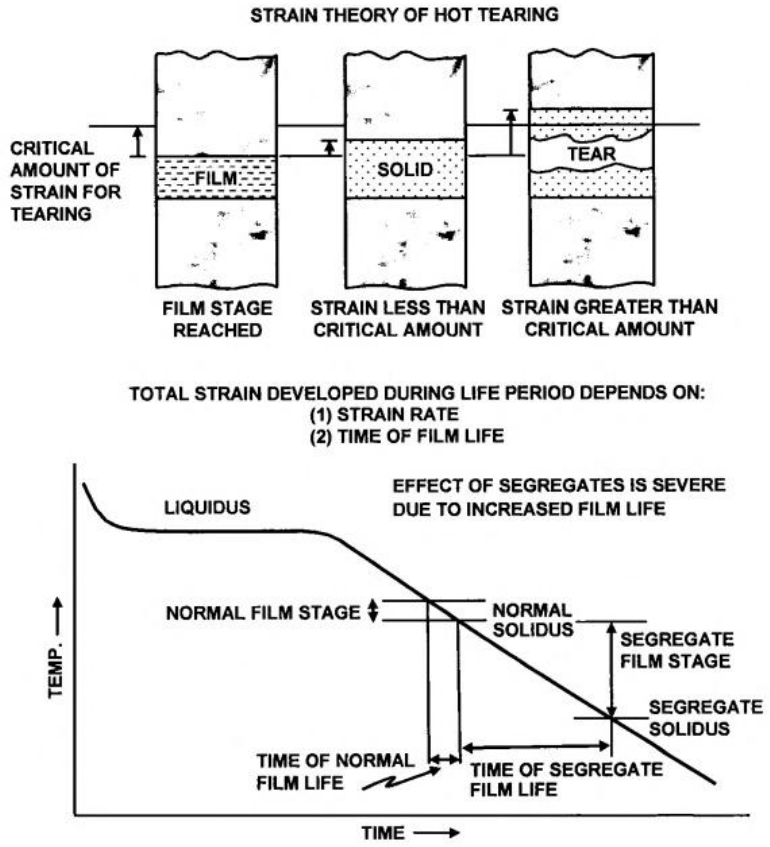


Figura 5.22 - Sviluppo della deformazione dalla fase di film alla solidificazione di non-equilibrio [60].

Differentemente dalla teoria di Verö, gli strappi a caldo non possono sussistere nella fase di solidificazione all'interfaccia fra le due fasi: la quantità di liquido interdendritico potrebbe svolgere il ruolo di serbatoio, alimentando l'interfaccia. Perciò, lo strappo si verifica solo quando si raggiunge lo stadio di film liquido in modo tale che le deformazioni si concentrino al loro interno.

Apblet e Pellini [62] condussero degli studi che portarono a definire la relazione tra la capacità di assorbimento delle sollecitazioni e l'allungamento a frattura, durante le varie fasi della solidificazione.

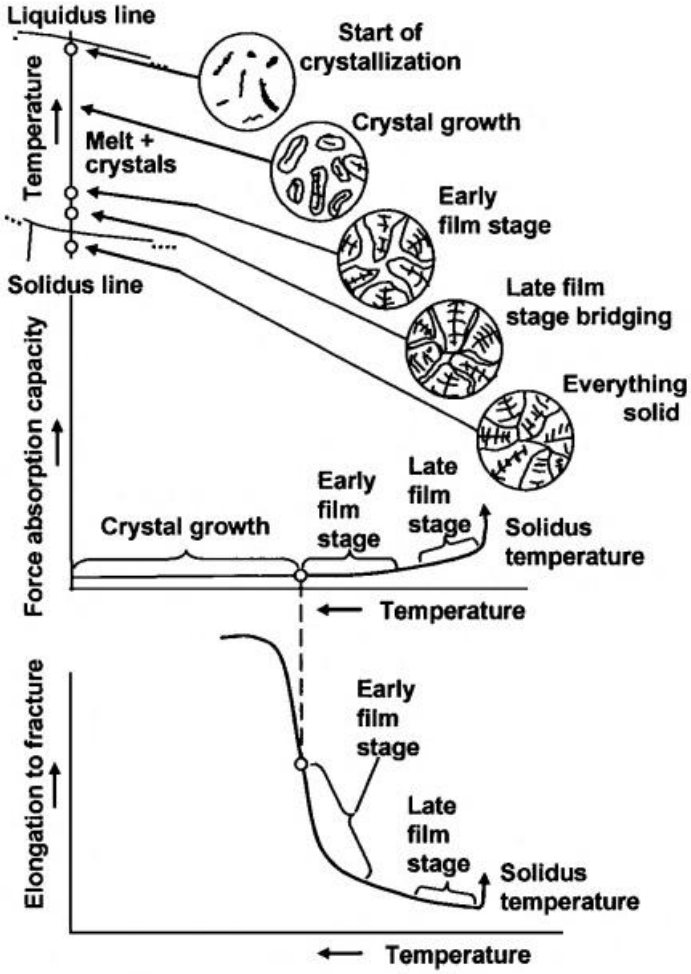


Figura 5.23 - Diagramma che mostra la relazione fra l'evoluzione della microstruttura, l'allungamento, la sollecitazione e la temperatura [62].

La Figura 5.23 mostra il decremento dell'allungamento durante il raffreddamento dalla temperatura di liquidus a quella di solidus: l'evoluzione della microstruttura comporta una diminuzione del movimento dei grani cristallini. Durante l'intervallo di solidificazione delle leghe da fonderia, la resistenza a trazione e l'allungamento a frattura hanno valori più bassi rispetto a quelli allo stato solido [63, 64]. Perciò, l'eventuale comparsa di strappi a caldo si avrà proprio durante l'intervallo critico di temperatura; i fattori principali da cui dipende l'entità del fenomeno sono la velocità di deformazione, l'aumento dello stadio del film liquido in funzione del tempo, la quantità di materiale segregato, la dimensione del grano cristallino.

5.5.1.3. Teoria generalizzata.

La teoria generalizzata di Borland [65] si propone di spiegare i meccanismi di hot tearing come una combinazione delle due teorie precedenti; si fonda sul principio per cui la distribuzione del liquido è fortemente influenzata dal rapporto tra l'energia dell'interfaccia solido-liquido e l'energia di bordo grano. Tale rapporto sarà basso se il film liquido si estende all'intera superficie del grano (sia le superfici che i bordi); sarà alto se il film liquido sarà limitato a bordograno e negli angoli.
La situazione che risulta essere maggiormente vantaggiosa è quella con un rapporto delle energie più alto, poiché il grano cristallino con un'area più ampia sarà in grado di interconnettersi e realizzare una rete coerente in grado di sopportare le sollecitazioni termiche, generate durante il raffreddamento. Ciò determina una minor possibilità che le fessurazioni sopraggiungano.
Dunque, la tendenza allo strappo a caldo, durante il raffreddamento tra liquidus e solidus, è influenzata principalmente da tre effetti relativi:

- alla modalità di solidificazione;
- alle energie di interfase e di bordo grano (angolo diedro);
- agli elementi di soluto.

5.5.1.3.1. Effetto del processo di solidificazione.

In Figura 5.24 vengono indicati i quattro stadi con cui viene descritto il processo di solidificazione, ad ognuno dei quali, è associato il rischio di hot tearing.

I quattro stadi del processo di solidificazione sono i seguenti [65]:

- Stage 1: Formazione delle dendriti primarie.
  Le dendriti sono disperse nel liquido. Liquido e fase solida sono in grado di muoversi liberamente.
- Stage 2: Coalescenza delle dendriti.
  Il liquido continua a muoversi liberamente ed è in grado di circolare fra i rami delle dendriti che iniziano ad incastrarsi fra loro. In questa fase, è ancora possibile un sanamento di una cricca incipiente.
- Stage 3: Sviluppo dei bordi grano.
  I cristalli sono in un fase avanzata di sviluppo e la massa semisolida che si sta sviluppando impedisce il passaggio del liquido. Si è nell'intervallo di temperatura critico; il movimento fra le fasi è pregiudicato e ciò comporta l'impossibilità di sanamento di eventuali cricche incipienti.
- Stage 4: Solidificazione.
  Il liquido rimanente della lega ormai è completamente solidificato.

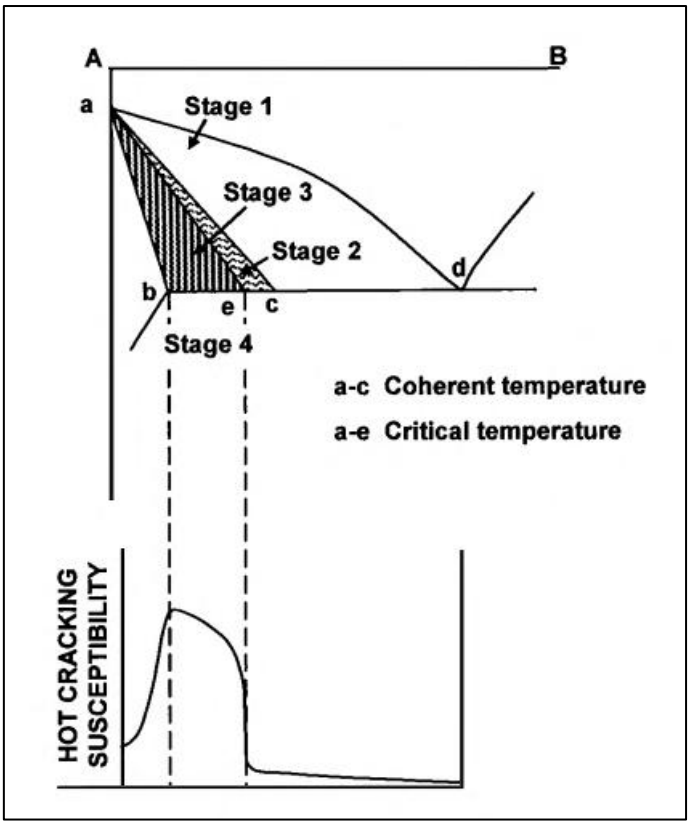


Figura 5.24 - Effetto degli intervalli di temperatura sulla suscettibilità di hot tearing nei sistemi di leghe binari [65].

Come scritto in precedenza, i materiali sono suscettibili allo strappo a caldo quando viene raggiunta la temperatura di coerenza; si tratta della seconda fase del processo di solidificazione. È in questa fase che sussistono due eventualità: la prima è il sanamento di eventuali strappi incipienti attraverso l'alimentazione del metallo liquido, mentre la seconda è un ulteriore sviluppo della microstruttura che impedisce la circolazione libera del metallo liquido, pregiudicando la prima eventualità.
Nel terzo stadio, invece, il fuso è in uno stato semisolido poiché la solidificazione avanza: in questo stadio, gli eventuali strappi originati nello stadio precedente non possono più essere sanati dal liquido per via del movimento dei grani all'interno della massa semisolida che ostacola il liquido rimanente. Per questo motivo, il terzo stadio è definito "Intervallo Critico di Solidificazione" (CSR) [65]. Bisogna precisare che il liquido rimanente solidifica in condizioni di non-equilibrio: ciò comporta un abbassamento della temperatura di solidus, la mancanza di diffusione, l'aumento del CSR e conseguentemente l'aumento di hot tearing.

5.5.1.3.2. Effetto dell'energia all'interfaccia e dell'energia a bordo grano.

La tendenza al hot tearing è correlata anche alla disposizione del liquido; durante la solidificazione, i grani coalescono tra loro e se il liquido copre l'intera superficie dei grani, le sollecitazioni accumulate precedentemente tra i grani, possono svilupparsi esclusivamente attraverso i bordi grano. Nel caso in cui, invece, il liquido è limitato ai bordi grano e sugli angoli del reticolo, le sollecitazioni necessarie per sviluppare fenomeni di hot tearing saranno più elevate. Durante la solidificazione, tale distribuzione è correlata alle energie interfacciali liquido/solido. Bisogna precisare, che tali aspetti termodinamici sono influenzati fortemente dalle velocità di raffreddamento.
La conformazione della fase liquida ai bordi grano è determinata principalmente dal rapporto tra l'energia all'interfaccia solido/liquido (γ_{SL}) e l'energia del bordo grano (γ_{SS}). Per quanto riguarda la distribuzione e la quantità di liquido, i fattori determinanti sono la dimensione e la forma del grano, l'effetto della temperatura (e, quindi, della velocità di raffreddamento). Nello specifico, la velocità di raffreddamento determina la pendenza delle linee liquidus e solidus che, a loro volta, determinano la composizione del liquido a contatto con i cristalli in accrescimento; ed a tale composizione può essere associato il valore del rapporto γ_{SL}/γ_{SS}. Smith [66] enunciò il concetto di bagnabilità dei bordi di grano determinata da una fase liquida. Mise in relazione il rapporto γ_{SL} / γ_{SS} con l'angolo diedro (ϑ) dell'interfaccia solido/liquido:

$$\frac{\gamma_{SL}}{\gamma_{SS}} = \frac{1}{2 \cdot \cos\vartheta} \qquad (19)$$

dove:

- γ_{SL}: energia all'interfaccia solido/liquido;
- γ_{SS}: energia a bordo grano;
- ϑ: angolo diedro.

Rogerson e Borland [67] stabilirono gli angoli diedri delle interfacce solido/liquido di sistemi binari. Dunque, per valori elevati dell'angolo diedro, le regioni liquide intergranulari risultanti sono di tipo globulare e dovrebbero avere un minor effetto dannoso per via della possibilità di avere una maggior coesione intergranulare. Valori inferiori dell'angolo diedro, invece, comportano regioni liquide a film continuo.

Per quanto riguarda i meccanismi di estensione precedenti allo strappo, vi sono studi [68] in cui si fa riferimento a modelli esagonali e quadrati, in cui la dimensione principale del grano è pari ad “a” ed il film di spessore liquido è pari a “b”.

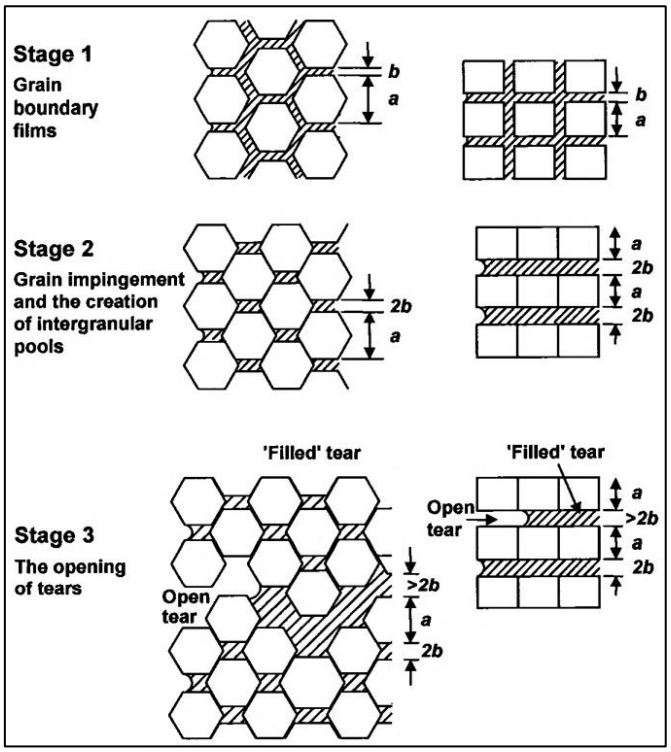


Figura 5.25 - Modelli relativi ai meccanismi di estensione pre-strappo [68].

La figura 5.25 si propone di descrivere il meccanismo di tali modelli: l’estensione pre-strappo (ε), definiti “a” e “b” le dimensioni del grano, è circa pari a b/a. Quindi, l’estensione è direttamente proporzionale alla quantità di liquido presente ed inversamente proporzionale alla granulometria. Ne deriva che le sollecitazioni possono essere sopportate senza sviluppo di hot tearing quando si ha una granulometria più fine; inoltre, in caso di liquido residuo lungo i bordi grano, si ha la possibilità per le sollecitazioni di scivolare lungo tali bordi.

5.5.1.3.3. Effetto dell'addizione di soluto.

Il diagramma relativo alla Figura 5.24 fornisce la tendenza allo sviluppo di hot tearing in funzione delle quantità di soluto crescente in un generico sistema binario [65]. Va sottolineato che il terzo stage della solidificazione inizia in corrispondenza della temperatura definita critica (T_C): in condizioni di velocità di raffreddamento elevate, tale temperatura subirà un abbassamento a causa della maggiore quantità di liquido persistente a temperature più basse. Parallelamente, la temperatura di solidus sarà più bassa a causa dell'assenza di dei fenomeni diffusivi, cioè, per via di cambiamenti relativi alla solubilità di soluto nella fase solida, durante la solidificazione (Scheil). Il risultato sarà un aumento dell'intervallo critico di solidificazione (CSR). Dunque, più sarà spinto il processo di solidificazione in condizioni di non-equilibrio, maggiore sarà la tendenza ai fenomeni di hot tearing.
Come è stato detto in precedenza [65] fra i motivi relativi allo sviluppo di strappi a caldo, durante la fase iniziale della solidificazione, vi è la similarità fra le composizioni chimiche di liquido e solido congelato.

5.5.2. Tendenza al fenomeno di Hot Tearing [20].

Come discusso ampiamente nei paragrafi precedenti, la causa dello strappo a caldo è generalmente attribuita allo sviluppo di sollecitazioni e deformazioni di trazione indotte termicamente in un getto quando la lega fusa si contrae durante la solidificazione. Lo strappo a caldo si verifica, spesso, negli angoli interni o nei raccordi delle geometrie di colata, dove il ritiro di colata è vincolato dalla cavità dello stampo relativamente rigida. Fra gli attributi chiave di colabilità, la bassa tendenza allo strappo a caldo è uno dei principali. Tra i fattori che influenzano la tendenza allo strappo a caldo vi sono sia le caratteristiche della lega di colata (composizione chimica e caratteristiche di solidificazione), che i parametri del processo di colata.
In genere, una buona approssimazione relativamente alla suscettibilità di strappi a caldo è l'ampiezza dell'intervallo di congelamento. A seconda delle condizioni di raffreddamento, un ampio intervallo di congelamento porta alla formazione di dendriti complessi che si incastrano, generando una collegamenti rigidi. In seguito, l'alimentazione di metallo liquido nelle ultime fasi della solidificazione è notevolmente ostacolata. Poiché i metalli puri e le leghe eutettiche hanno un intervallo di congelamento minimo o nullo, non mostrano suscettibilità al cracking a caldo.
La composizione chimica è il principale fattore di influenza sull'intervallo di congelamento [69].

Le impurità e le loro segregazioni aumentano l'intervallo di congelamento e sono deleterie.

Le correlazioni tra composizione chimica della lega, intervallo di congelamento e tendenza agli strappi a caldo sono mostrate nelle Figure 5.26a e Figura 5.26b [70].

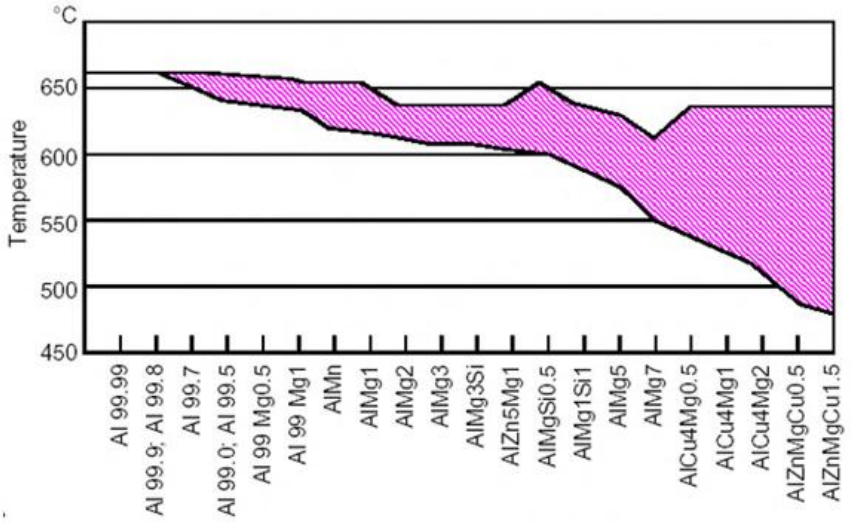


Figura 5.26a - Relazione fra la composizione chimica delle leghe e l'ampiezza dell'intervallo di temperatura [70].

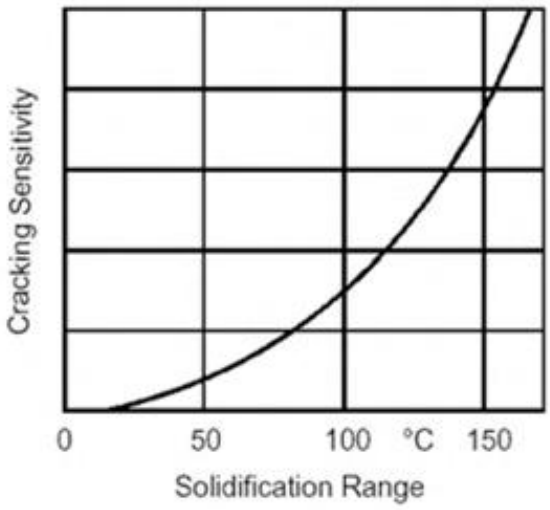


Figura 5.26b - Suscettibilità di strappi a caldo in funzione dell'intervallo di solidificazione [70].

L'intervallo di congelamento, definito intervallo terminale di congelamento (TFR), è di grande importanza; infatti, si tratta del parametro con cui poter indagare, mediante simulazioni software, la suscettibilità di una composizione di lega alla tendenza di strappi a caldo. Un alto valore di TFR provoca un rischio maggiore di cricche calde nell'ultima fase di solidificazione. In sistemi eutettici, vi è la formazione di grandi quantità di dendriti già ben al di sopra della temperatura di solidus; conseguentemente, la lega avrà una elevata resistenza durante la solidificazione finale del liquido rimanente. In questo modo, la lega sarà capace di resistere alle sollecitazioni di contrazioni da cui conseguono le deformazioni fino allo sviluppo di strappi. Per leghe vicine alla composizione eutettica (in accordo con l'equazione di Scheil) vi sono quantità di liquido che congelano isotermicamente alla temperatura eutettica e le sollecitazioni da contrazione sono mantenute basse. Viene indicato [69] di valutare il parametro TFR in intervallo di solidificazione corrispondente ad una frazione di massa solida tra il 95-99,5%. La parte finale viene trascurata a causa di possibili errori di calcolo.
Dunque, dalle correlazioni presentate, la valutazione e classificazione della tendenza al fenomeno di hot tearing nelle leghe SALEMA è il risultato di quanto segue:

- Calcolo del TFR, mediante il software Thermo-Calc. Le fasi e le loro frazioni in funzione della temperatura possono essere stimate per le condizioni di non-equilibrio mediante l'approccio di Gulliver-Scheil [8];
- Definizione della tendenza al fenomeno di hot tearing come proporzione diretta dell'ampiezza del TFR.

5.5.3. Valutazione della tendenza al fenomeno del Hot Tearing.

Come spiegato nei paragrafi precedenti, lo strappo a caldo può essere principalmente associato all'estensione dell'intervallo di solidificazione complessivo. Un'ulteriore stima può essere fatta considerando l'intervallo finale di temperatura di congelamento (TFR), ovvero l'intervallo di temperatura tra il 95% e il 99,5% di completamento della solidificazione [69]. Un esempio del calcolo del TFR con il software Thermo-Calc è mostrato nella Figura 5.27.
I risultati sono raccolti nelle Tabelle 5.20-5.21 per i sistemi Al-Mg e Al-Mg4-Fe e nelle Tabelle 5.22-5.29 per i sistemi Al-Si. Si noti che i valori riportati nelle tabelle sono quelli relativi alle varianti di lega con i valori di TFR più alti e più bassi.

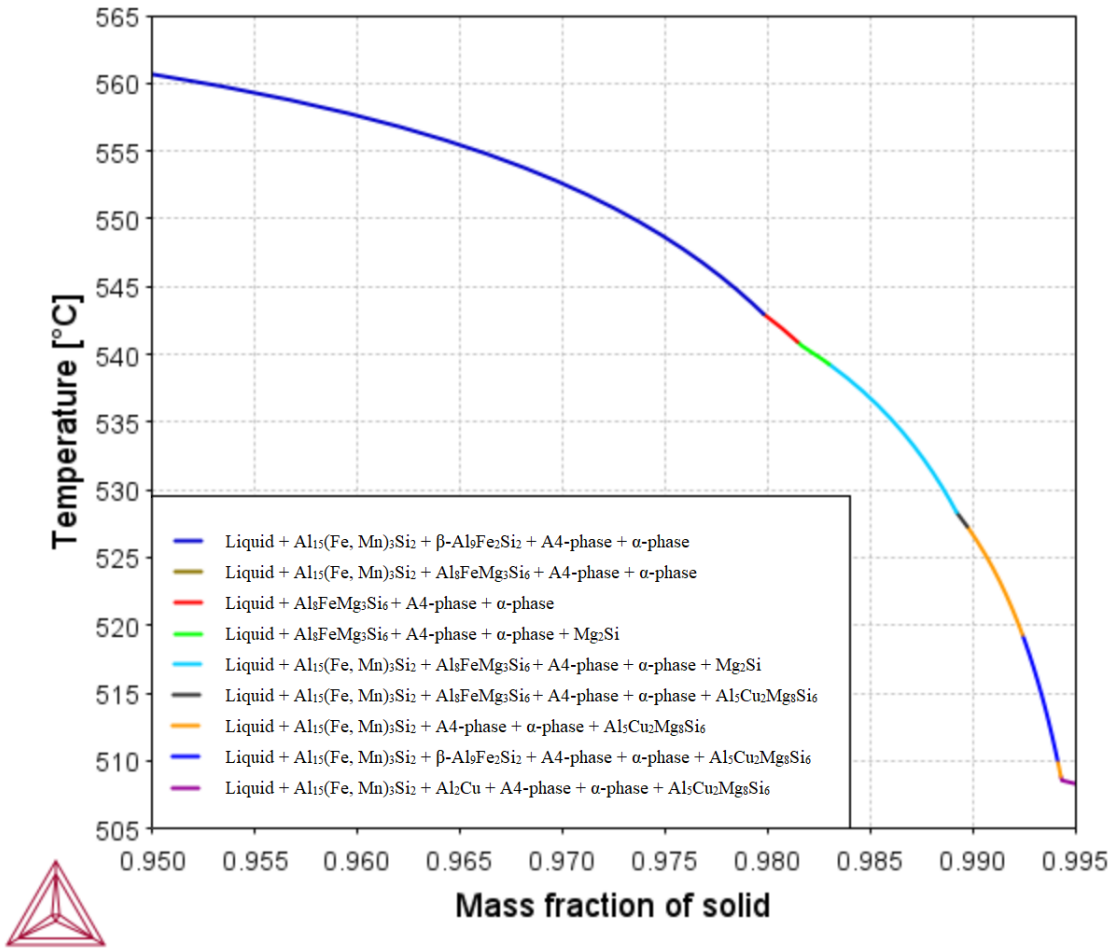


Figura 5.27 - Esempio di calcolo del parametro TFR utilizzando il software Thermo-Calc [5].

Varianti		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)					
		Al-Mg – gruppo 1			Al-Mg4-Fe – gruppo 2		
		T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]	T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]
Variante	1	644,36	450,50	193,86	645,29	450,47	194,82
Variante	2	644,18	450,47	193,71	645,76	447,63	198,13
Variante	3	644,00	450,50	193,50	646,24	447,62	198,62
Variante	4	643,83	450,48	193,35	646,49	450,49	196,00
Variante	5	643,64	450,49	193,15	647,95	447,65	200,30
Variante	6	644,00	450,47	193,53	648,40	447,65	200,75
Variante	7	643,46	450,47	192,99	649,63	450,49	199,14
Variante	8	643,82	450,49	193,33	650,06	447,64	202,42
Variante	9	643,28	450,47	192,81	650,50	447,62	202,88
Variante	10	643,63	450,49	193,14	646,09	450,71	195,38
Variante	11	643,10	450,50	192,60	646,56	447,97	198,59
Variante	12	642,78	450,48	192,30	647,03	447,97	199,06
Variante	13	642,60	450,50	192,10	648,25	450,72	197,53
Variante	14	642,41	450,48	191,93	648,71	447,95	200,76
Variante	15	642,23	450,49	191,74	649,16	447,95	201,21
Variante	16	642,04	450,49	191,55	650,35	450,73	199,62
Variante	17	642,41	450,77	191,64	650,79	447,98	202,81
Variante	18	641,86	450,50	191,36	651,23	447,69	203,54
Variante	19	642,23	450,48	191,75	646,88	450,64	196,24
Variante	20	641,67	450,48	191,19	647,36	448,09	199,27
Variante	21	642,05	450,47	191,58	647,83	448,11	199,72
Variante	22	641,48	450,48	191,00	649,01	450,14	198,87
Variante	23	645,96	450,50	195,46	649,47	448,11	201,36
Variante	24	645,78	450,49	195,29	649,93	448,11	201,82
Variante	25	645,60	450,47	195,13	651,08	450,63	200,45
Variante	26	645,42	450,50	194,92	651,53	448,10	203,43
Variante	27	645,25	450,47	194,78	651,97	448,09	203,88
Variante	28	645,59	450,49	195,10	645,71	450,72	194,99
Variante	29	645,06	450,49	194,57	646,18	447,98	198,20
Variante	30	645,42	450,47	194,95	646,65	447,98	198,67
Variante	31	644,88	450,47	194,41	647,83	450,72	197,11
Variante	32	645,23	450,49	194,74	648,28	448,00	200,28
Variante	33	644,70	450,49	194,21	648,74	447,96	200,78
Variante	34	644,19	450,71	193,48	649,89	450,72	199,17
Variante	35	644,01	450,71	193,30	650,33	447,98	202,35
Variante	36	643,83	450,71	193,12	650,76	448,00	202,76
Variante	37	643,65	450,72	192,93	701,32	450,74	250,58
Variante	38	643,56	450,71	192,85	668,43	450,71	217,72
Variante	39	643,83	450,72	193,11	701,43	447,95	253,48
Variante	40	643,28	450,70	192,58	668,54	447,97	220,57
Variante	41	643,64	450,73	192,91	701,53	447,95	253,58
Variante	42	643,10	450,71	192,39	668,65	447,97	220,68
Variante	43	643,46	450,71	192,75	701,45	450,70	250,75
Variante	44	642,91	450,71	192,20	668,56	450,71	217,85
Variante	45				701,55	447,97	253,58
Variante	46				668,67	447,96	220,71
Variante	47				701,66	447,95	253,71
Variante	48				668,78	447,98	220,80
Variante	49				701,57	450,73	250,84
Variante	50				668,69	450,71	217,98
Variante	51				701,67	447,97	253,70
Variante	52				668,80	447,96	220,84
Variante	53				701,78	447,96	253,82
Variante	54				668,91	447,95	220,96

Tabella 5.20 - Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrio) per i sistemi di lega Al-Mg e Al-Mg4-Fe [5].

Varianti		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)					
		Al-Mg – gruppo 1			Al-Mg4-Fe – gruppo 2		
		T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]	T at 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]
Variante	14	554,84	450,77	104,07			
Variante	15	554,72	450,50	104,22			
Variante	16	554,59	450,51	104,08			
Variante	21				463,26	448,12	15,14
Variante	47				466,44	447,96	18,48
Variante	48				466,74	448,09	18,65
Variante	23	572,81	450,94	121,87			
Variante	24	572,74	450,51	122,23			
Variante	25	572,68	450,49	122,19			
Variante	28				496,96	450,72	46,24
Variante	29				489,90	447,98	41,92
Variante	31				496,74	450,77	45,97

Tabella 5.21 - Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sistemi Al-Mg e Al-Mg4-Fe [5].

Varianti		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)								
		AlSi10MnMg0.3 – Set 3			AlSi10MnMg0.3 – Set 4			AlSi10MnMg0.3 – Set 5		
		T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]	T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]	T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]
Variante	1	649,20	490,29	158,91	649,27	483,80	165,47	649,27	450,30	198,97
Variante	2	649,33	490,25	159,08	649,40	483,81	165,59	649,40	450,28	199,12
Variante	3	649,46	490,25	159,21	649,53	482,79	166,74	649,54	449,27	200,27
Variante	4	649,55	490,24	159,31	649,62	482,77	166,85	649,62	449,17	200,45
Variante	5	649,67	490,27	159,40	649,75	482,75	167,00	649,74	449,20	200,54
Variante	6	649,80	490,27	159,53	649,87	482,75	167,12	649,87	448,14	201,73
Variante	7	649,89	490,28	159,61	649,95	482,74	167,21	649,96	448,09	201,87
Variante	8	650,02	490,26	159,76	650,09	482,69	167,40	650,09	448,08	202,01
Variante	9	650,14	490,28	159,86	650,21	482,69	167,52	650,21	448,05	202,16
Variante	10	642,02	490,35	151,67	642,08	483,82	158,26	642,09	450,32	191,77
Variante	11	642,15	490,32	151,83	642,22	483,81	158,41	642,22	450,31	191,91
Variante	12	642,28	490,31	151,97	642,36	483,81	158,55	642,36	450,29	192,07
Variante	13	642,37	490,30	152,07	642,45	482,78	159,67	642,44	449,22	193,22
Variante	14	642,51	490,28	152,23	642,58	482,77	159,81	642,58	449,18	193,40
Variante	15	642,64	490,27	152,37	642,71	482,75	159,96	642,71	449,16	193,55
Variante	16	642,73	490,31	152,42	642,80	482,73	160,07	642,80	448,12	194,68
Variante	17	642,87	490,27	152,60	642,93	482,72	160,21	642,94	448,07	194,87
Variante	18	643,00	490,28	152,72	643,06	482,71	160,35	643,07	448,07	195,00
Variante	19	646,03	490,40	155,63	646,16	483,83	162,33	646,28	450,34	195,94
Variante	20	646,04	490,35	155,69	646,18	483,83	162,35	646,30	450,33	195,97
Variante	21	646,06	490,34	155,72	646,20	483,82	162,38	646,32	450,32	196,00
Variante	22	646,33	490,35	155,98	646,46	482,79	163,67	646,59	449,23	197,36
Variante	23	646,35	490,34	156,01	646,48	482,78	163,70	646,61	449,21	197,40
Variante	24	646,37	490,32	156,05	646,50	482,76	163,74	646,63	449,20	197,43
Variante	25	646,64	490,36	156,28	646,77	482,74	164,03	646,89	448,12	198,77
Variante	26	646,65	490,32	156,33	646,79	482,72	164,07	646,91	448,07	198,84
Variante	27	646,67	490,30	156,37	646,81	482,72	164,09	646,93	448,07	198,86

Tabella 5.22 - Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrio) per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.3 [5].

Varianti		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)								
		AlSi10MnMg0.3 gruppo 3			AlSi10MnMg0.3 gruppo 4			AlSi10MnMg0.3 gruppo 5		
		T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]	T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]	T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]
Variante	7	557,50	552,45	5,05	555,94	538,21	17,73	555,56	536,17	19,39
Variante	8	557,38	552,44	4,94	555,88	538,20	17,68	555,45	536,16	19,29
Variante	9	557,38	552,44	4,94	555,90	538,19	17,71	555,49	536,14	19,35
Variante	10	562,26	552,45	9,81	560,62	538,49	22,13	560,21	536,56	23,65
Variante	11	562,27	552,44	9,83	560,62	538,47	22,15	560,19	536,52	23,67
Variante	12	562,26	552,45	9,81	560,62	538,46	22,16	560,21	536,51	23,70

Tabella 5.23 - Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sottosistemi AlSi10MnMg0.3 [5].

Varianti		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)					
		AlSi10MnMg0.2 gruppo 6			AlSi10MnMg0.2 gruppo 7		
		T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]	T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]
Variante	1	649,20	490,29	158,91	649,27	483,80	165,47
Variante	2	649,33	490,25	159,08	649,40	483,81	165,59
Variante	3	649,46	490,25	159,21	649,53	482,79	166,74
Variante	4	649,55	490,24	159,31	649,62	482,77	166,85
Variante	5	649,67	490,27	159,40	649,75	482,75	167,00
Variante	6	649,80	490,27	159,53	649,87	482,75	167,12
Variante	7	649,89	490,28	159,61	649,95	482,74	167,21
Variante	8	650,02	490,26	159,76	650,09	482,69	167,40
Variante	9	650,14	490,28	159,86	650,21	482,69	167,52
Variante	10	642,02	490,35	151,67	642,08	483,82	158,26
Variante	11	642,15	490,32	151,83	642,22	483,81	158,41
Variante	12	642,28	490,31	151,97	642,36	483,81	158,55
Variante	13	642,37	490,30	152,07	642,45	482,78	159,67
Variante	14	642,51	490,28	152,23	642,58	482,77	159,81
Variante	15	642,64	490,27	152,37	642,71	482,75	159,96
Variante	16	642,73	490,31	152,42	642,80	482,73	160,07
Variante	17	642,87	490,27	152,60	642,93	482,72	160,21
Variante	18	643,00	490,28	152,72	643,06	482,71	160,35
Variante	19	646,03	490,40	155,63	646,16	483,83	162,33
Variante	20	646,04	490,35	155,69	646,18	483,83	162,35
Variante	21	646,06	490,34	155,72	646,20	483,82	162,38
Variante	22	646,33	490,35	155,98	646,46	482,79	163,67
Variante	23	646,35	490,34	156,01	646,48	482,78	163,70
Variante	24	646,37	490,32	156,05	646,50	482,76	163,74
Variante	25	646,64	490,36	156,28	646,77	482,74	164,03
Variante	26	646,65	490,32	156,33	646,79	482,72	164,07
Variante	27	646,67	490,30	156,37	646,81	482,72	164,09

Tabella 5.24 - Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrium) per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 (gruppo 6, gruppo 7) [5].

Varianti		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)					
		AlSi10MnMg0.2 gruppo 8			AlSi10MnMg0.2 gruppo 8.1		
		T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$DT_{liq-sol}$ [°C]	T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$DT_{liq-sol}$ [°C]
Variante	1	649,27	450,30	198,97	649,27	450,30	198,97
Variante	2	649,40	450,28	199,12	649,40	450,28	199,12
Variante	3	649,54	449,27	200,27	649,54	449,27	200,27
Variante	4	649,62	449,17	200,45	649,62	449,17	200,45
Variante	5	649,74	449,20	200,54	649,74	449,20	200,54
Variante	6	649,87	448,14	201,73	649,87	448,14	201,73
Variante	7	649,96	448,09	201,87	649,96	448,09	201,87
Variante	8	650,09	448,08	202,01	650,09	448,08	202,01
Variante	9	650,21	448,05	202,16	650,21	448,05	202,16
Variante	10	642,09	450,32	191,77	642,09	450,32	191,77
Variante	11	642,22	450,31	191,91	642,22	450,31	191,91
Variante	12	642,36	450,29	192,07	642,36	450,29	192,07
Variante	13	642,44	449,22	193,22	642,44	449,22	193,22
Variante	14	642,58	449,18	193,40	642,58	449,18	193,40
Variante	15	642,71	449,16	193,55	642,71	449,16	193,55
Variante	16	642,80	448,12	194,68	642,80	448,12	194,68
Variante	17	642,94	448,07	194,87	642,94	448,07	194,87
Variante	18	643,07	448,07	195,00	643,07	448,07	195,00
Variante	19	646,28	450,34	195,94	646,28	450,34	195,94
Variante	20	646,30	450,33	195,97	646,30	450,33	195,97
Variante	21	646,32	450,32	196,00	646,32	450,32	196,00
Variante	22	646,59	449,23	197,36	646,59	449,23	197,36
Variante	23	646,48	482,78	163,70	646,48	482,78	163,70
Variante	24	646,37	490,32	156,05	646,50	482,76	163,74
Variante	25	646,64	490,36	156,28	646,77	482,74	164,03
Variante	26	646,65	490,32	156,33	646,79	482,72	164,07
Variante	27	646,67	490,30	156,37	646,81	482,72	164,09

Tabella 5.25 - Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrio) per i sottosistemi di lega AlSi10MnMg0.2 (gruppo 8, gruppo 8.1) [5].

Varianti		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)					
		AlSi10MnMg0.2 gruppo 6			AlSi10MnMg0.2 gruppo 7		
		T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]	T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]
Variante	7	562,23	552,42	9,81	562,22	552,45	9,77
Variante	8	562,23	552,43	9,80	562,20	552,43	9,77
Variante	9	562,23	552,42	9,81	562,20	552,42	9,78
Variante	10	567,13	552,59	14,54	567,11	552,58	14,53
Variante	11	567,13	552,58	14,55	567,11	552,57	14,54
variante	12	567,15	552,57	14,58	567,12	552,58	14,54

Tabella 5.26 - Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sottosistemi AlSi10MnMg0.2 (gruppo 6, gruppo 7) [5].

Variants		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)					
		AlSi10MnMg0.2 gruppo 8			AlSi10MnMg0.2 gruppo 8.1		
		T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]	T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]
Variante	7	560,59	538,40	22,19	560,55	538,43	22,12
Variante	8	560,58	538,39	22,19	560,56	538,42	22,14
Variante	9	560,57	538,38	22,19	560,54	538,40	22,14
Variante	10	565,50	539,02	26,48	565,46	539,03	26,43
Variante	11	565,49	539,02	26,47	565,43	538,99	26,44
variante	12	565,48	539,02	26,46	565,43	538,99	26,44

Tabella 5.27 - Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sottosistemi AlSi10MnMg0.2 (gruppo 8, gruppo 8.1) [5].

Varianti		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)								
		AlSi8MnMg0.3 gruppo 9			AlSi8MnMg0.3 gruppo 10			AlSi8MnMg0.3 gruppo 11		
		T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]	T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]	T_{liq} [°C]	T_{sol} [°C]	$\Delta T_{liq-sol}$ [°C]
Variante	1	657,16	490,24	166,92	656,51	491,48	165,03	656,75	479,57	177,18
Variante	2	657,28	490,20	167,08	656,63	491,46	165,17	656,87	479,55	177,32
Variante	3	657,40	490,23	167,17	656,76	491,44	165,32	657,00	479,53	177,47
Variante	4	657,48	490,25	167,23	656,84	490,33	166,51	657,07	478,51	178,56
Variante	5	657,60	490,27	167,33	656,96	490,30	166,66	657,20	478,52	178,68
Variante	6	657,72	490,23	167,49	657,08	490,29	166,79	657,33	478,52	178,81
Variante	7	657,80	490,25	167,55	657,15	490,24	166,91	657,40	477,50	179,90
Variante	8	657,92	490,27	167,65	657,28	490,20	167,08	657,52	477,50	180,02
Variante	9	658,04	490,27	167,77	657,40	490,23	167,17	657,65	477,48	180,17
Variante	10	653,30	490,27	163,03	652,63	491,55	161,08	652,87	479,55	173,32
Variante	11	653,42	490,27	163,15	652,75	491,53	161,22	653,00	479,55	173,45
Variante	12	653,54	490,27	163,27	652,88	491,49	161,39	653,13	479,53	173,60
Variante	13	653,62	490,24	163,38	652,96	490,34	162,62	653,20	478,50	174,70
Variante	14	653,74	490,22	163,52	653,08	490,34	162,74	653,33	478,51	174,82
Variante	15	653,87	490,22	163,65	653,21	490,31	162,90	653,46	478,50	174,96
Variante	16	653,96	490,27	163,69	653,29	490,27	163,02	653,53	477,48	176,05
Variante	17	654,07	490,27	163,80	653,42	490,27	163,15	653,67	477,48	176,19
Variante	18	654,20	490,28	163,92	653,54	490,27	163,27	653,79	477,49	176,30
Variante	19	649,20	490,29	158,91	648,52	491,58	156,94	648,77	479,56	169,21
Variante	20	649,33	490,25	159,08	648,65	491,54	157,11	648,90	479,56	169,34
Variante	21	649,46	490,25	159,21	648,78	491,54	157,24	649,04	479,56	169,48
Variante	22	649,55	490,24	159,31	648,87	490,38	158,49	649,11	478,53	170,58
Variante	23	649,67	490,27	159,40	649,00	490,40	158,60	649,25	478,52	170,73
Variante	24	649,80	490,27	159,53	649,12	490,36	158,76	649,38	478,51	170,87
Variante	25	649,89	490,28	159,61	649,20	490,29	158,91	649,46	477,51	171,95
Variante	26	650,02	490,26	159,76	649,33	490,25	159,08	649,59	477,49	172,10
Variante	27	650,14	490,28	159,86	649,46	490,25	159,21	649,73	477,47	172,26

Tabella 5.28 - Valutazione dell'intervallo di solidificazione (in condizioni di non-equilibrium) per i sottosistemi di lega AlSi8MnMg0.3 [5].

Varianti		Condizioni di non-equilibrio (Scheil)								
		AlSi8MnMg0.3 gruppo 9			AlSi8MnMg0.3 gruppo 10			AlSi8MnMg0.3 gruppo 11		
		T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]	T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]	T, 95% solid [°C]	T, 99.5% solid [°C]	TFR [°C]
Variante	7	557,63	552,44	5,19	562,24	552,41	9,83	555,89	508,27	47,62
Variante	8	557,51	552,44	5,07	562,23	552,40	9,83	556,01	508,27	47,74
Variante	9	557,44	552,44	5,00	562,24	552,41	9,83	555,87	508,26	47,61
Variante	19	562,23	552,42	9,81	567,10	552,56	14,54	560,99	508,37	52,62
Variante	20	562,24	552,44	9,80	567,08	552,54	14,54	560,85	508,43	52,42
variante	21	562,22	552,42	9,80	567,11	552,54	14,57	560,69	508,35	52,34

Tabella 5.29 - Valutazione del TFR per le varianti selezionate dei sottosistemi AlSi8MnMg0.3 [5].

Le Figure 5.28 e 5.29 sintetizzano, rispettivamente, i risultati ottenuti in termini di intervallo di solidificazione complessivo e intervallo finale di congelamento, entrambi valutati in condizioni di non-equilibrio. Le conclusioni che si possono trarre, quindi, sono [5]:

- I sistemi Al-Mg sono quelli con il comportamento peggiore, con conseguente rischio elevato dello sviluppo del fenomeno di hot tearing;
- I sistemi Al-Mg4-Fe presentano un comportamento leggermente migliore;
- I sistemi Al-Si presentano bassi valori TFR, risultando la soluzione migliore, e conseguentemente un minor tendenza allo sviluppo di fenomeni di hot tearing.

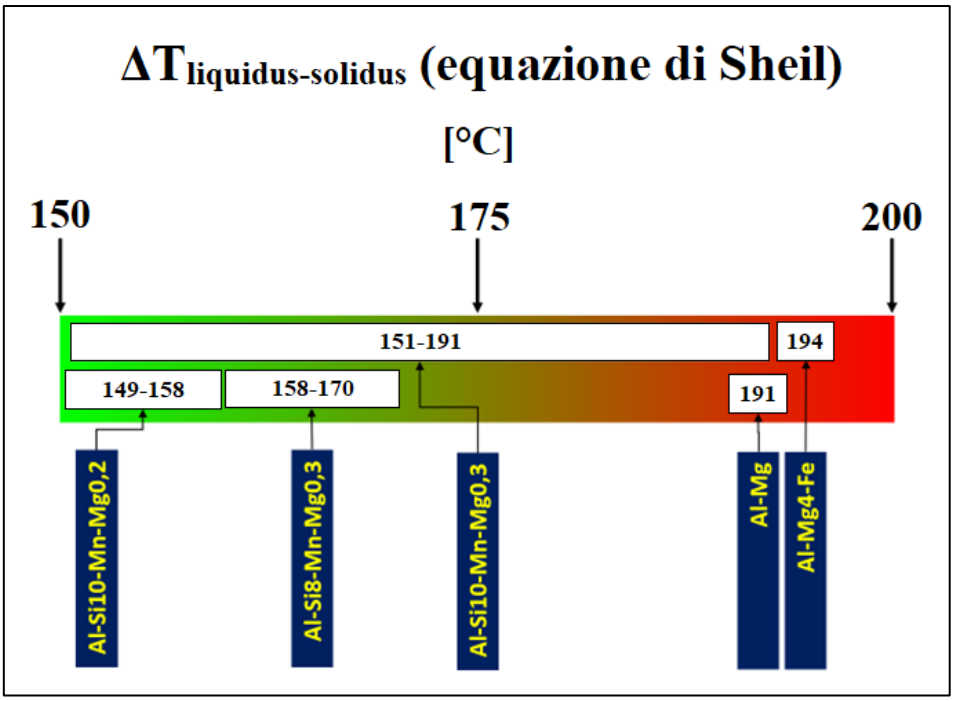


Figura 5.28 - Classificazione in termini di intervallo di solidificazione, valutato in condizioni di non-equilibrio (Scheil) per i sistemi di lega indagati [5].

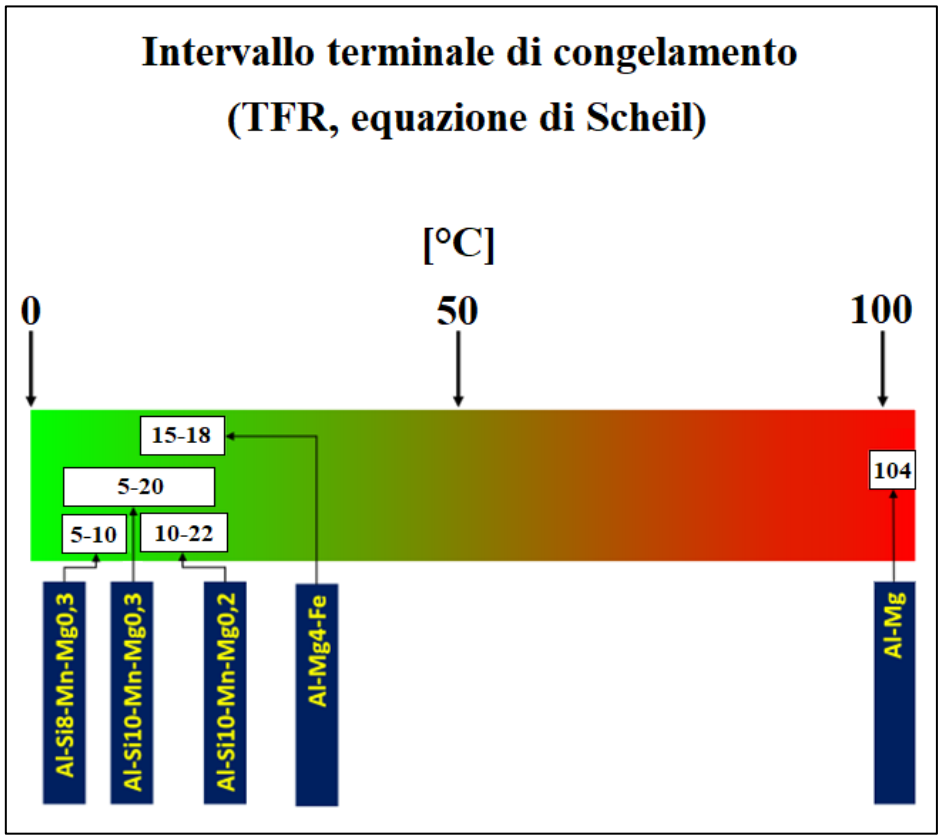


Figura 5.29 - Classificazione in termini di Intervallo di congelamento, valutato in condizioni di non-equilibrio (Scheil) per i sistemi di lega investigati [5].

6. Classificazioni delle varianti in funzione della colabilità.

La valutazione dei fattori caratteristici della colabilità si è conclusa nel capitolo precedente. Mediante il supporto del software Thermo-Calc ed eventuali, successive, elaborazioni dei dati, si è pervenuto alla completa raccolta di quelle che sono state definite le variabili principali per la redazione della classificazione di tutti gli insiemi dei sistemi di leghe studiati.
A questo punto, ciò che ci si propone di fare è una classificazione globale dei gruppi dei tre sistemi di lega studiati (Al-Mg, Al-Mg4-Fe, Al-Si). A tal proposito, si è pensato di assegnare un punteggio a ciascuno dei cinque attributi individuati (fluidità, ritiro volumetrico, formazione di sludge, die soldering, hot tearing), prendendo in esame le varianti dei gruppi di lega che sono risultate le più performanti. Si è utilizzato una scala Likert con valori da uno a cinque.
Dunque, il punteggio totale della colabilità viene indicato nell'ultima colonna della Tabella 6.1 pari alla somma dei punteggi parziali di ogni attributo.

Classificazione							
Sistemi	**Gruppo**	**Fluidità**	**Ritiro volumetrico**	**Formazione di fanghi**	**Die Soldering**	**Hot Tearing**	**Colabilità totale**
Al-Mg	1	2,0	3,0	3,0	4,0	1,0	13,0
Al-Mg4-Fe	2	2,0	2,0	3,0	5,0	3,0	15,0
AlSi10MnMg0.3	3	5,0	5,0	5,0	3,0	5,0	23,0
	4	5,0	5,0	5,0	3,0	3,0	21,0
	5	5,0	5,0	5,0	3,0	3,0	21,0
AlSi10MnMg0.2	6	5,0	5,0	5,0	3,0	4,0	22,0
	7	5,0	5,0	5,0	3,0	4,0	22,0
	8	5,0	5,0	4,0	3,0	3,0	20,0
	8.1	5,0	5,0	4,0	3,0	3,0	20,0
AlSi8MnMg0.3	9	4,5	4,0	5,0	3,0	5,0	21,5
	10	4,5	4,0	5,0	3,0	4,0	20,5
	11	4,5	4,0	5,0	3,0	3,0	19,5

Tabella 6.1 - Classificazione ponderata, parziale e complessiva, della colabilità per i sistemi di lega studiati [5].

Tuttavia, la semplice somma dei punteggi degli attributi non conferisce una completa accuratezza della classificazione. Il passaggio successivo che si è pensato di realizzare è stato di stabilire delle regole di ponderazione:

- Per la fluidità, requisito fondamentale per la tecnologia di pressocolata, viene assegnato un peso pari al 30% del totale;
- Per la frazione di fanghi viene assegnato un peso pari al 10% del totale, poiché le quantità presenti in lega, nelle simulazioni previste, per quasi la totalità delle composizioni, è risultata pressocché nulla.
- Per il ritiro volumetrico, la tendenza allo sviluppo di strappi a caldo e la suscettibilità alla metallizzazione dello stampo viene assegnato un peso pari al 20% del totale, per ognuno di essi, poiché sono tre fattori particolarmente critici per la pressocolata;
- La somma del peso da assegnare deve essere pari a 1 (100%).

La Tabella 6.2 sintetizza la classificazione ponderata globale.

Classificazione							
Sistemi	**Gruppo**	**Fluidità**	**Ritiro di solidificazione**	**Formazione di sludge**	**Die Soldering**	**Hot Tearing**	**Colabilità totale**
Al-Mg	1	0,60	0,6	0,3	0,8	0,2	2,50
Al-Mg4-Fe	2	0,60	0,4	0,3	1,0	0,6	2,90
AlSi10MnMg0.3	3	1,50	1,0	0,5	0,6	1,0	4,60
	4	1,50	1,0	0,5	0,6	0,6	4,20
	5	1,50	1,0	0,5	0,6	0,6	4,20
AlSi10MnMg0.2	6	1,50	1,0	0,5	0,6	0,8	4,40
	7	1,50	1,0	0,5	0,6	0,8	4,40
	8	1,50	1,0	0,4	0,6	0,6	4,10
	8.1	1,50	1,0	0,4	0,6	0,6	4,10
AlSi8MnMg0.3	9	1,35	0,8	0,5	0,6	1,0	4,25
	10	1,35	0,8	0,5	0,6	0,8	4,05
	11	1,35	0,8	0,5	0,6	0,6	3,85

Tabella 6.2 - Classificazione ponderata, parziale e complessiva, della colabilità per i sistemi di lega studiati [5].

7. Valutazione delle varianti in funzione della colabilità.

Aver individuato le migliori varianti dal punto di vista della colabilità è sicuramente l'aspetto centrale di questo elaborato. Tuttavia, stilare una classificazione delle composizioni chimiche delle leghe studiate, sulla base della loro processabilità, mediante la tecnologia di pressocolata, non costituisce lo scopo finale. Infatti, il proposito è integrare le valutazioni sulla *Castability* con l'aspetto legato alla sostenibilità dei materiali, esplicato nell'indice di criticità. Dunque, per indirizzare le sperimentazioni delle varianti migliori, in senso globale, si effettua un ultimo step, volto a ponderare i due aspetti del problema studiato: la processabilità e la sostenibilità.
La ponderazione è stata valutata nel modo seguente:

- Per l'indice di criticità è stato assegnato un peso pari al 33% del totale;
- Per la colabilità è stato assegnato un peso pari al 67% del totale;
- La somma dei pesi deve essere uguale a 1 (100%).

I risultati sono mostrati nella Tabella 7.1 in cui vengono evidenziati in verde i gruppi dei sistemi di leghe migliori. La Tabella 7.2, invece, riporta le migliori varianti per ciascun sistema di lega studiato, sulla base dell'indice di criticità e di ciascun requisito di colabilità.

Sistemi	Gruppo	Indice di Criticità	Colabilità globale	Punteggio ponderato
Al-Mg	1	5	2,50	3,3
Al4MgFe	2	4	2,90	3,3
AlSi10MnMg0.3	3	2	4,60	**3,7**
	4	2	4,20	3,5
	5	2	4,20	3,5
AlSi10MnMg0.2	6	2	4,40	**3,6**
	7	2	4,40	**3,6**
	8	2	4,10	3,4
	8.1	2	4,10	3,4
AlSi8MnMg0.3	9	3	4,25	**3,8**
	10	3	4,05	**3,7**
	11	3	3,85	**3,6**

Tabella 7.1 - Classificazione ponderata tra indice di criticità e indice di colabilità per i sistemi di leghe studiati [5].

Sistemi	Gruppo	Indice di criticità	Fluidità	Ritiro volumetrico	Sludge Fraction	Die soldering	Hot tearing
		Migliori varianti					
Al-Mg	1	22-33	(A)	1-7, 12-16, 23-30, 34-38	1, 6, 12, 17, 23, 28, 34, 39	5, 7, 9, 11, 16, 18, 20, 22 27, 29, 31, 33, 38, 40, 42, 44	(C)
Al4MgFe	2	29-37	(A)	23-27	1-3, 10-12, 19-21, 28-30, 37-42	7-9, 16-18, 25-27, 34-36, 49-54	1, 4, 10, 13, 28, 30
AlSi10MnMg0.3	3	1-9	(B)	19-23, 25-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	(D)
	4	1-9	(B)	19-23, 25-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	(E)
	5	1-9	(B)	19-23, 25-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	(E)
AlSi10MnMg0.2	6	1-9	(B)	19-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	(D)
	7	1-9	(B)	19-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	(D)
	8	1-9	(B)	19-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	(E)
	8.1	1-9	(B)	19-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	(E)
AlSi8MnMg0.3	9	1-9	(B)	19-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	(D)
	10	1-9	(B)	19-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	(D)
	11	1-9	(B)	19-27	(F)	3, 6, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27	19-25

Note:

A) Differenze minime tra le varianti (< 1%); B) Differenze limitate tra le varianti (≤ 6%); C) Rischio molto alto di hot tearing, per tutte le varianti; D) Rischio molto limitato di hot tearing, per tutte le varianti; E) Rischi olimitato di hot tearing, per tutte le varianti; F) Valori molto bassi di Sludge fraction, per tutte le varianti.

Tabella 7.2 - Individuazione delle migliori variabili in termini di indice di criticità e requisiti di colabilità [5].

8. Conclusioni.

Il progetto SALEMA si propone di produrre componenti automotive sostenibili e dalle alte performace; pertanto, l'elaborato mira ad essere uno studio integrato dei due principali aspetti di indagine, ossia, il minor contenuto in lega di materie prime definite critiche e le prestazioni tecnologiche delle varianti di lega associate agli attributi relativi alla colabilità.
Dunque, a seguito di tale studio teorico integrato si è ottenuto quanto segue: la Tabella 8.1 fornisce l'individuazione delle migliori varianti per ogni sistema di lega studiato, classificandoli secondo l'ordine individuato dalle tabelle precedenti. In conclusione, sulla base della Tabella 8.1, la strategia suggerita per la realizzazioni di campagne sperimentali è:

- ✓ per le leghe Al-Si, concentrare gli sforzi sulle varianti selezionate dei gruppi nove, tre, sei, sette, consentendo la validazione dei tre gruppi individuati (AlSi8MnMg0.3, AlSi10MnMg0.3 e AlSi10MnMg0.2).
- ✓ per le leghe Al-Mg identificabili nelle 46 varianti del gruppo uno, concentrare gli sforzi per le quattro varianti selezionate, caratterizzate da un basso Indice di Criticità ed un miglior comportamento in termini di ritiro di solidificazione.
- ✓ per le leghe Al-Mg4-Fe, identificabili con il gruppo due, si suggerisce di non effettuare indagini specifiche dal punto di vista sperimentale. Ciò è dovuto al fatto che sono stati ottenuti risultati poco soddisfacenti dal punto di vista della processabilità. Inoltre, per via della loro composizione, l'Indice di Criticità risulta essere elevato, pertanto, si ritiene di non proseguire ulteriori indagini.

Sistemi	Gruppo	Classificazione	Punteggio ponderato	Varianti suggerite
AlSi8MnMg0.3	9	1	3,8	3, 6, 9, 21, 24, 27
AlSi10MnMg0.3	3	2	3,7	3, 6, 9, 21, 27
AlSi8MnMg0.3	10	2	3,7	3, 6, 9, 21, 24, 27
AlSi10MnMg0.2	6	4	3,6	3, 6, 9, 21, 24, 27
AlSi10MnMg0.2	7	4	3,6	3, 6, 9, 21, 24, 27
AlSi8MnMg0.3	11	4	3,6	3, 6, 9, 21, 24, 27
AlSi10MnMg0.3	4	6	3,5	3, 6, 9, 21, 27
AlSi10MnMg0.3	5	6	3,5	3, 6, 9, 21, 27
AlSi10MnMg0.2	8	8	3,4	3, 6, 9, 21, 24, 27
AlSi10MnMg0.2	8.1	8	3,4	3, 6, 9, 21, 24, 27
Al-Mg	1	10	3,3	22, 23, 27, 28,
Al4MgFe	2	10	3,3	28, 30

Tabella 8.1 - Individuazione delle migliori varianti su cui basare la campagna sperimentale [5].

Bibliografia.

[1]: salemaproject.eu.

[2]: Total Material La base de données sur les Matériaux la plus complète au monde, Estratto di "AlMg Alloys: Part One", Aprile 2014, www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&LN=EL&NM=330.

[3]: Vadim S. Zolotorevsky, Nikolai A. Belov, Michael V. Glazoff, "Casting Aluminum Alloys", pp. 5-329.

[4]: Total Material La base de données sur les Matériaux la plus complète au monde, Estratto di "AlMg Alloys: Part Two", Maggio 2014, www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&LN=EL&NM=333.

[5]: Franco Bonollo, Paolo Ferro, Ivo De Lutiis, Alberto Fabrizi, Deliverable report: Design procedure and identification of new alloys with reduced CRM content, to be produced and analysed in the subsequent stages of the project, 2022, pp. 11-50.

[6]: Franco Bonollo, Tecnologie produttive delle leghe di alluminio, p. 6.

[7]: Giulio Timelli, "Dispense di Innovation In Metallurgic Production", p. 147.

[8]: The Thermo-Calc Software User Guide, About the Thermo-Calc Software, Graphical Mode, Scheil-Gulliver Solidification Calculations, p.177-305.

[9]: Doru Michael Stefanescu, "Science and Engineering of Casting Solidification, Second Edition", 2008, pp. 36-39.

[10]: European Commission, Study on the EU's list of Critical Raw Materials (2020), Publications Office of the European Union, Luxembourg, 2020.

[11]: Achzet, B., Helbig, C. How to evaluate raw material supply risks -an overview. Resources Policy 38 (2013) pp. 435-447.

[12]: Rachel Horta Arduin, Fabrice Mathieux, Jaco Huisman, Blengini, G. A., Carole Charbuillet, Michelle Wagner, Cornelius Peter Baldé, Nicolas Perry, "Novel indicators to better monitor the collection and recovery of (critical) raw materials in WEEE: Focus on the screens", Resources, Conversation & Recycling 157 (2020).

[13]: Hofmann, M., Hofmann, H., Hagelüken, C., Hool, A. Critical raw materials: A perspective from the materials science community. Sustainable Materials and Technologies 17 (2018).

[14]: Ferro, P., Bonollo. How to apply mitigating actions against critical raw materials issues in mechanical design. Procedia Structural Integrity 26 (2020), pp. 28-34.

[15]: Ferro, P., Bonollo, F. & Cruz, S.A. Product design from an environmental and critical raw materials perspective, 2020 International Journal of Sustainable Engineering, DOI: 10.1080/19397038.2020.1719445.

[16]: Ferro, P., Bonollo, F. Design for Recycling in a Critical Raw Materials Perspective. Recycling 2019, 4, 44; doi:10.3390/recycling4040044.

[17]: Ferro, P., Bonollo, F. Materials selection in a critical raw materials perspective. Materials and Design 177 (2019) 107848.

[18]: Helbig, C., A. M. Bradshaw, L. Wietschel, A. Thorenz, and A. Tuma. 2018. Supply Risks Associated with Lithium-ion Battery Materials. Journal of Cleaner Production 172: pp. 274-286.

[19]: econopoly.ilsole24ore.com/2021/11/26/magnesio-cina-scorte.

[20]: Franco Bonollo, Paolo Ferro, Ivo De Lutiis, Alberto Fabrizi, Deliverable report: Description of criteria and tools used for exploring alternative alloying system, 2022, pp. 10-24.

[21]: Ferro, P., Bonollo, F. & Cruz, S.A. Alloy Substitution in a Critical Raw Materials Perspective. Frattura ed Integrità Strutturale, 51 (2020), pp. 81-91.

[22]: Design for Castability, Foundry Gate, http://foundrygate.com.

[23]: A. T. Dinsdale, P. N. Quested, The viscosity of aluminium and its alloys—A review of data and models, Journal of Materials Science, (2004), pp. 7221-7228.

[24]: K.R. Ravi, R.M. Pillai, K.R. Amaranathan, B.C. Pai, M. Chakraborty, Review – Fluidity of aluminum alloys and composites: A review, Journal of Alloys and Compounds 456 (2008) pp. 201-210.

[25]: L. Battezzati, A.L. Greer, Acta Metall. 37, (1989), p 1791.

[26]: F. Bonollo, Aluminium and aluminium Alloys — Evaluation of Fluidity in Aluminium Casting Alloys, Unpublished Report (2016).

[27]: S. Ferraro, G. Timelli, Influence of Sludge Particles on the Tensile Properties of Die-Cast Secondary Aluminum Alloys, Metallurgical and Materials Transactions 46B (2015), 1022-1034.

[28]: Shouxun Ji, Wenchao Yang, Feng Gao, Douglas Watson, Zhongyun Fan, “Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al–Mg–Si–Mn and Al–Mg–Si diecast alloys”, Mater. Sci. Eng., A564 (2013) pp. 130-139.

[29]: Z. Yi, Y.X. Gao, P.D. Lee, T.C. Lindley, Mater. Sci. Eng., A 386 (2004) 396-407.

[30]: G.B. Winkelman, Z.W. Chen, D.H. StJohn, M.Z. Jahedi, J. Mater. Sci. 39 (2004) 519-528.

[31]: P. Hodgson, B.A. Parker, J. Mater. Sci. 16 (1981), pp. 1343-1348.

[32]: S.G. Shabestari, J.E. Gruzleski, Metall. Mater. Trans. 26A (1995) 999-1006.

[33]: Seifeddine, S.; Johansson, S.; Svensson, I.L. The influence of cooling rate and manganese content on the β-Al5FeSi phase formation and mechanical properties of Al–Si-based alloys. Mater. Sci. Eng. A 2008, p. 490, pp. 385-390.

[34]: Sreeja Kumari, S.S.; Pillai, R.M.; Rajan, T.; Pai, B.C. Effects of individual and combined additions of Be, Mn, Ca and Sr on the solidification behaviour, structure and mechanical properties of Al–7Si–0.3Mg–0.8Fe alloy. Mater. Sci. Eng. A 2007, pp. 460-461, pp. 561-573.

[35]: Liu, K.; Cao, X.; Chen, X.-G. Tensile Properties of Al-Cu 206 Cast Alloys with Various Iron Contents. Metall. Mater. Trans. A 2014, p. 45, pp. 2498-2507.

[36]: Liu, Y.; Huang, G.; Sun, Y.; Zhang, L.; Huang, Z.; Wang, J.; Liu, C. Effect of Mn and Fe on the Formation of Fe- and Mn-Rich Intermetallics in Al-5Mg-Mn Alloys Solidified Under Near-Rapid Cooling. Materials 2016, p. 9, 88.

[37]: Jakob Grasserbauer, Irmgard Weißensteiner, Georg Falkinger, Thomas M. Kremmer, Peter J. Uggowitzer and Stefan Pogatscher, Article: Influence of Fe and Mn on the Microstructure Formation in 5xxx Alloys—Part I: Evolution of Primary and Secondary Phases, Materials 2021, 14, 3204. https://doi.org/10.3390/ma14123204.

[38]: L. Backerud, G. Chai, J. Tamminen, Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, Foundry Alloys 2, (1990), pp. 71-84.

[39]: S. Shivkumar, L. Wang, D. Apelian, JOM 43, (1991), pp. 26-32.

[40]: X. Cao, J. Campbell, Int. J. Cast Met. Res. 13, (2000), pp. 175-184.

[41]: C. Mascre, Fonderie 108, (1995), pp. 4330-4336.

[42]: X. Cao, J. Campbell, Metall. Mater. Trans. A 35A, (2004), pp. 1425-1435.

[43]: A. Couture, AFS Int. Cast. Met. J. 6, (1981), pp. 9-17.

[44]: L.A. Narayanan, F.H. Samuel, J.E. Gruzleski, Metall. Mater. Trans. A 25A, (1994), pp. 1761-1773.

[45]: S. Seifeddine, I.L. Svensson, Metall. Sci. Technol, (2009), pp. 11-20 27-1-Ed.

[46]: A.M. Samuel, A. Pennors, C. Villeneuve, F.H. Samuel, Int. J. Cast. Met. Res. 13, (2000), pp. 231-253.

[47]: X.P. Niu, B.H. Hu, S.W. Hao, J. Mater. Sci. Lett. 17, (1998), pp. 1727-1729.

[48]: S.G. Shabestari: Mater. Sci. Eng. A, 2004, vol. 383, pp. 289-98.

[49]: Shankar,Sumanth. 2000. " A Study of the Interface Reaction Mechanism Between Molten Aluminum and Ferrous Die Materials " Ph.D. diss., Worcester Polytechnic Institute.

[50]: Q. Han, S. Viswanathan, Analysis of the Mechanism of Die Soldering in Aluminium Die Casting, Metallurgical and Materials Transactions, 34A (2003), pp. 139-146.

[51]: Y. Tsuchiya, et al. NADCA Transactions 1997, Paper T97-103.

[52]: R. Shivpuri, M. Yu, K. Venkatesan e Chu Y. J. of Mat. Eng. And Performance 4(2) (2005) pp. 145-153.

[53]: Kajoch W and Fajkiel A. NADCA Transactions Paper T91-034.

[54]: Chu Y., Cheng P., Shivpuri R. NADCA Transactions Paper T93-124.

[55]: Yi J., Gao Y., Lee P., Lindley T. Mat. Sci & Eng. A 386 (2004) pp. 396-407.

[56]: Kohlhepp, M.; Uggowitzer, P.J.; Hummel, M.; Höppel, H.W., Formation of Die Soldering and the Influence of Alloying Elements on the Intermetallic Interface. Materials 2021, 14, 1580.

[57]: G. K. Sigworth, R. J. Donahue, The metallurgy of Aluminum alloys for structural High Pressure Die Castings, International Journal of Metalcasting, (November 2020).

[58]: Heine, W.H., Rosenthal, P.C., Principles of Metal Casting, © 1955, McGraw-Hili Book Inc., Chapter 8, pp. 173-198.

[59]: Verö, J., The Hot-Shortness of Aluminium Alloys, Met. Ind. (London), 48, (1936), pp. 431- 34, 442.

[60]: Pellini, W.S., Strain Theorv of Hot Tearing, The Foundry, 80, (1952), pp. 124- 199.

[61]: Bishop, H.F., Ackerlind, C.G., Pellini, W.S.! Metallurgy and Mechanics of Hot Tearing, Trans. AFS, 68, (1960), pp. 818-833.

[62]: Apblett, W.R., Pellini, W.S., “Factors Which Influence Weld Hot Cracking” Welding Research, vol.19, 1954, pp.83-90.

[63]: Bishop, H.F., Ackerlind, C.G., Pellini, W.S., Trans. Am. Foundrymen's Soc. 65, (1957), pp. 247-258.

[64]: Ohm, L., Engler, S., Festigkeiteigenschaften erstarrender Randschalen aus Aluminium-Iegierungen - Teil 1, GieBereiforschung, 42, (1990), 3.

[65]: Borland, J.C., Generalized Theorv of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings), British Welding Journal, Vol. 7, No. 8, (1960), pp. 508-512.

[66]: Smith, C.S., Grains, Phases, and Interfaces: An Interpretation of Microstructure, AIME Trans., Vol. 175, (1948), pp. 15-51.

[67]: Rogerson, J.H., Borland, J.C., Trans. Met. Society of AIME, Vol. 227, 1963, pp. 1-7

[68]: Campbell, J., Castings, © Butterworth-Heinemann Ltd. 1991.

[69]: S. Bozorgi, K. Haberl, C. Kneissl, T. Pabel, P. Schumacher, Effect of alloying elements (Magnesium and copper) on hot cracking susceptibility of AlSi7MgCu alloys, China Foundry, 4 (2013), pp. 248-253.

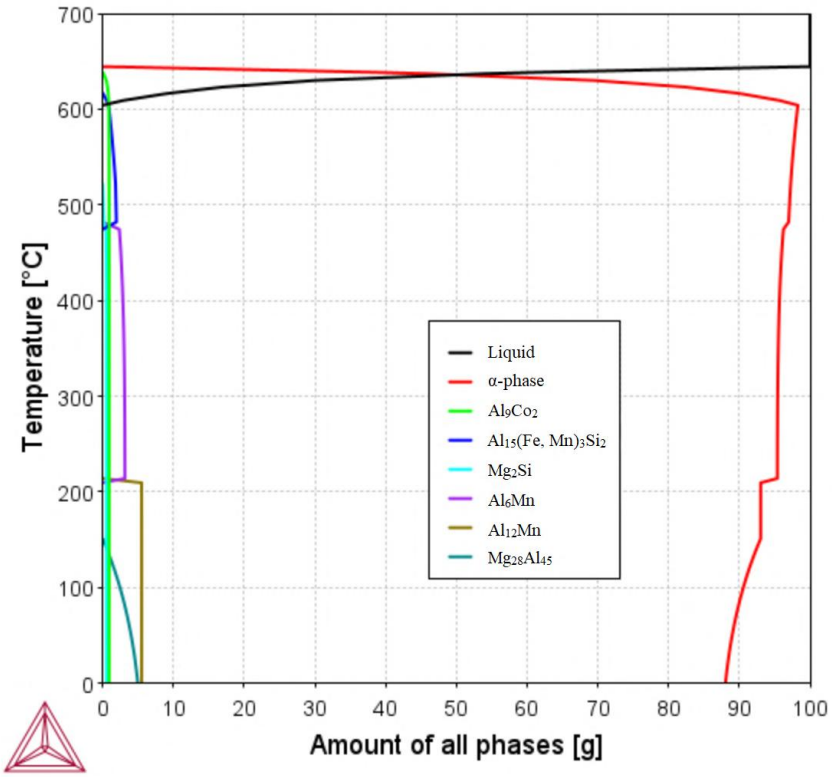
[70]: U. Krüger, Weldability, TALAT Lecture 4202 (1994).

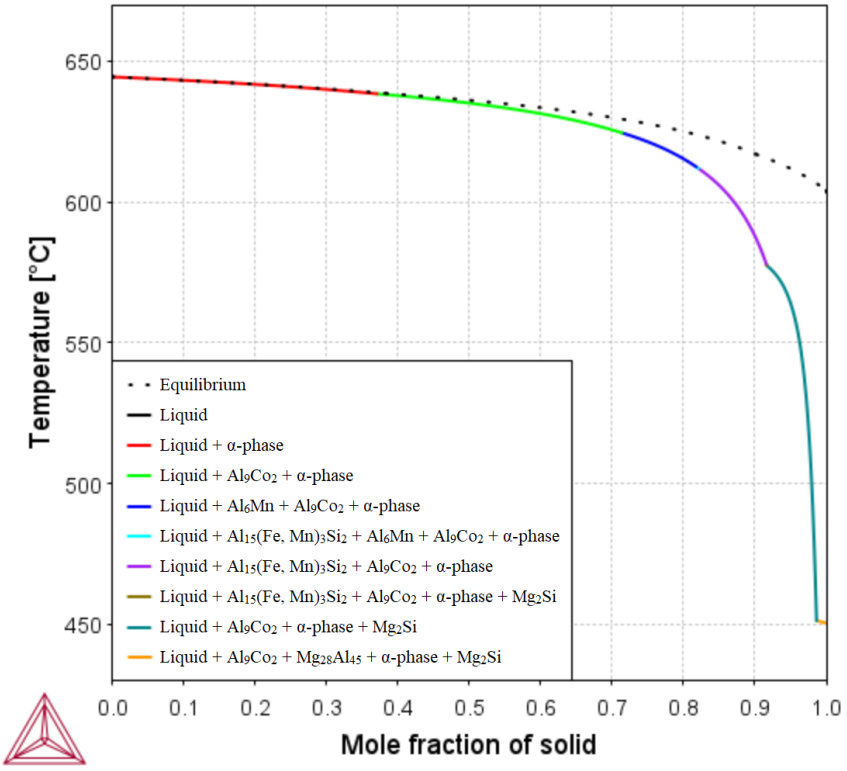
Appendice I.

Variante 1 pag. 141
Variante 2 pag. 142
Variante 3 pag. 143
Variante 4 pag. 144
Variante 5 pag. 145
Variante 6 pag. 146
Variante 7 pag. 147
Variante 8 pag. 148
Variante 9 pag. 149
Variante 10 pag. 150
Variante 11 pag. 151
Variante 12 pag. 152
Variante 13 pag. 153
Variante 14 pag. 154
Variante 15 pag. 155
Variante 16 pag. 156
Variante 17 pag. 157
Variante 18 pag. 158
Variante 19 pag. 159
Variante 20 pag. 160
Variante 21 pag. 161
Variante 22 pag. 162
Variante 23 pag. 163
Variante 24 pag. 164
Variante 25 pag. 165
Variante 26 pag. 166
Variante 27 pag. 167
Variante 28 pag. 168
Variante 29 pag. 169
Variante 30 pag. 170
Variante 31 pag. 171
Variante 32 pag. 172
Variante 33 pag. 173

Variante 34 pag. 174
Variante 35 pag. 175
Variante 36 pag. 176
Variante 37 pag. 177
Variante 38 pag. 178
Variante 39 pag. 179
Variante 40 pag. 180
Variante 41 pag. 181
Variante 42 pag. 182
Variante 43 pag. 183
Variante 44 pag. 184
Variante max pag. 185

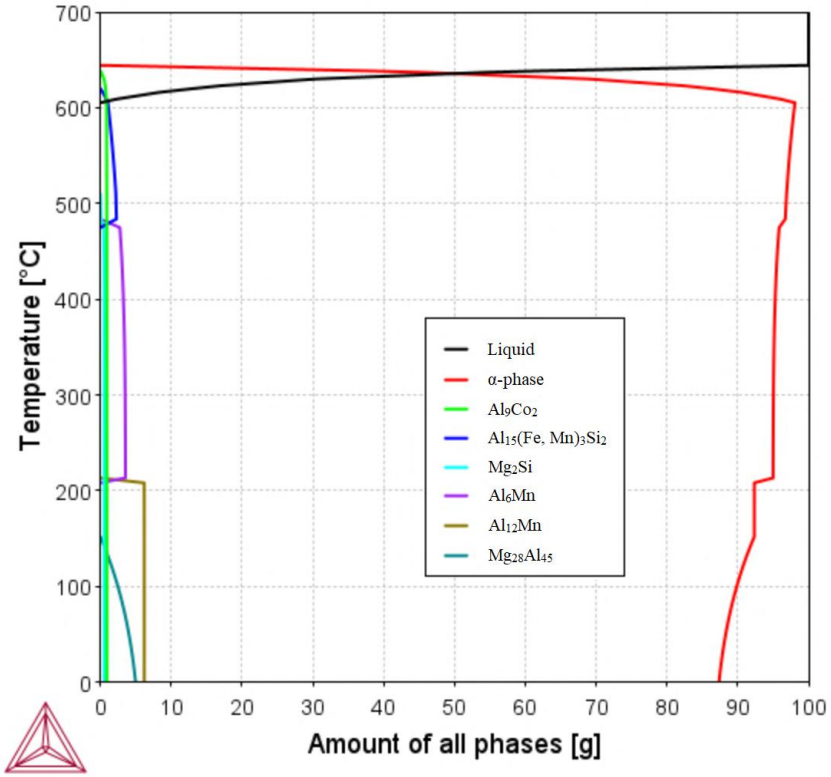
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co

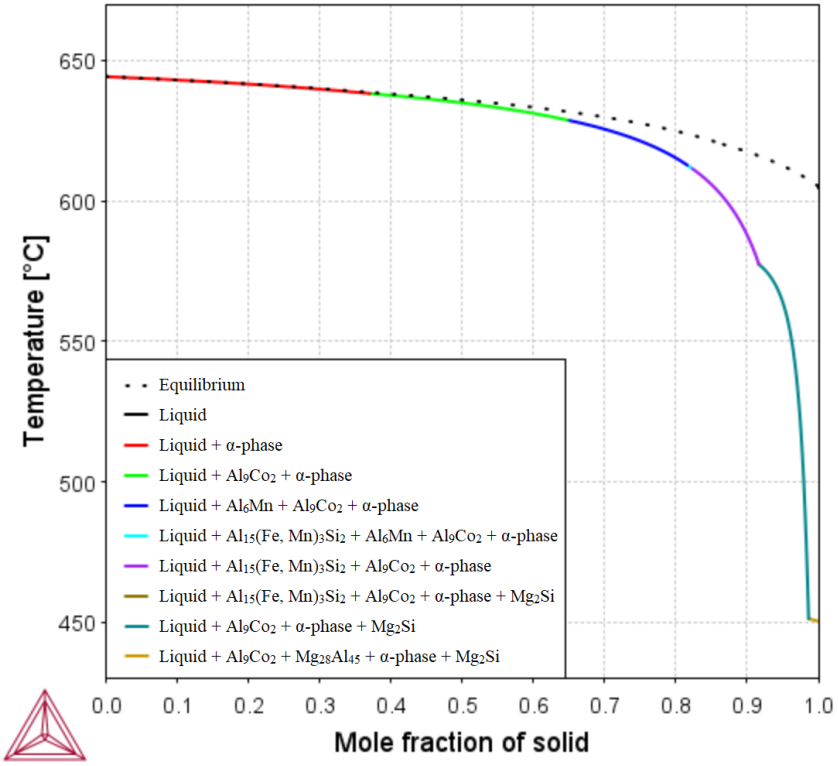




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
644,37	604,05	644,36	450,50	7,12	$5{,}0825 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2739 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5926 \cdot 10^{-7}$

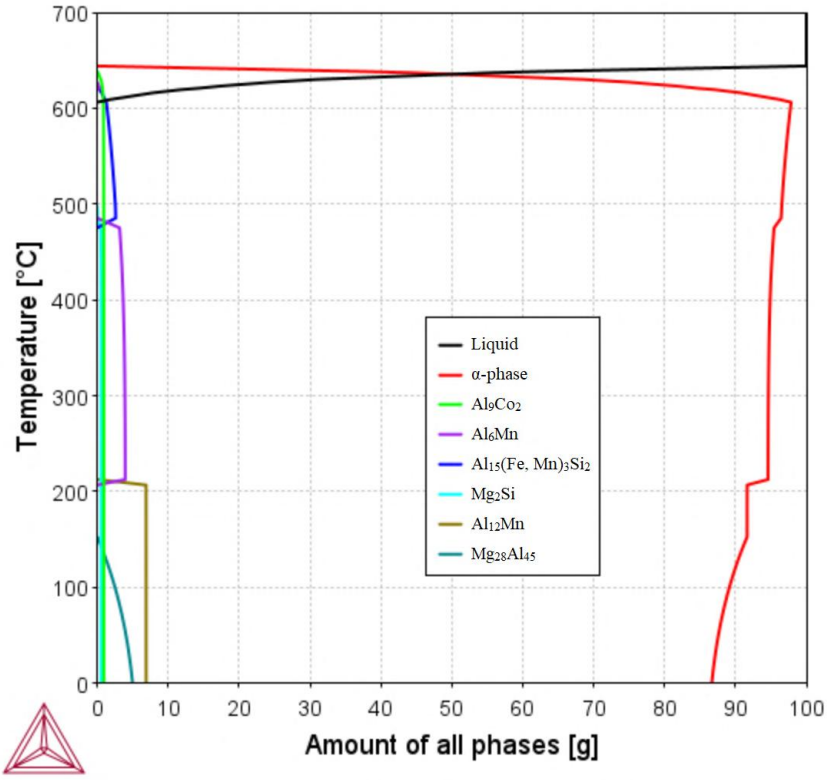
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,9Mn – 0,3Co

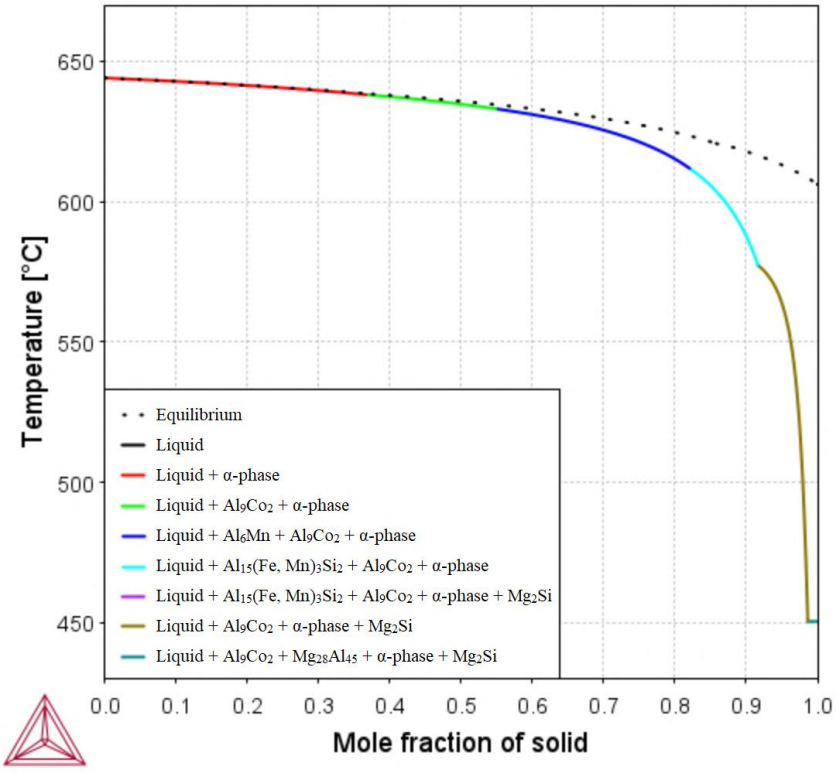




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
644,19	605,18	644,18	450,47	7,10	$5{,}0886 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2804 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5998 \cdot 10^{-7}$

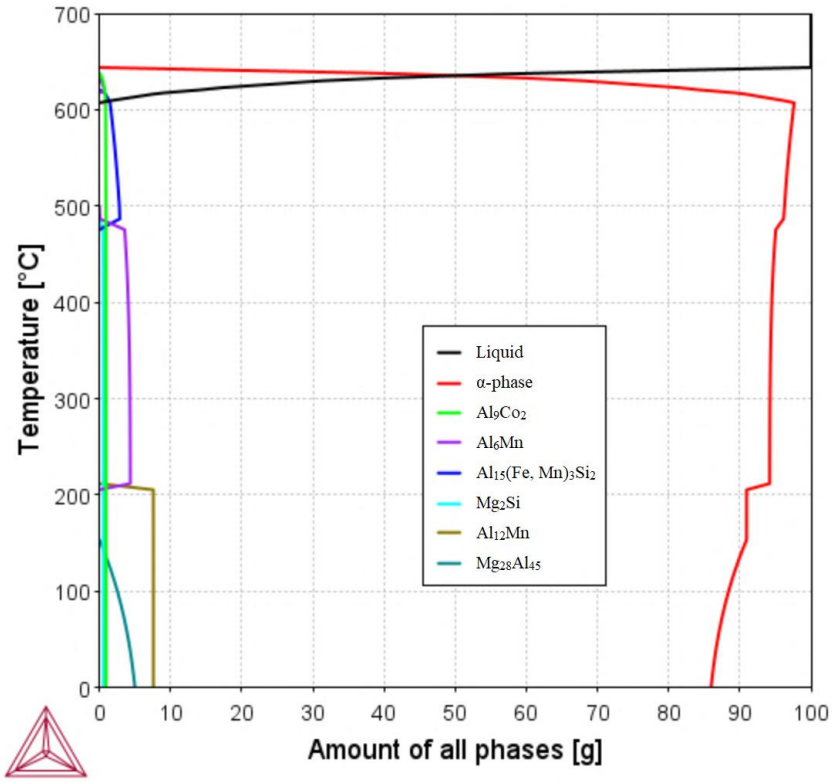
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,0Mn – 0,3Co

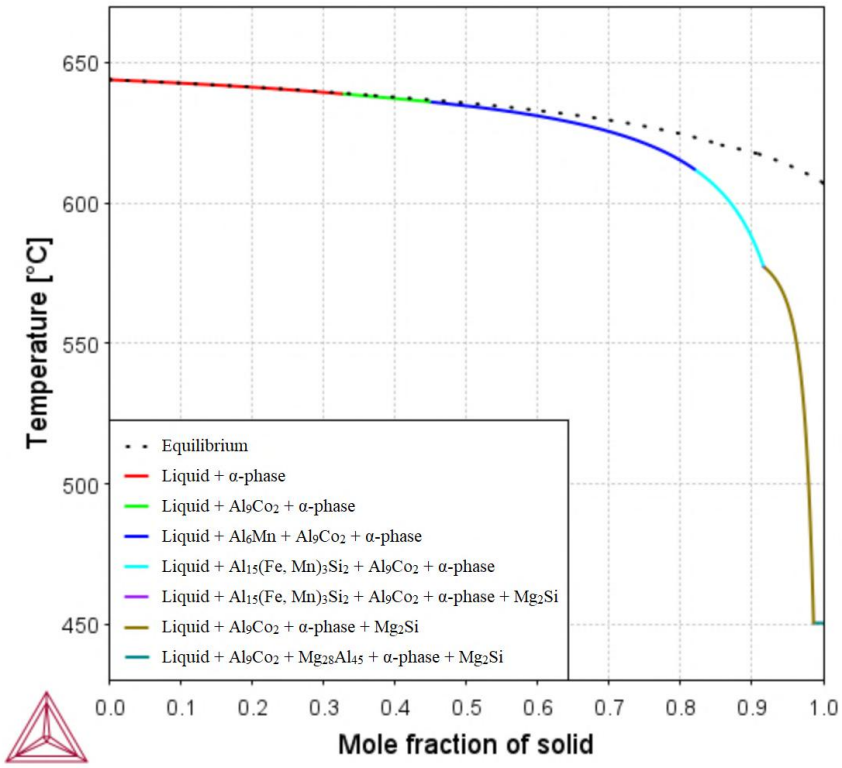




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
644,01	606,19	644,00	450,50	7,11	$5{,}0948 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2870 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6070 \cdot 10^{-7}$

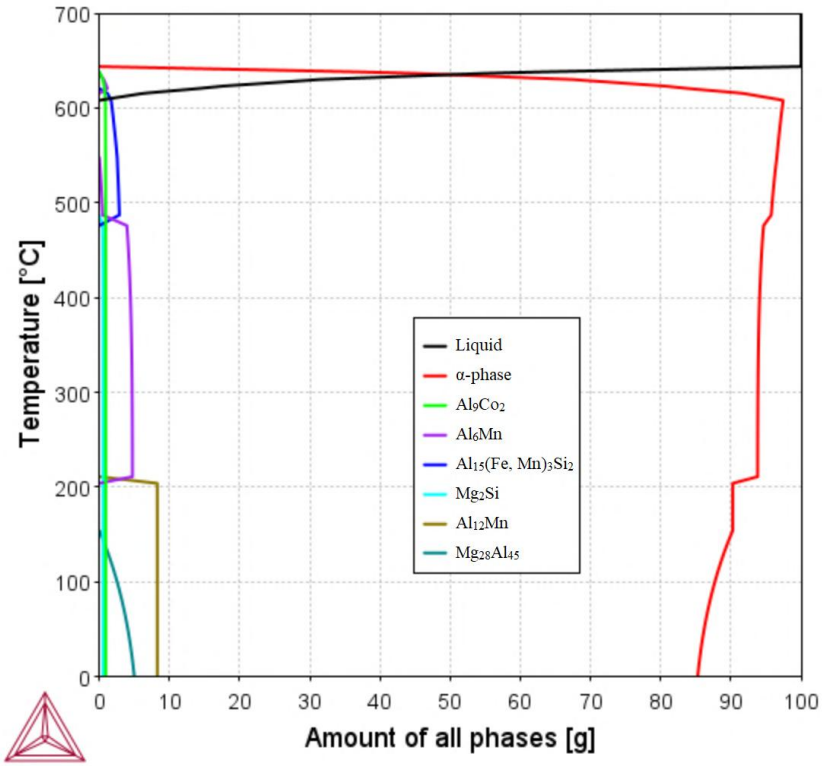
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co

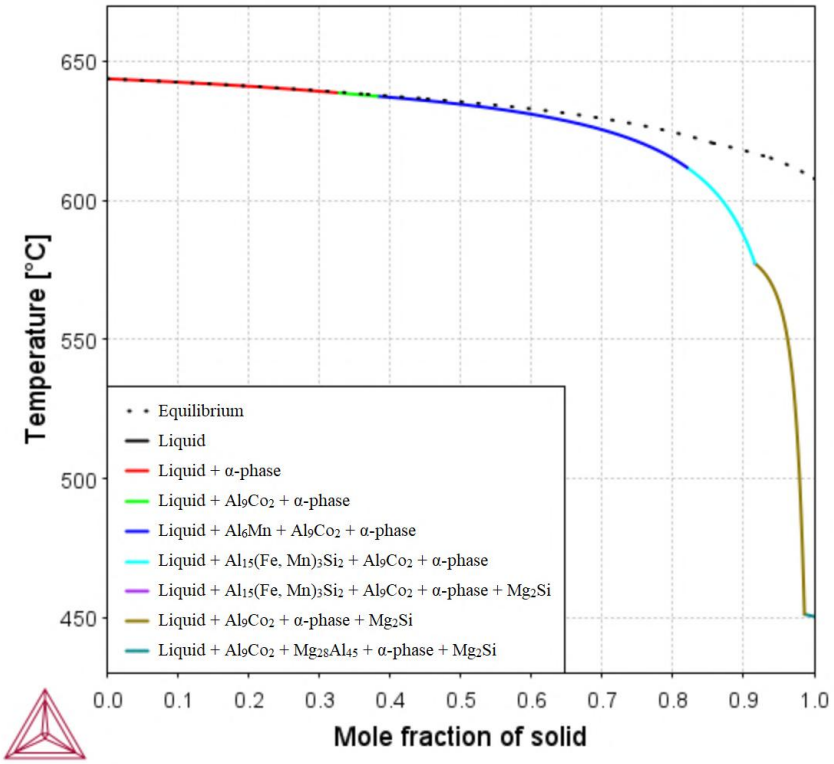




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,83	607,09	643,83	450,48	7,10	$5{,}1009 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2935 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6142 \cdot 10^{-7}$

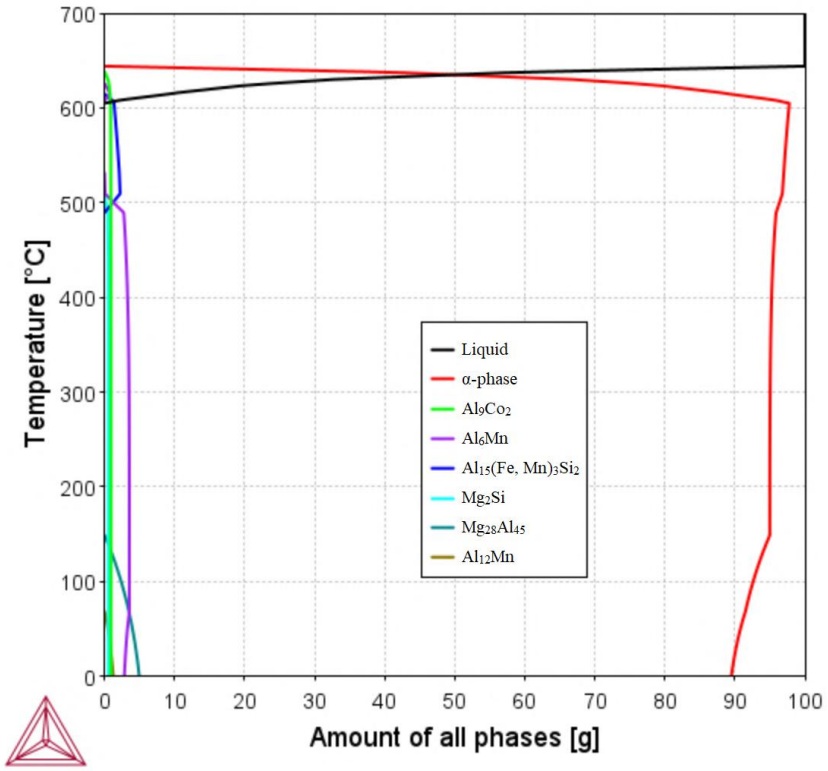
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,2Mn – 0,3Co

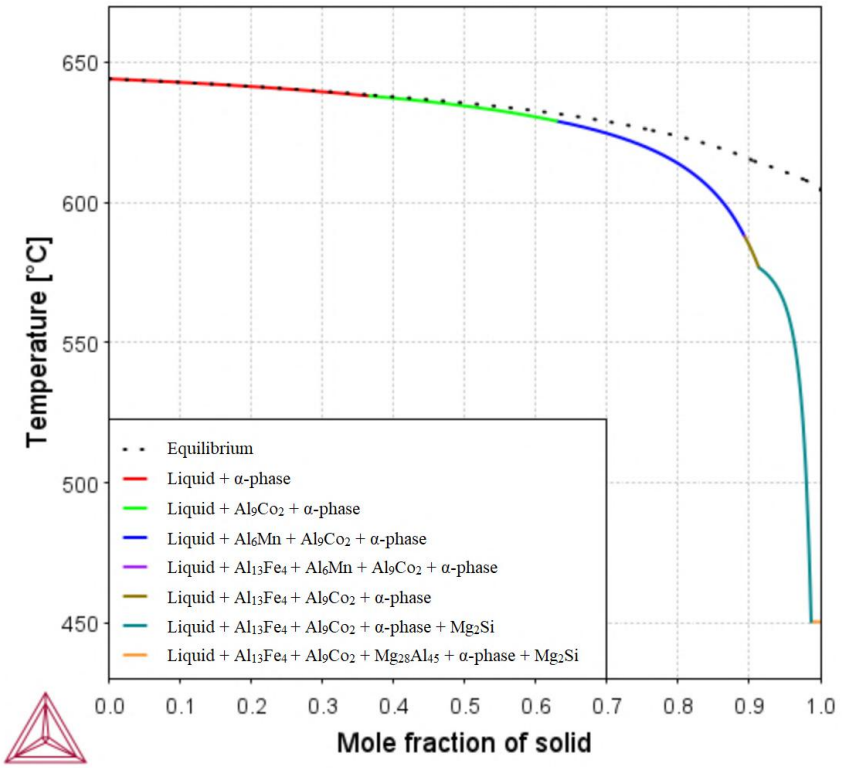




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,65	607,89	643,64	450,49	7,09	$5{,}1071 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3001 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6215 \cdot 10^{-7}$

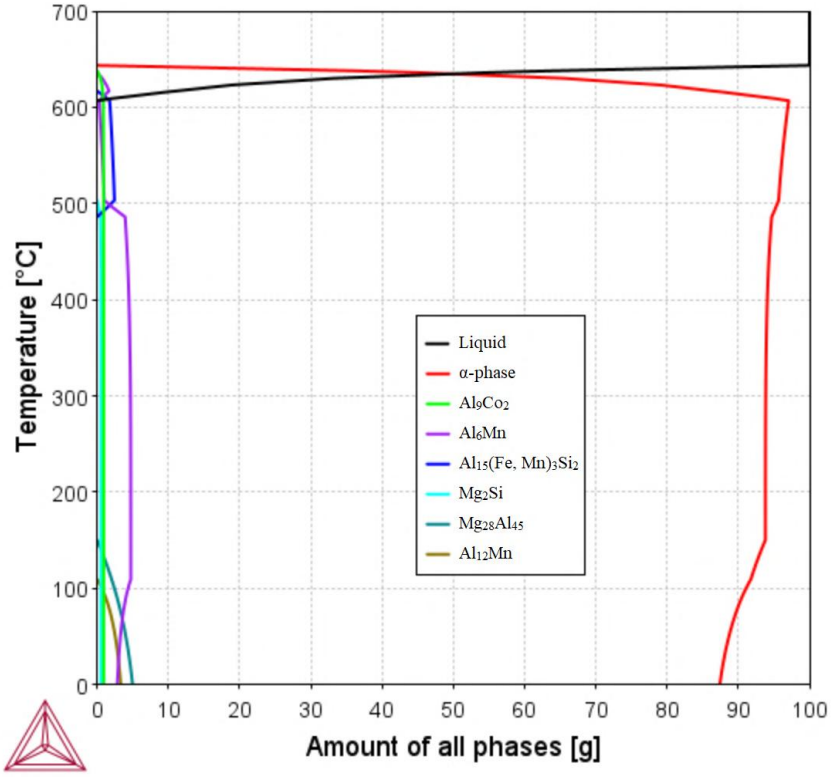
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,1Fe

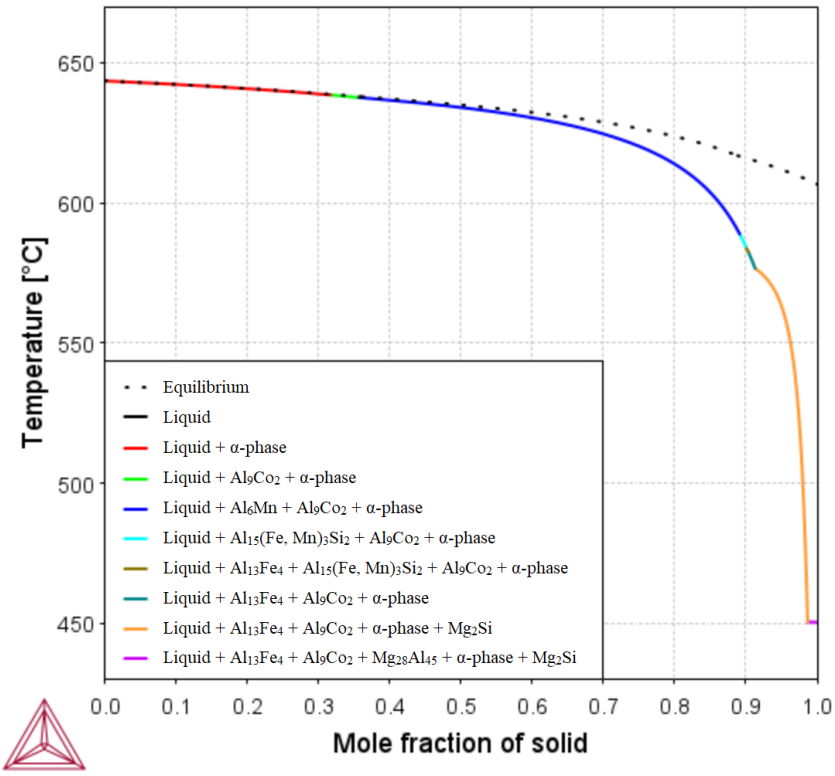




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
644,01	604,85	644,00	450,47	7,14	$5{,}0932 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2853 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6053 \cdot 10^{-7}$

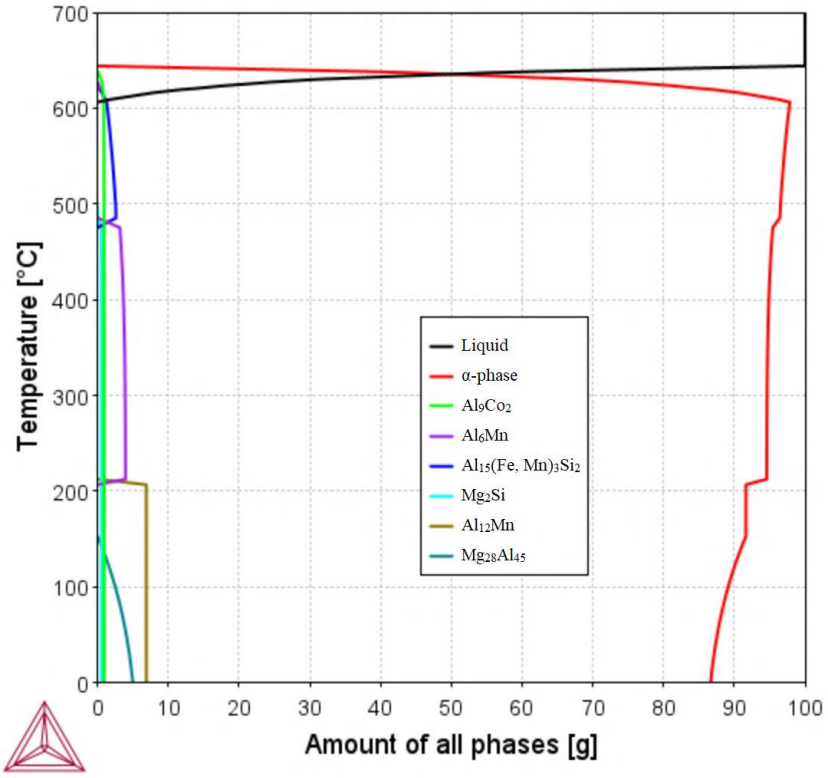
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,1Fe

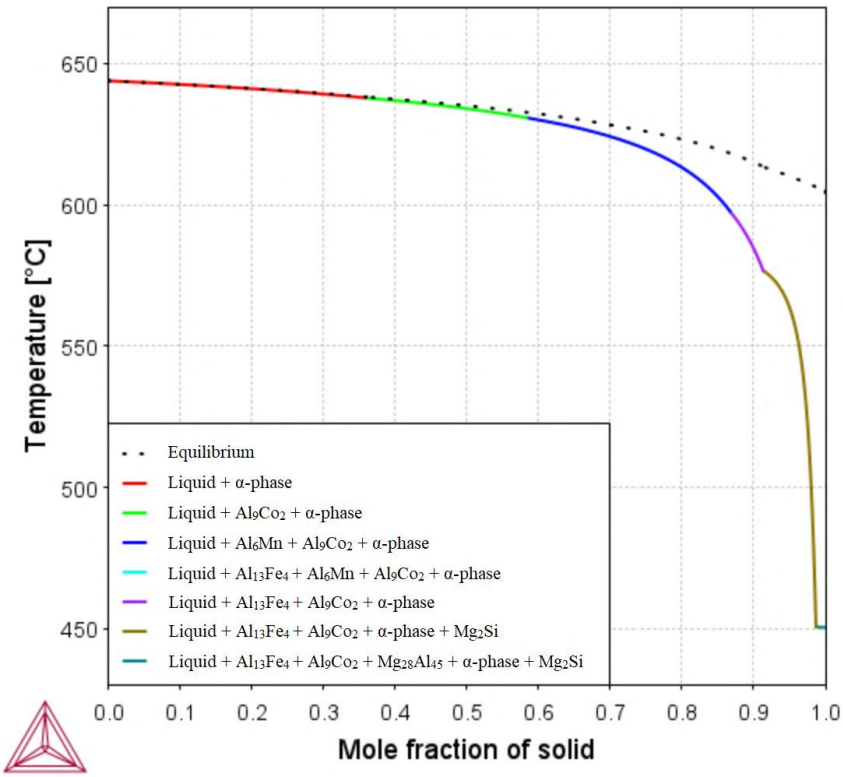




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,46	606,77	643,46	450,47	7,14	$5{,}1117 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3050 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6270 \cdot 10^{-7}$

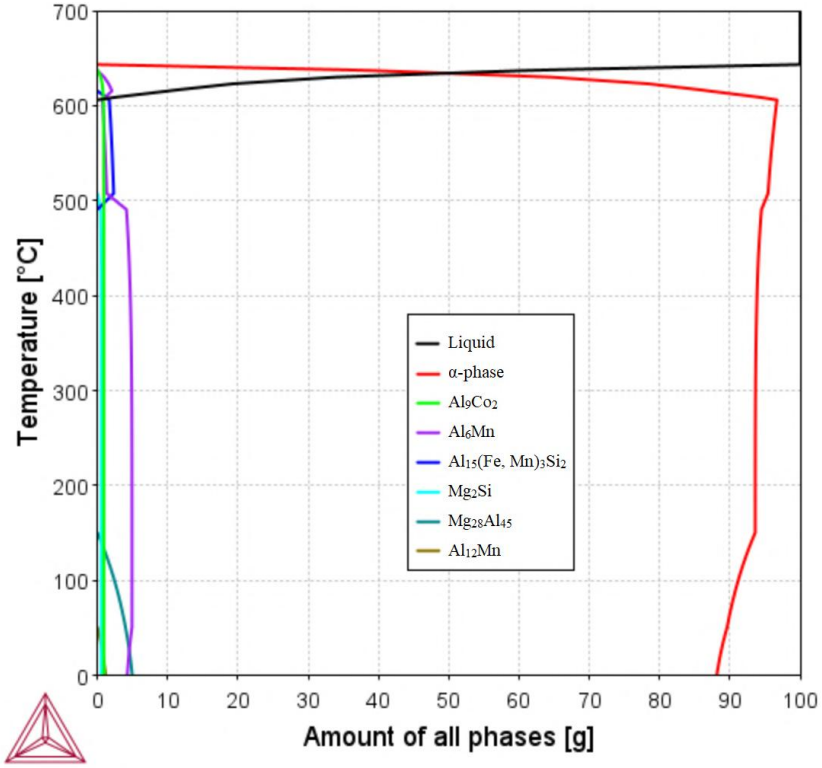
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,15Fe

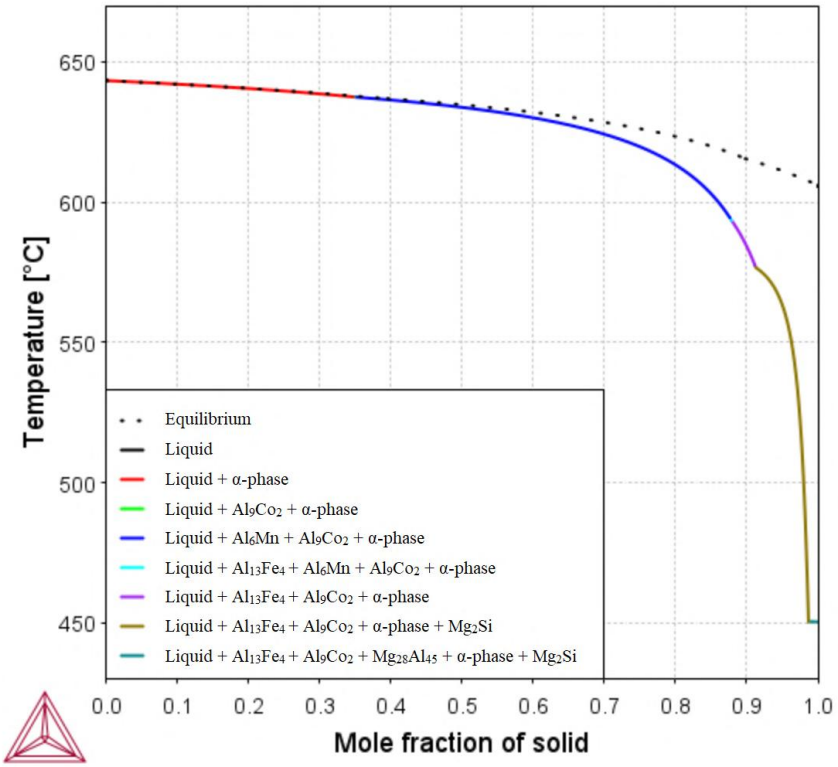




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,83	604,82	643,82	450,49	7,16	$5{,}0985 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2911 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6116 \cdot 10^{-7}$

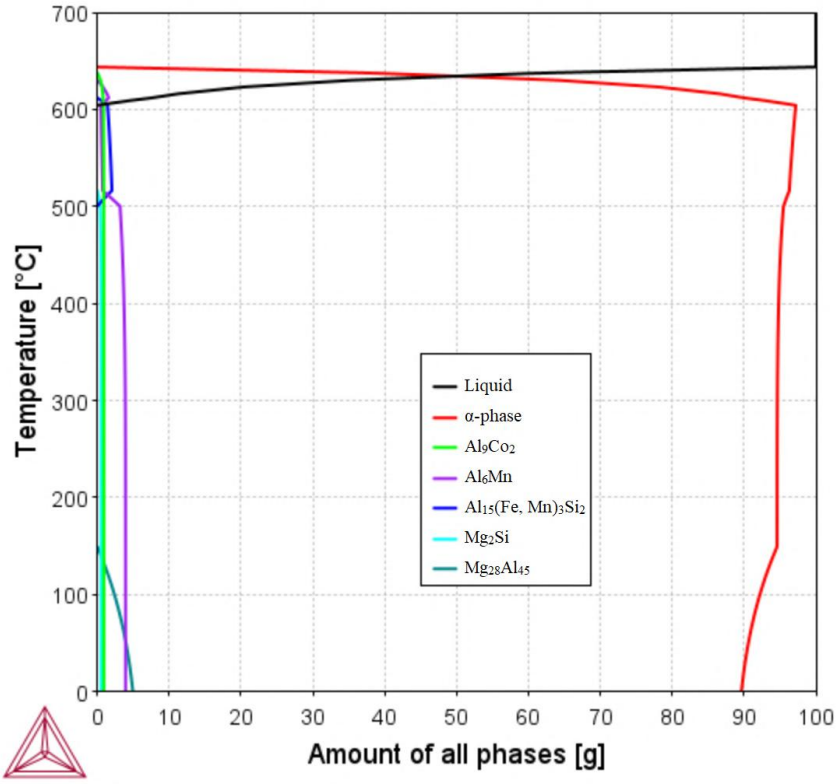
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,15Fe

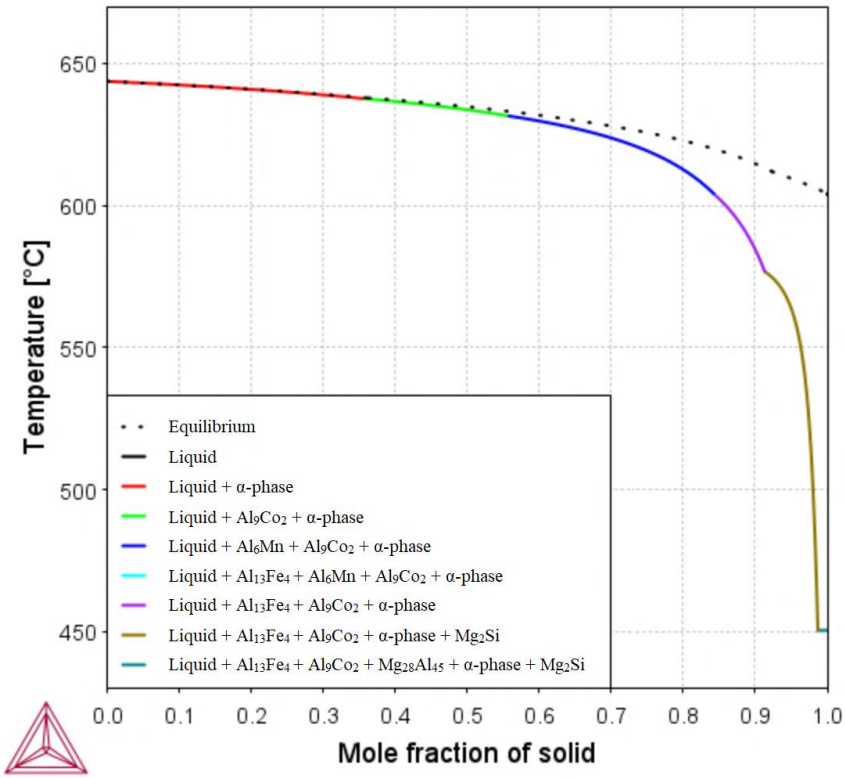




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,28	606,02	643,28	450,47	7,18	$5{,}1171 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3108 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6333 \cdot 10^{-7}$

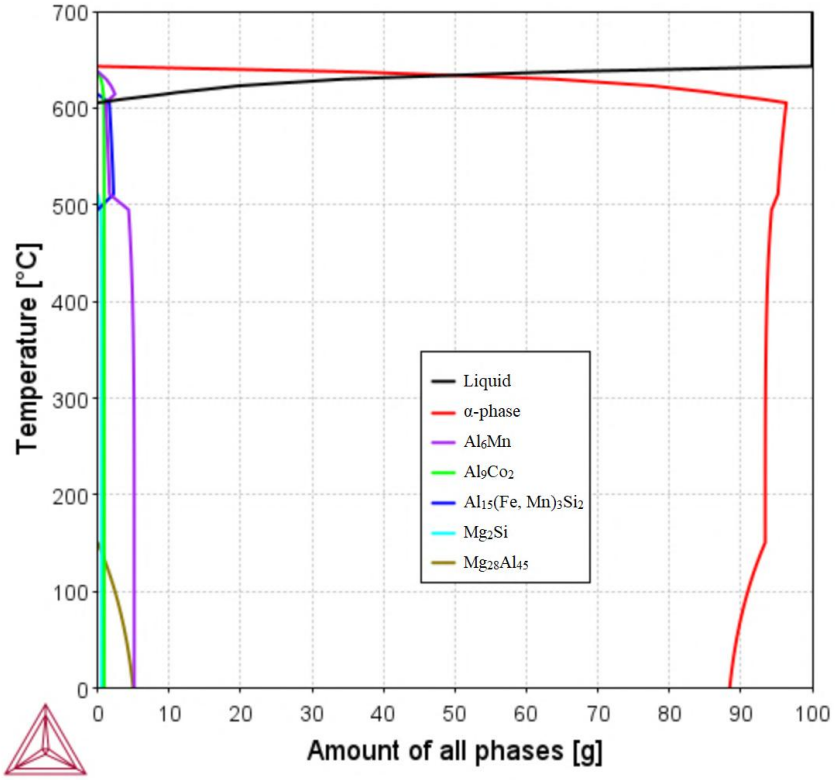
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,2Fe

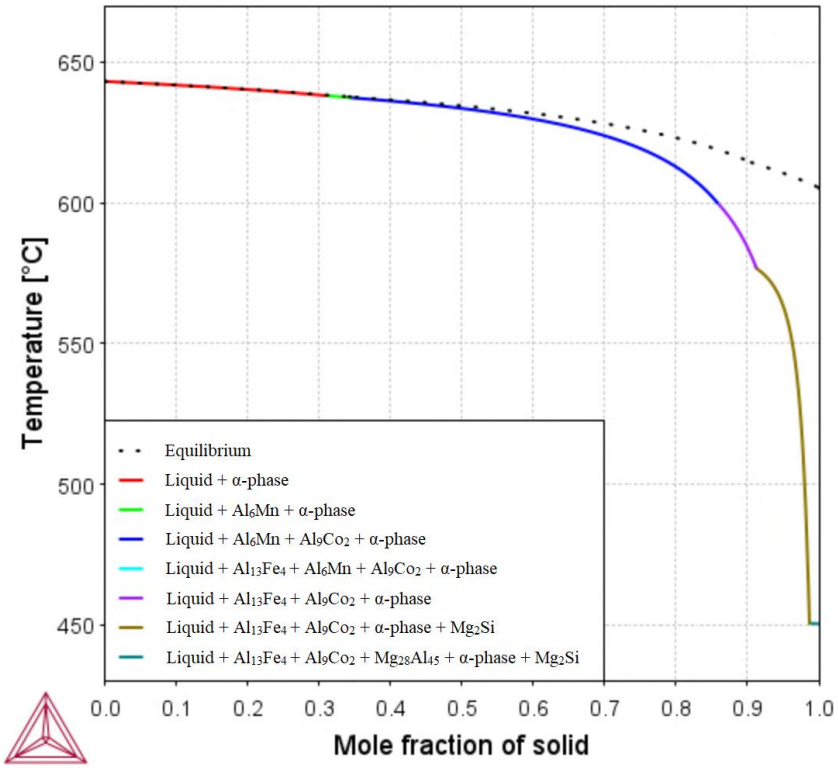




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,64	604,23	643,63	450,49	7,19	$5{,}1039 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2968 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6180 \cdot 10^{-7}$

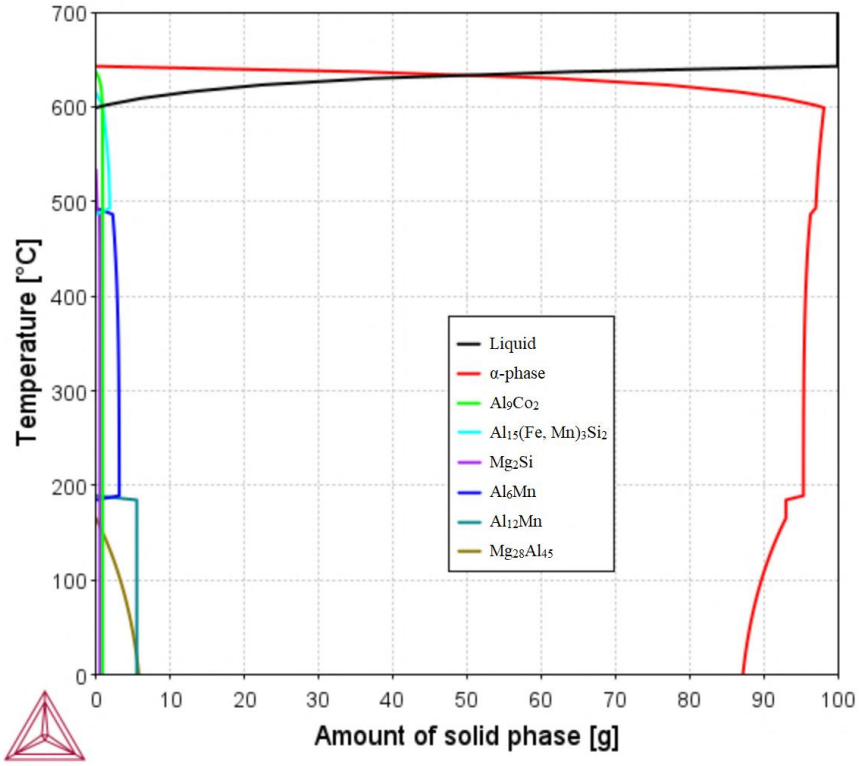
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,2Fe

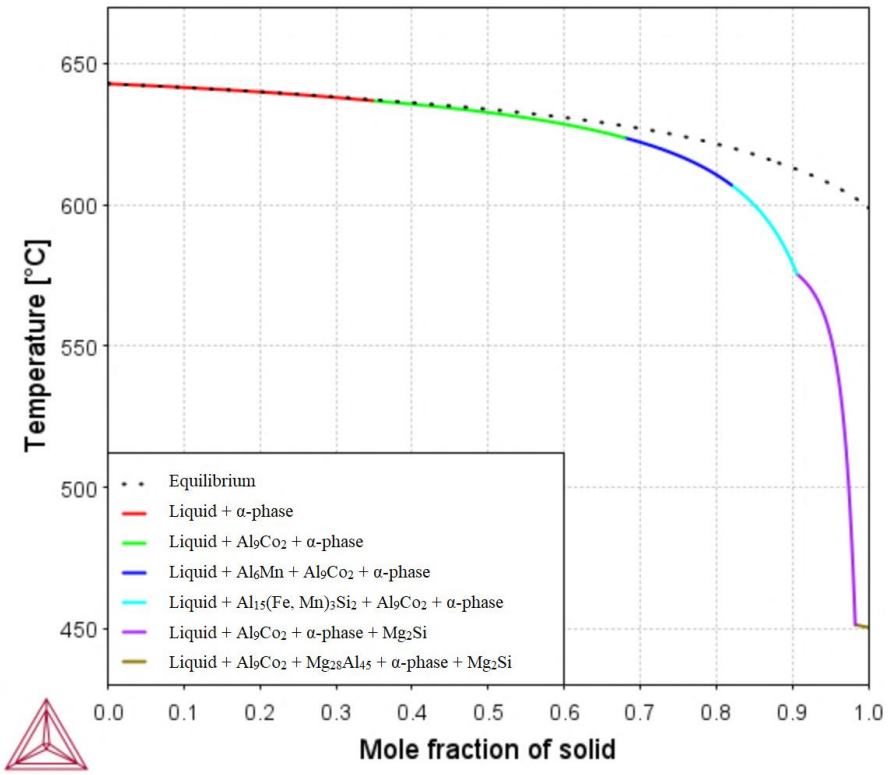




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,10	605,40	643,10	450,50	7,22	$5{,}1225 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3165 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6397 \cdot 10^{-7}$

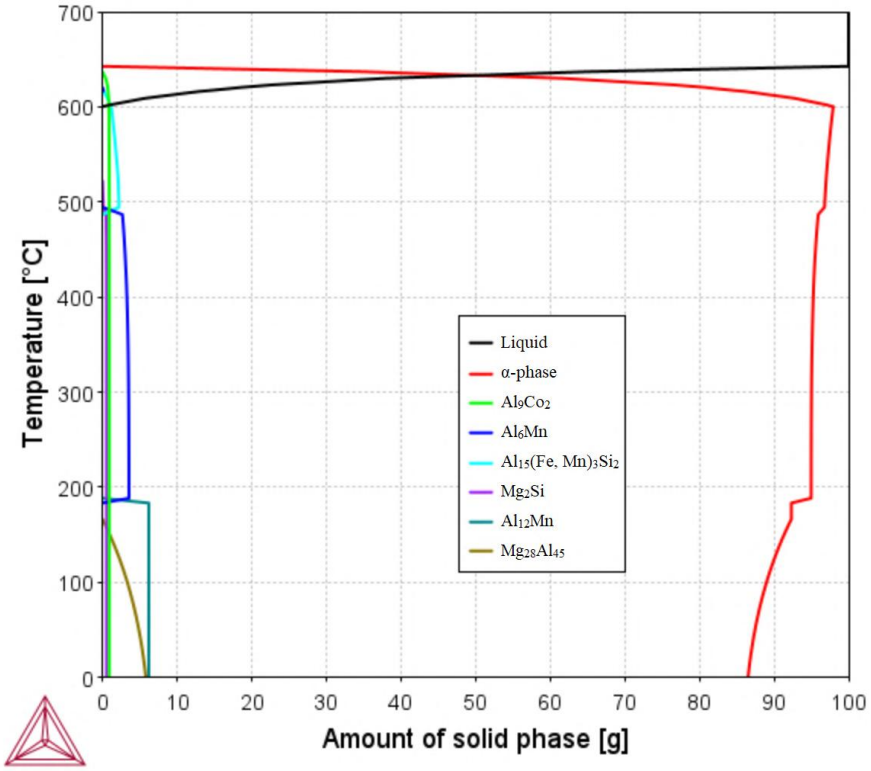
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co

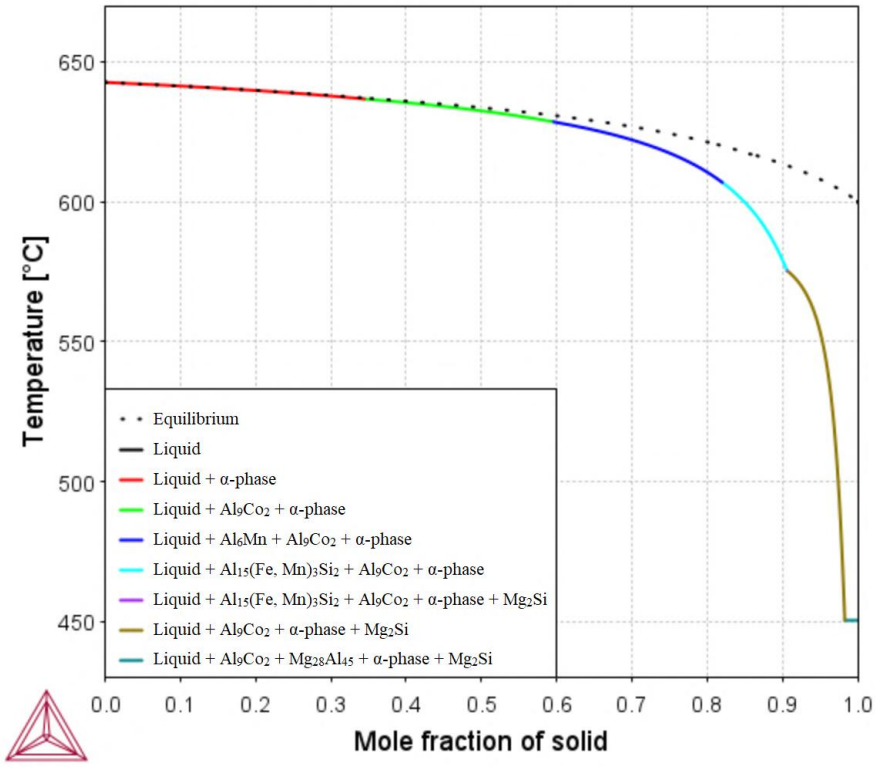




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,78	598,99	642,78	450,48	7,14	$5{,}0592 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2494 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5660 \cdot 10^{-7}$

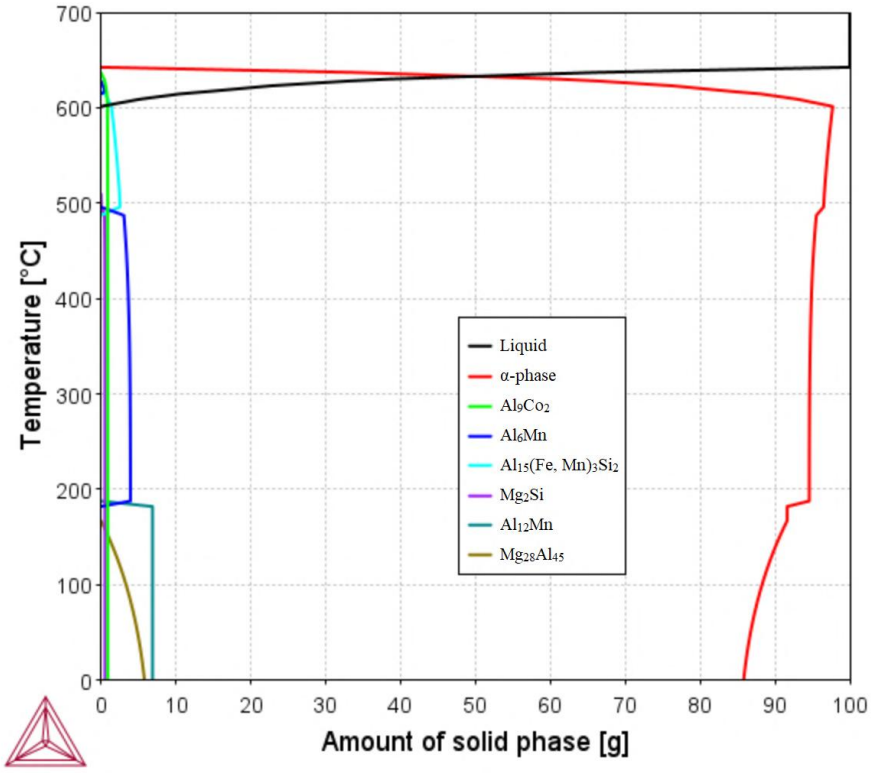
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 0,9Mn – 0,3Co

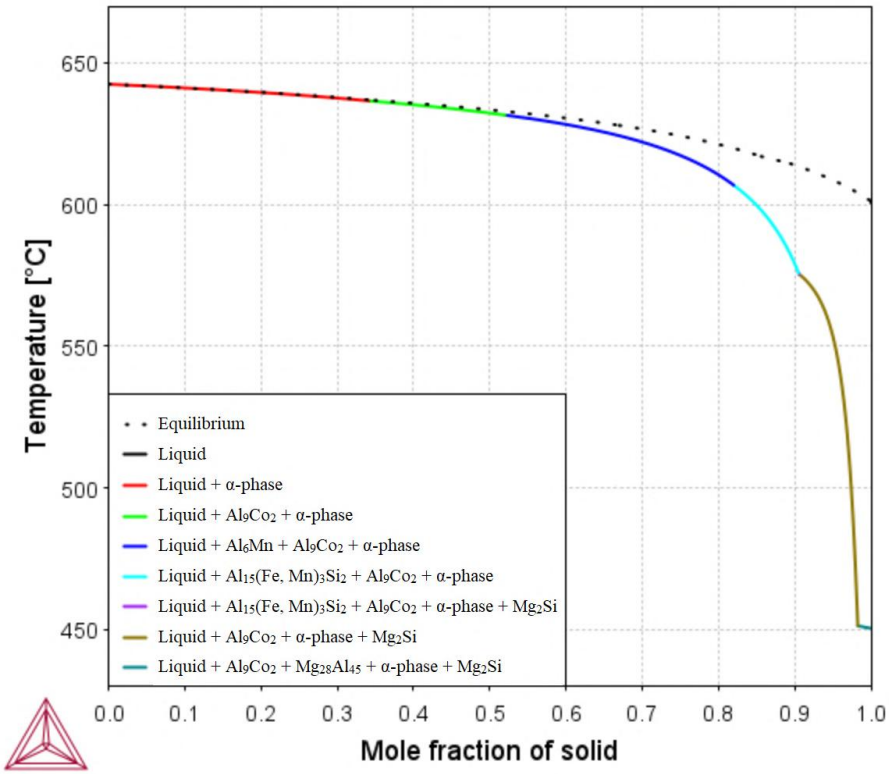




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,60	600,15	642,60	450,50	7,13	$5{,}0653 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2559 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5732 \cdot 10^{-7}$

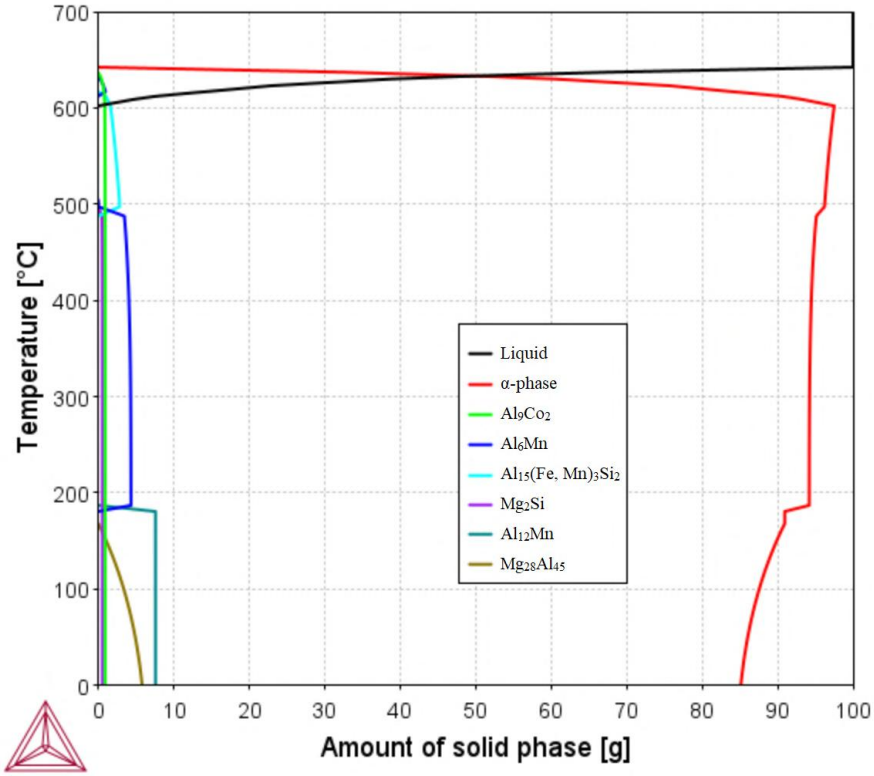
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 1,0Mn – 0,3Co

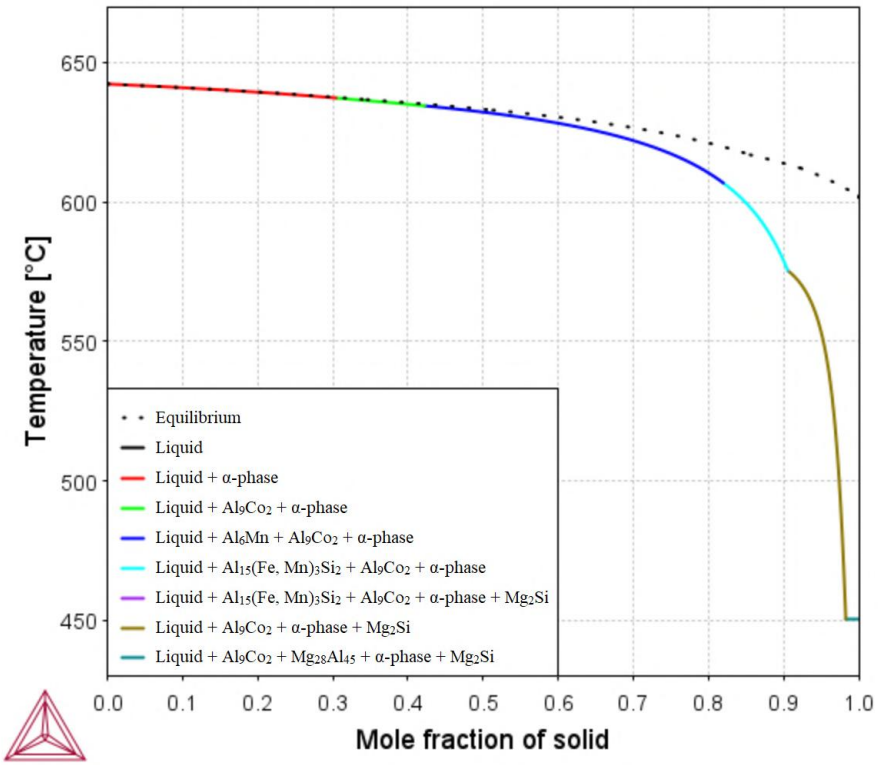




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,42	601,18	642,41	450,48	7,12	$5{,}0714 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2624 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5803 \cdot 10^{-7}$

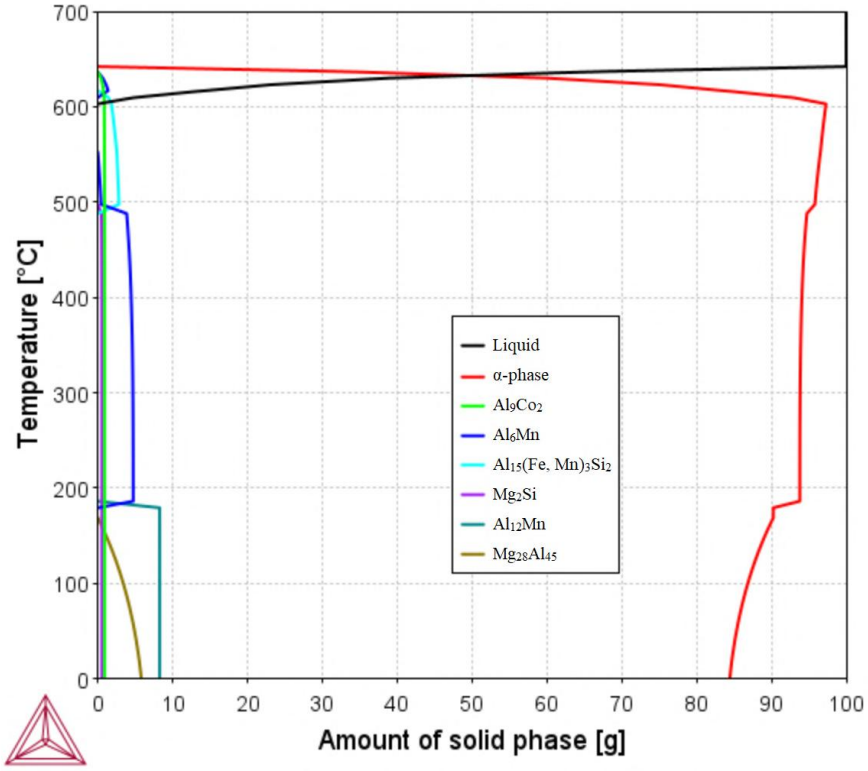
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co

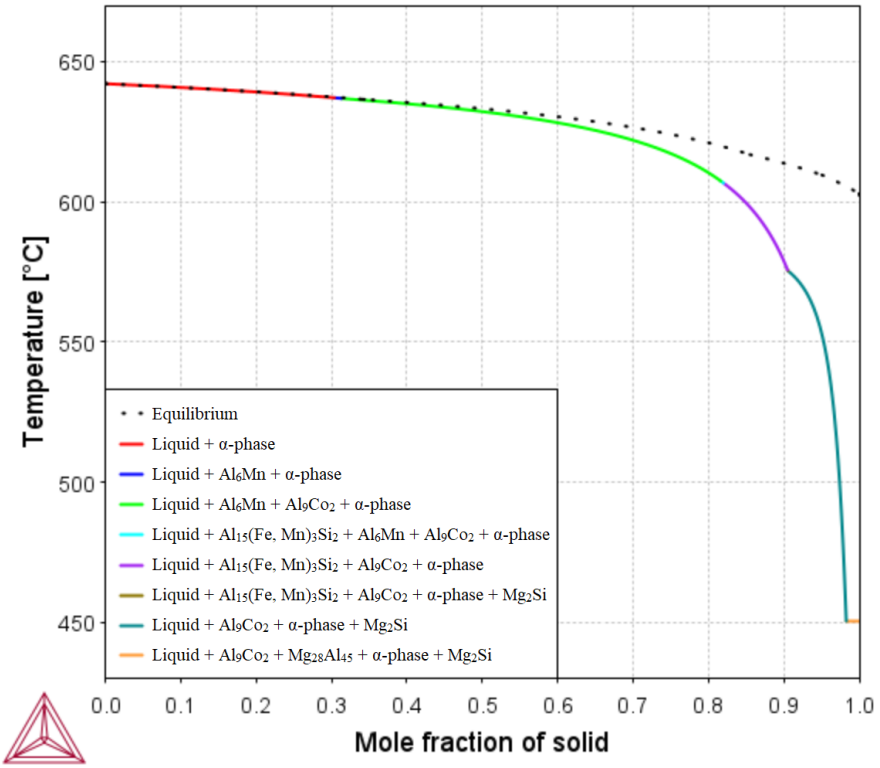




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,23	602,10	642,23	450,49	7,12	$5{,}0775 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2689 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5875 \cdot 10^{-7}$

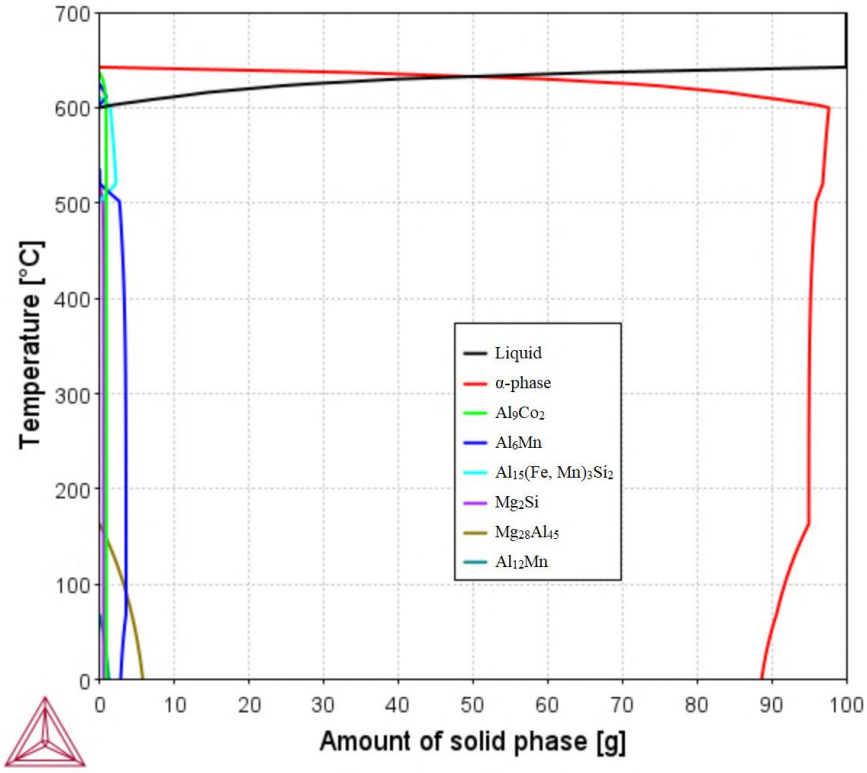
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 1,2Mn – 0,3Co

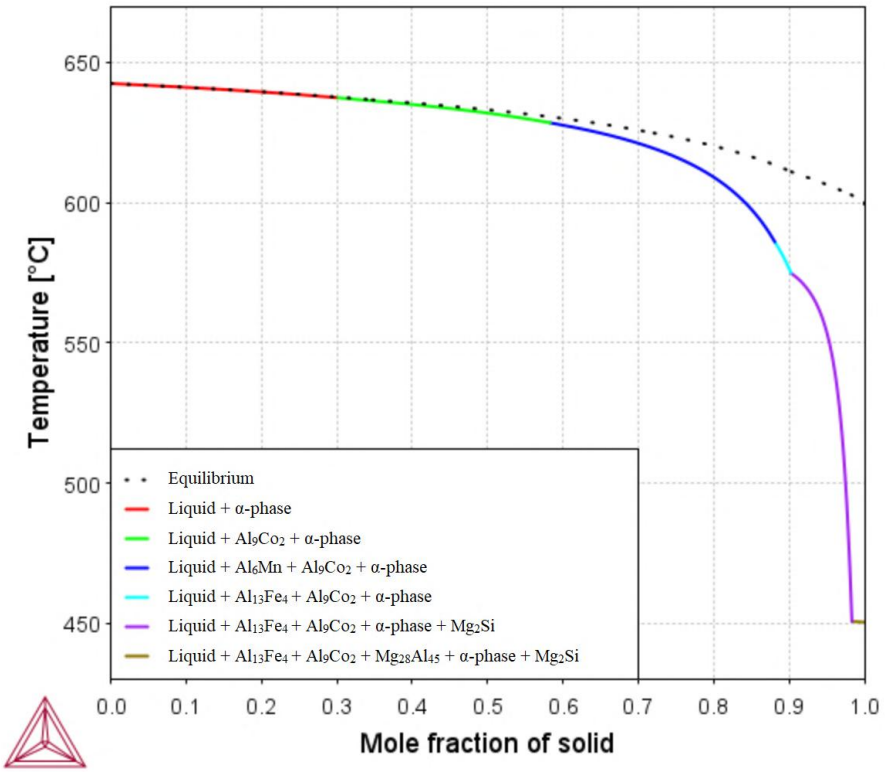




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,05	602,90	642,04	450,49	7,11	$5,0837 \cdot 10^{-7}$	$5,2754 \cdot 10^{-7}$	$5,5947 \cdot 10^{-7}$

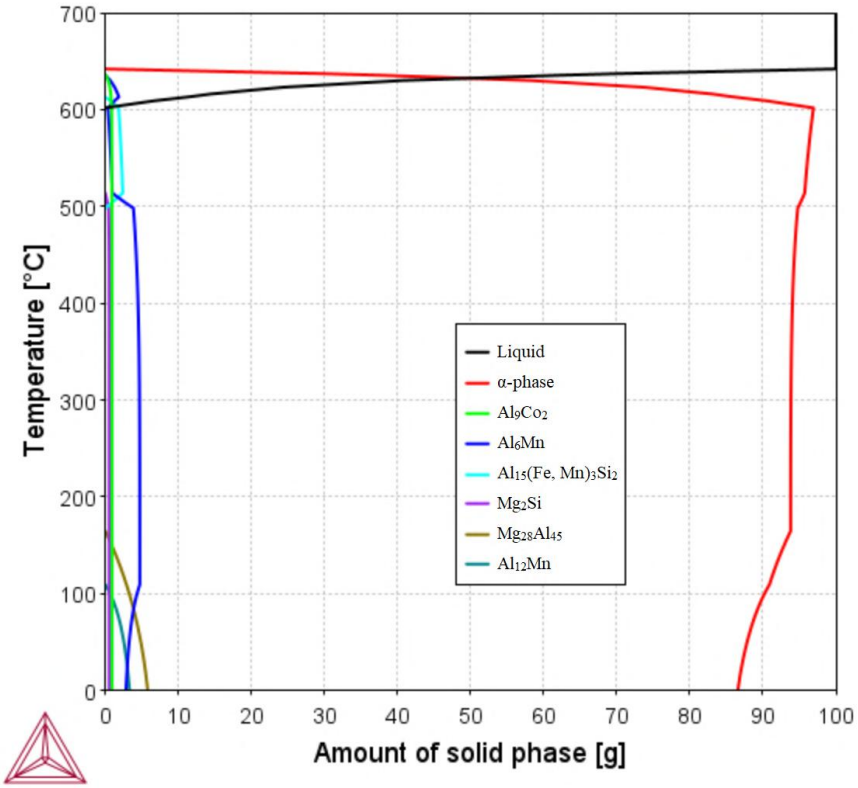
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,1Fe

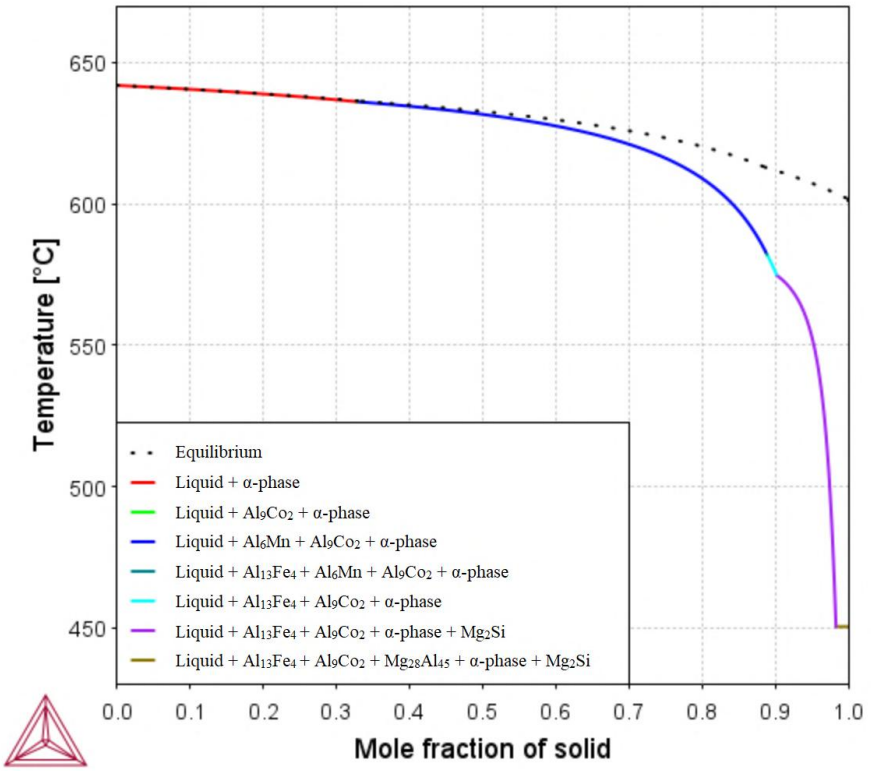




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,42	599,94	642,41	450,77	7,15	$5{,}0698 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2607 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5786 \cdot 10^{-7}$

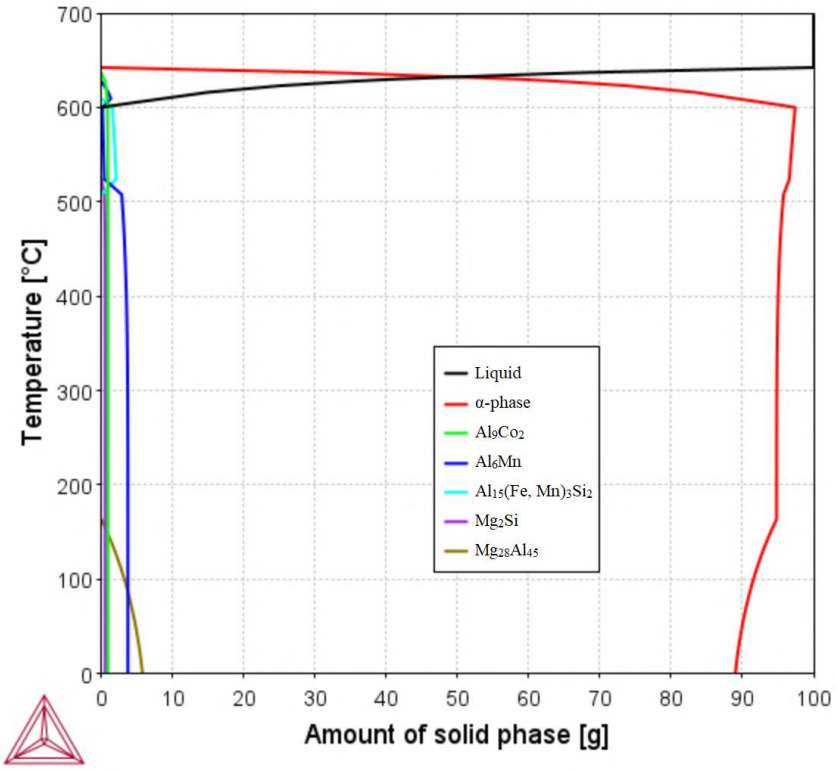
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,1Fe

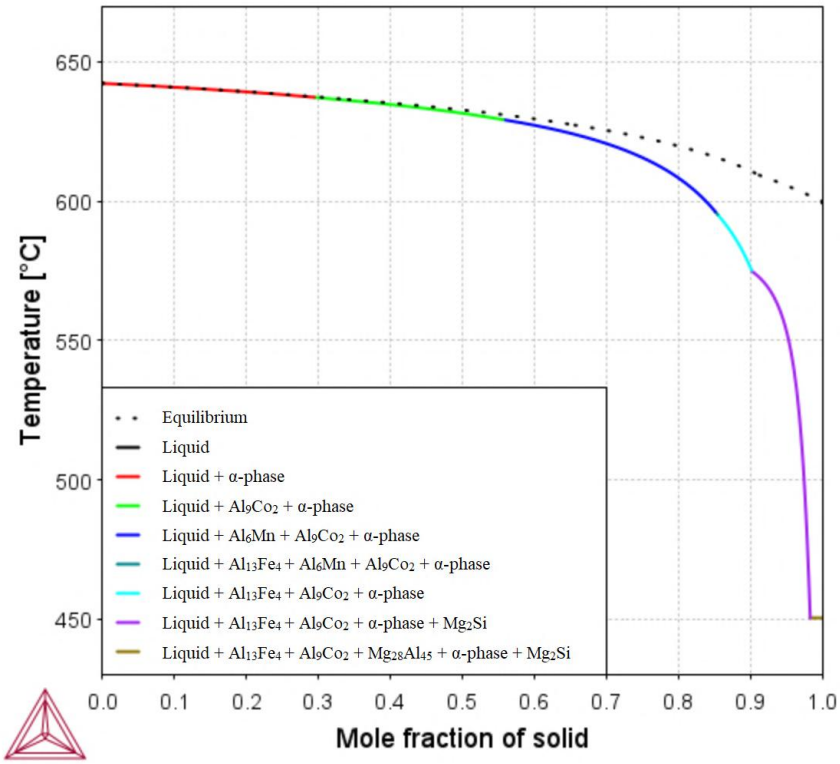




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,86	601,86	641,86	450,50	7,16	$5{,}0882 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2803 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6001 \cdot 10^{-7}$

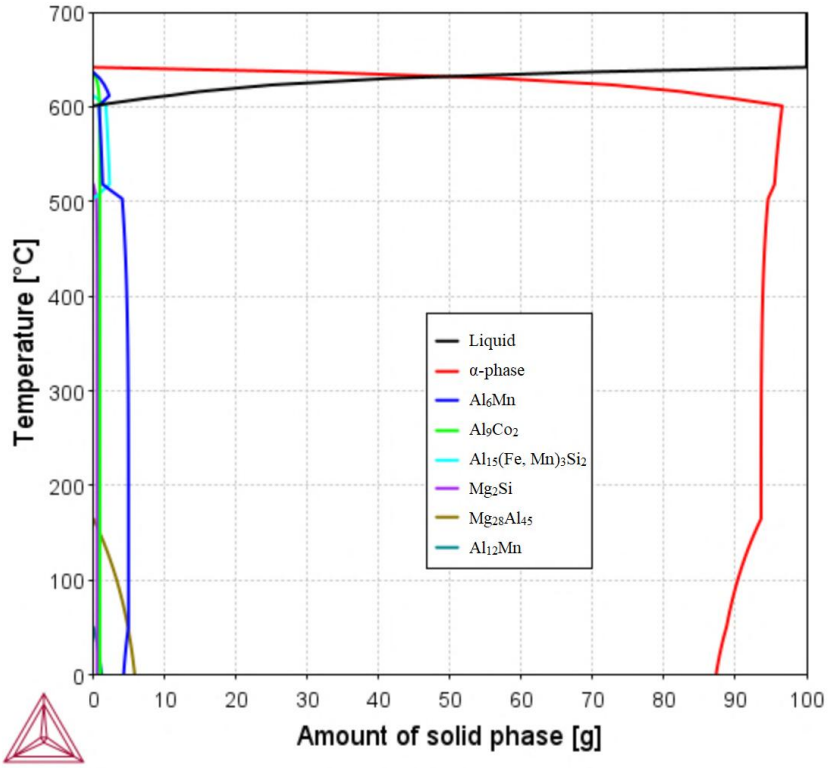
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,15Fe

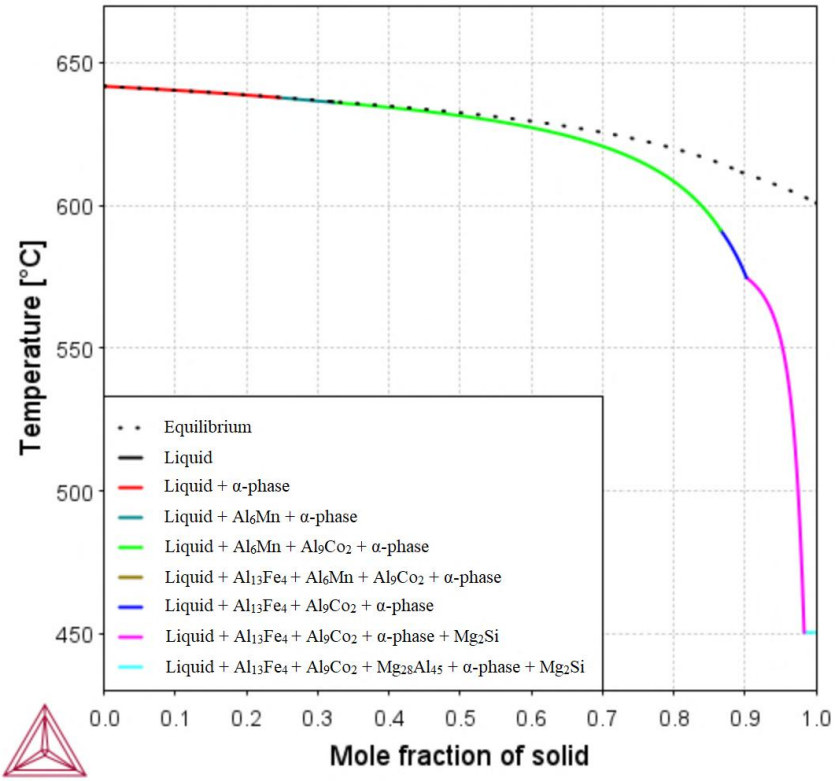




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,23	599,87	642,23	450,48	7,17	$5{,}0751 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2664 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5849 \cdot 10^{-7}$

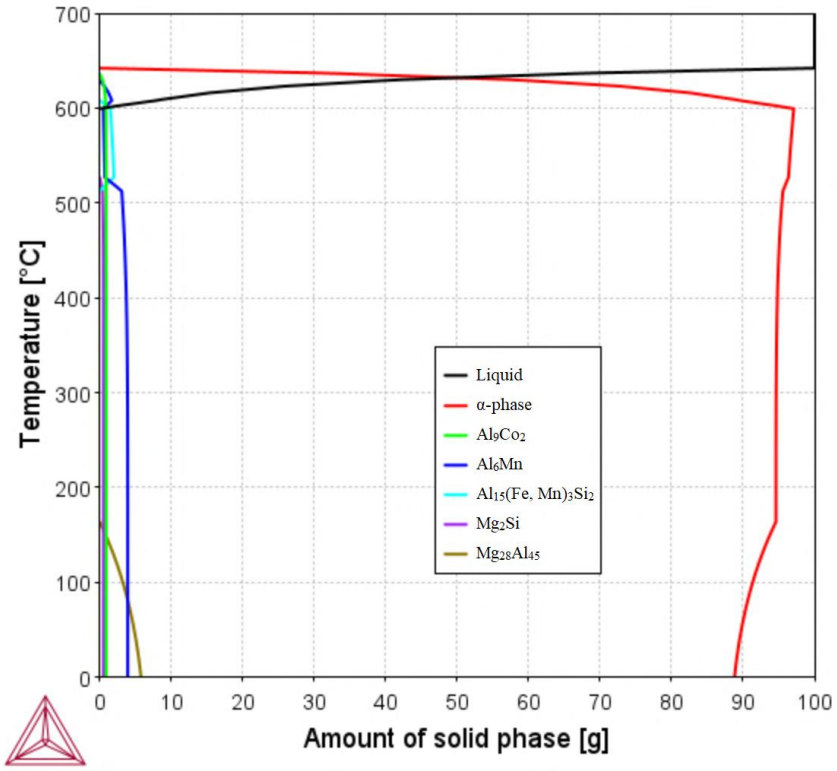
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,15Fe

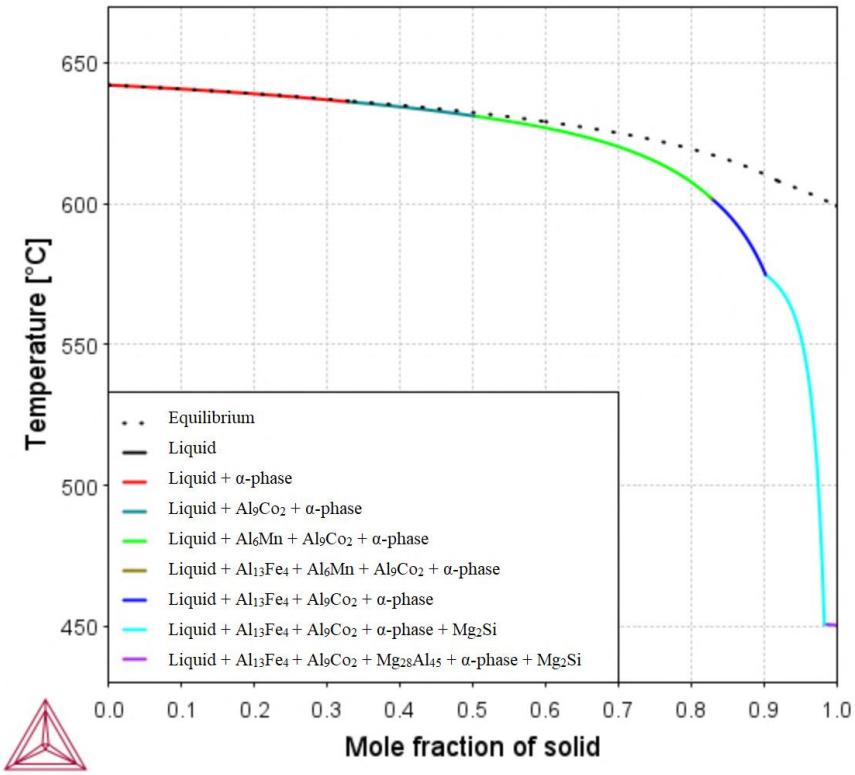




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,68	600,93	641,67	450,48	7,20	$5{,}0936 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2860 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6065 \cdot 10^{-7}$

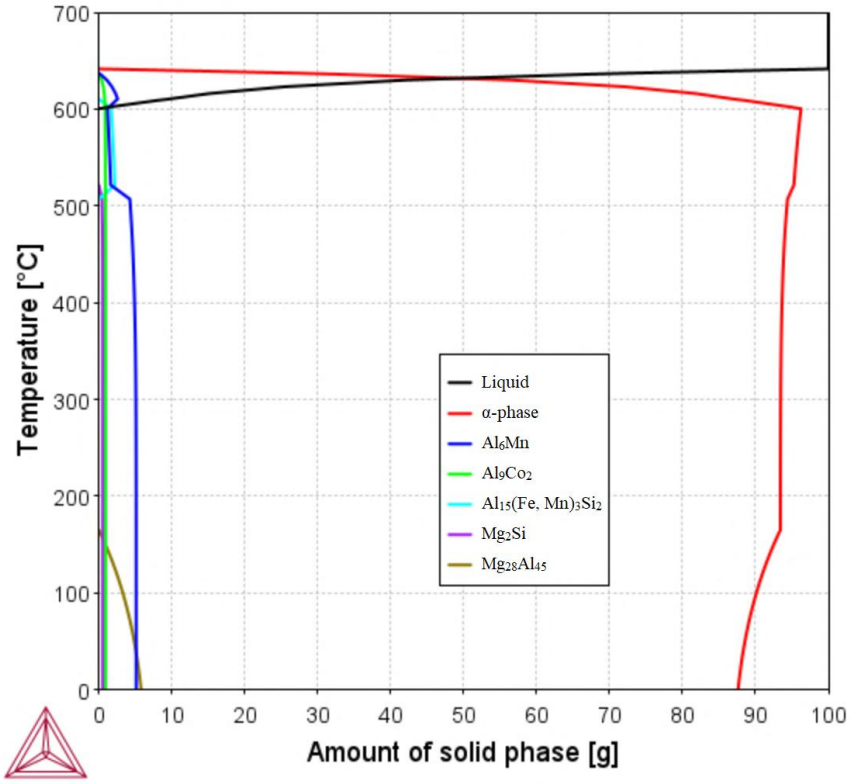
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,2Fe

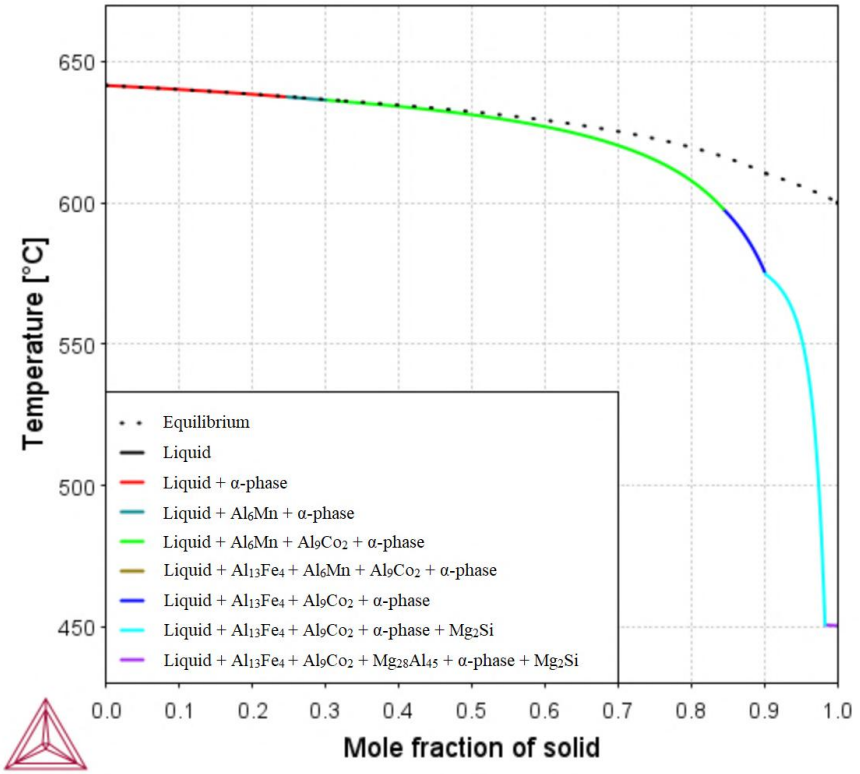




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,05	599,26	642,05	450,47	7,21	$5{,}0805 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2721 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5912 \cdot 10^{-7}$

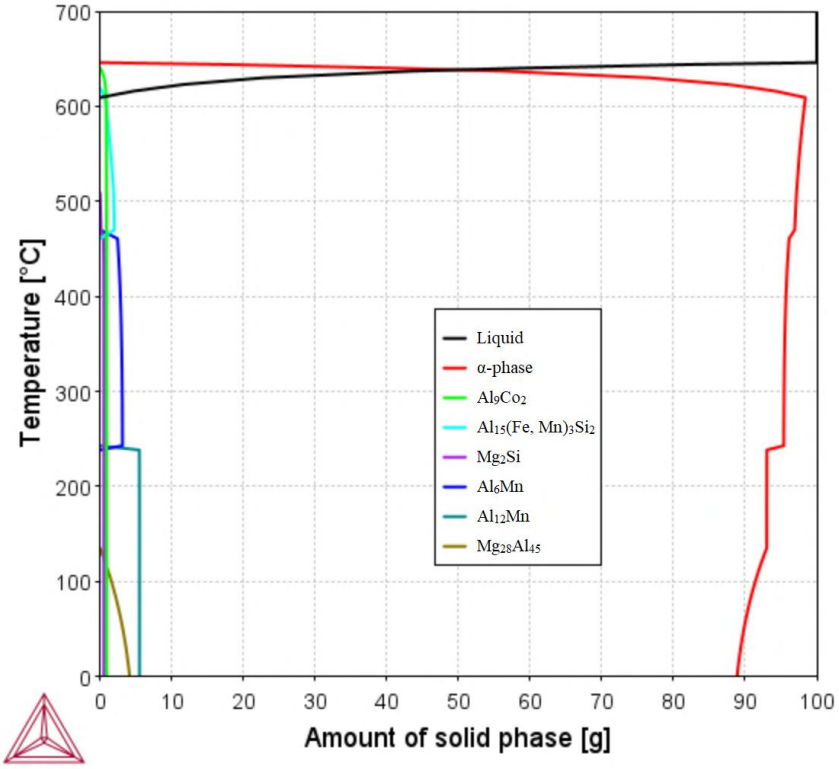
Aluminum alloy: 2,7Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,2Fe

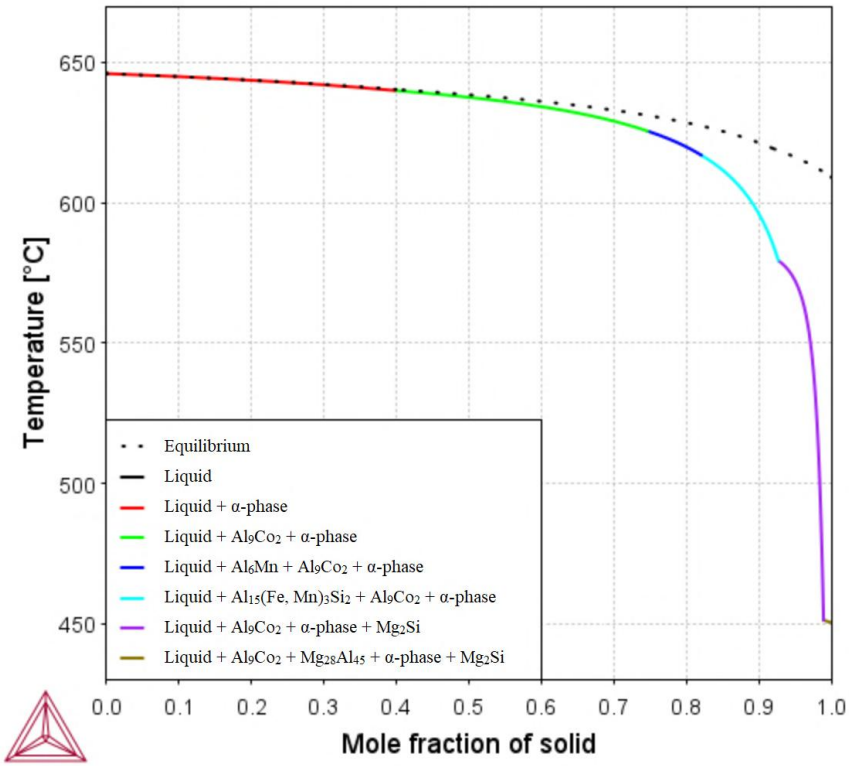




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,45	600,29	641,48	450,48	7,24	$5{,}0989 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2918 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6128 \cdot 10^{-7}$

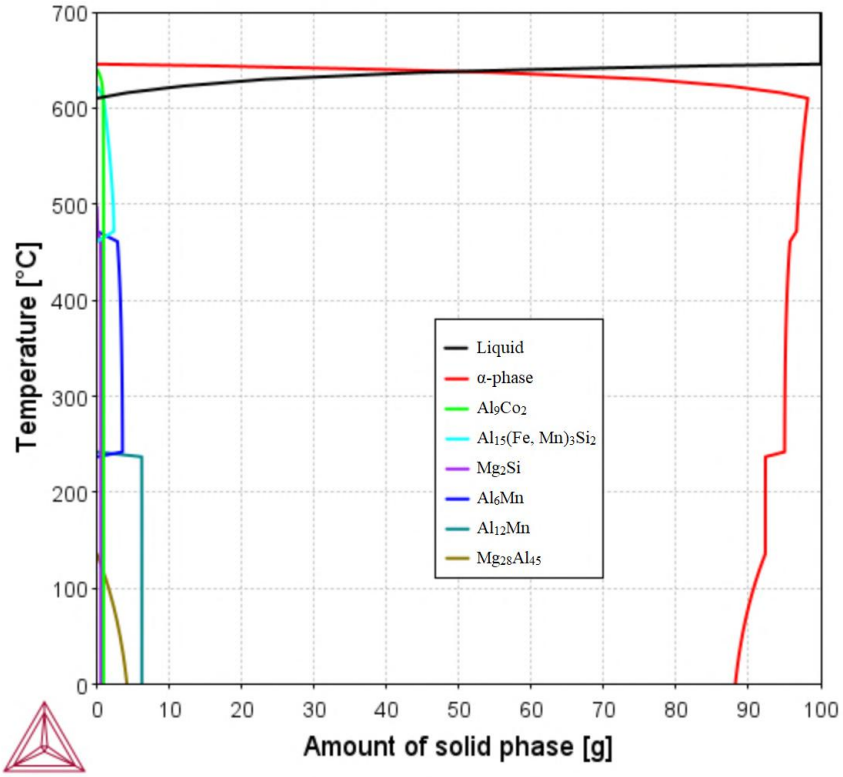
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co

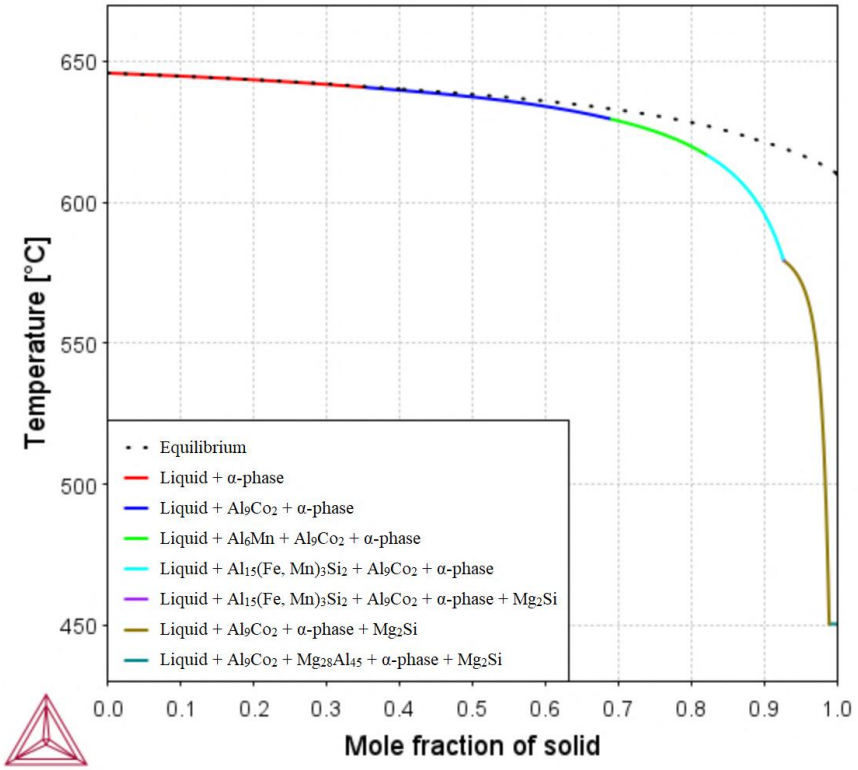




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,96	609,13	645,96	450,50	7,10	$5{,}1061 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2988 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6196 \cdot 10^{-7}$

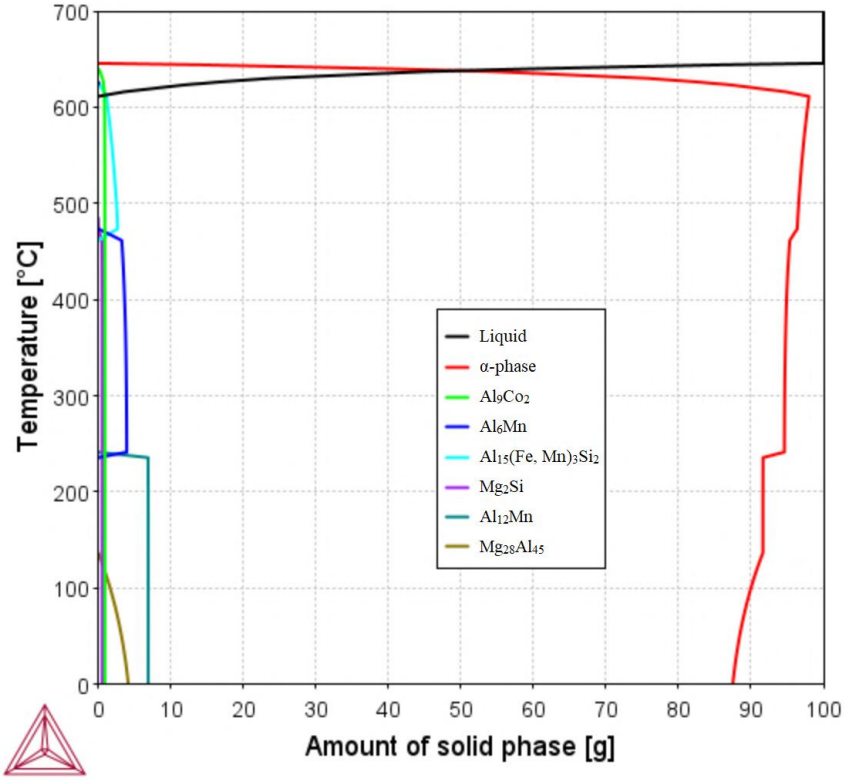
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 0,9Mn – 0,3Co

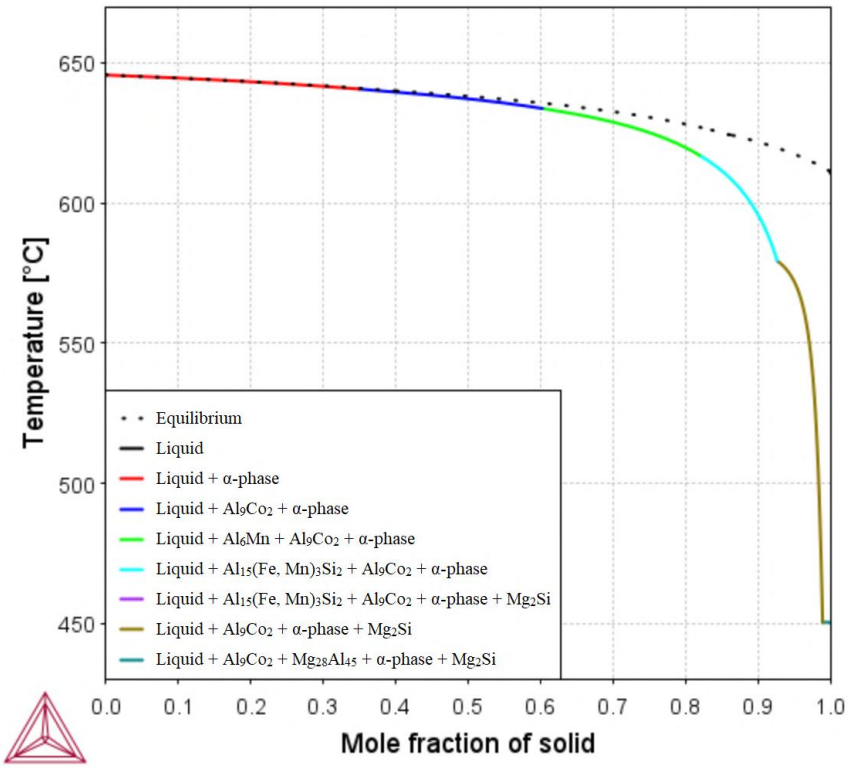




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,78	610,23	645,78	450,49	7,09	$5{,}1123 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3054 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6269 \cdot 10^{-7}$

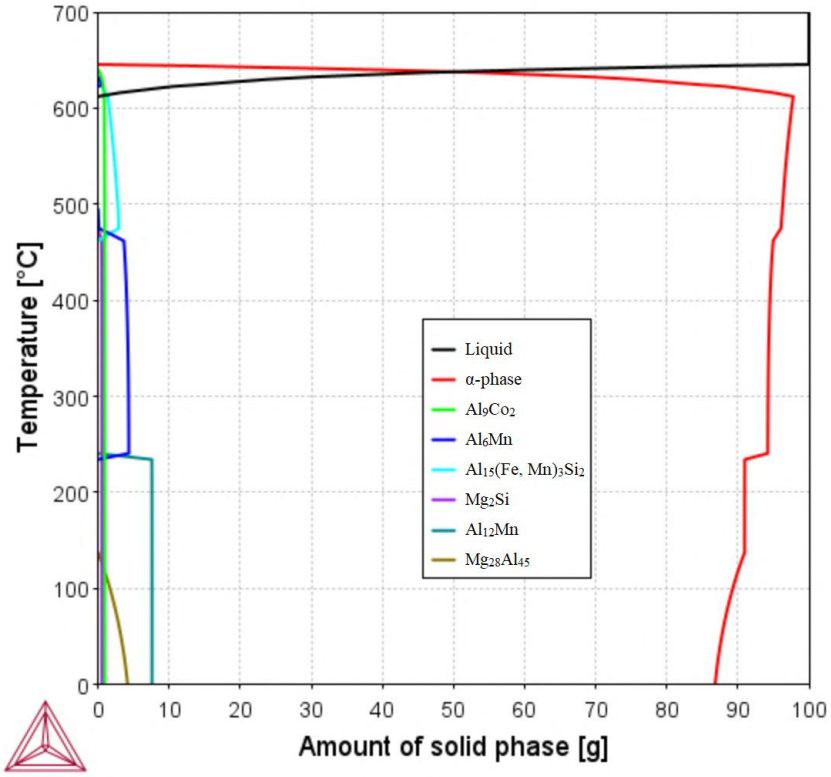
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 1,0Mn – 0,3Co

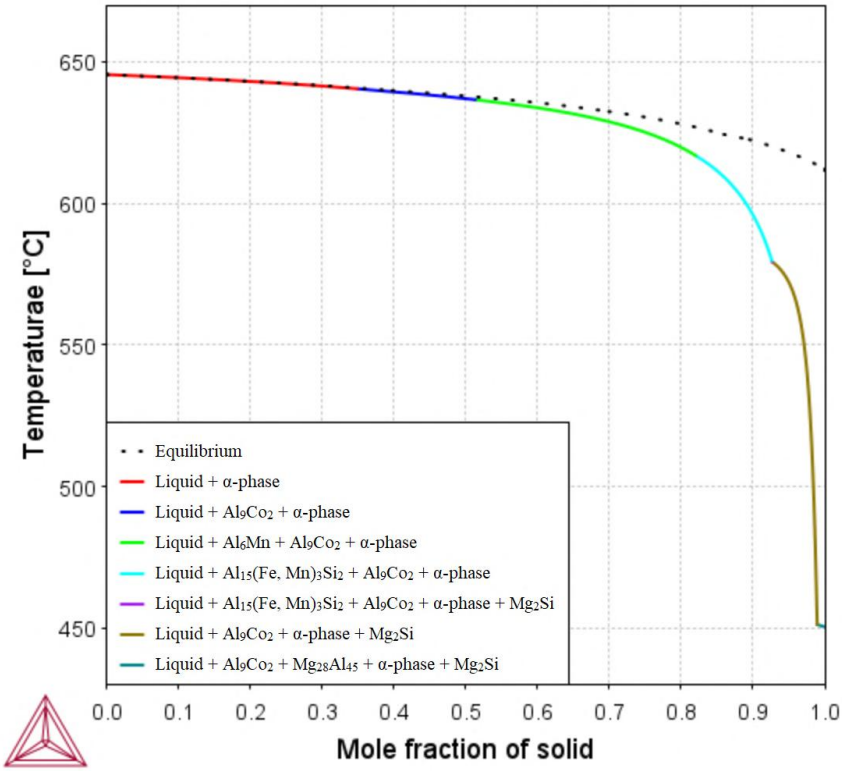




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,60	611,21	645,60	450,47	7,08	$5{,}1185 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3119 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6341 \cdot 10^{-7}$

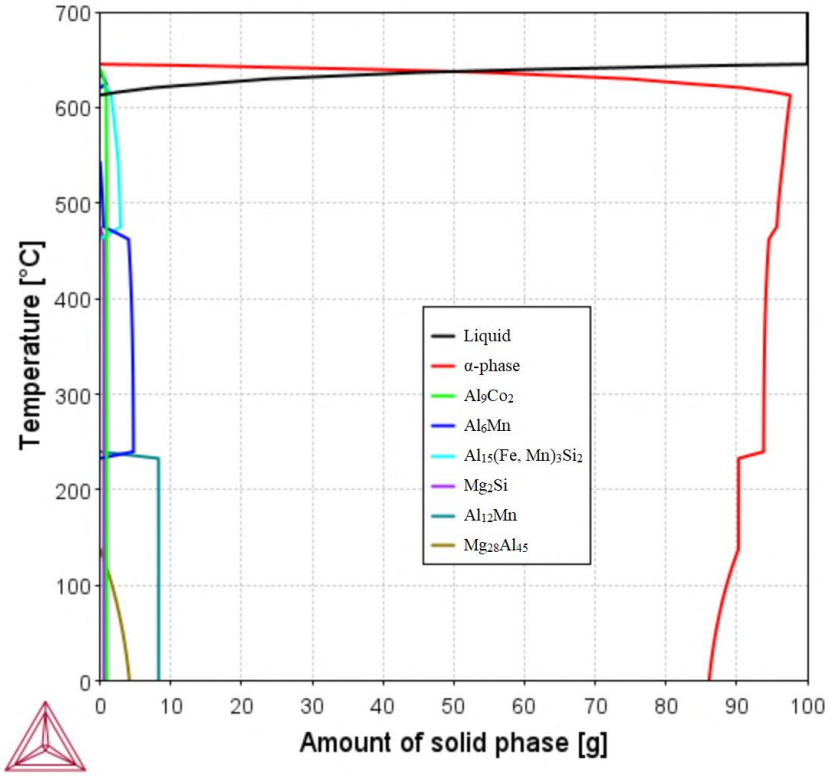
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co

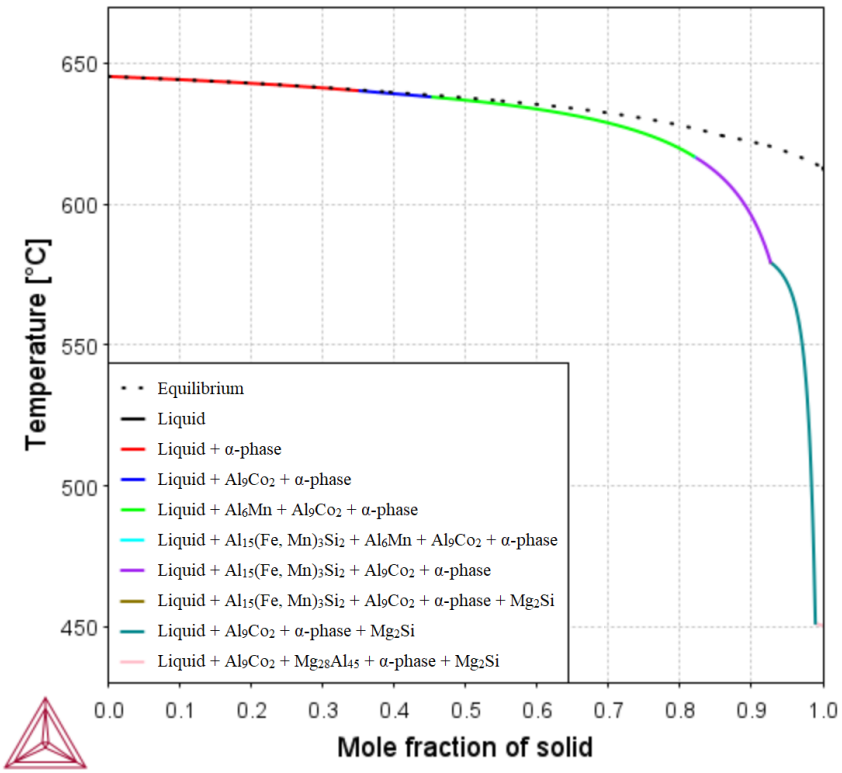




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,43	612,01	645,42	450,50	7,08	$5{,}1247 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3185 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6414 \cdot 10^{-7}$

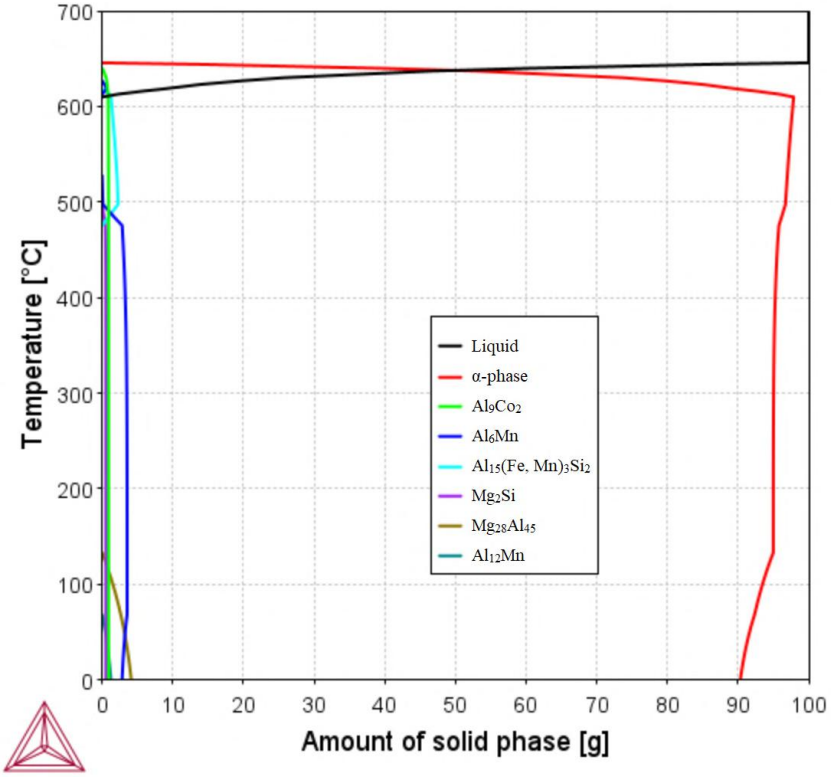
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 1,2Mn – 0,3Co

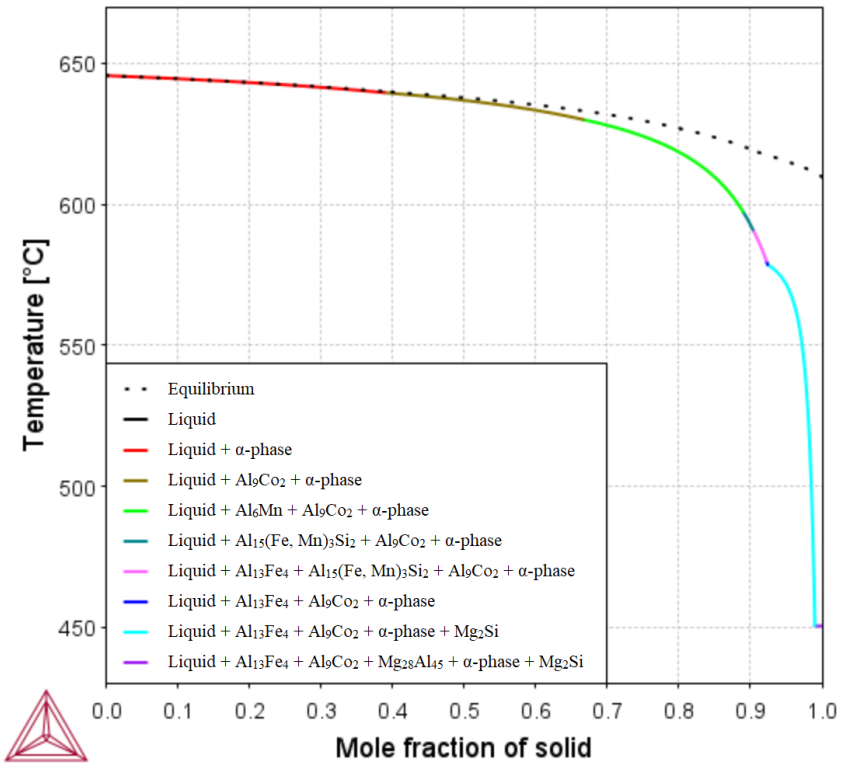




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,25	612,89	645,25	450,47	7,07	$5{,}1309 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3251 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6486 \cdot 10^{-7}$

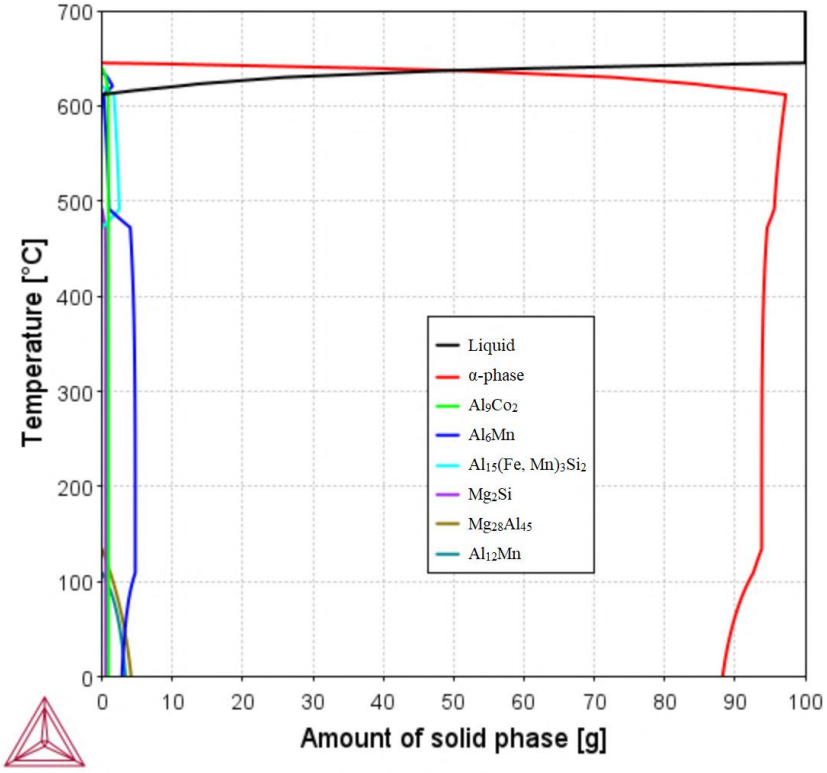
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,1Fe

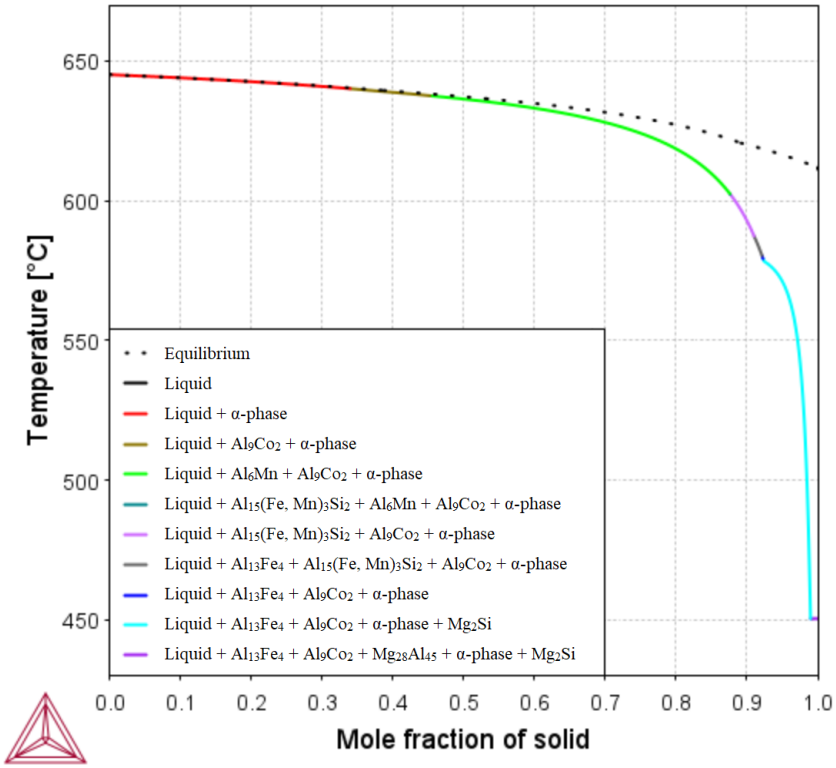




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,60	609,78	645,60	450,49	7,13	$5{,}1169 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3103 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6324 \cdot 10^{-7}$

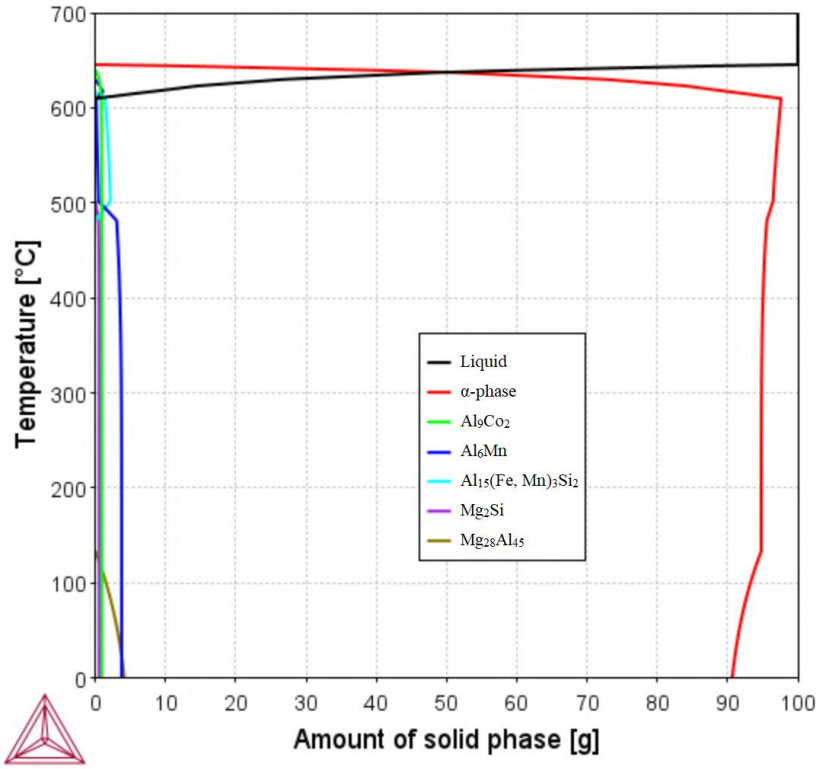
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,1Fe

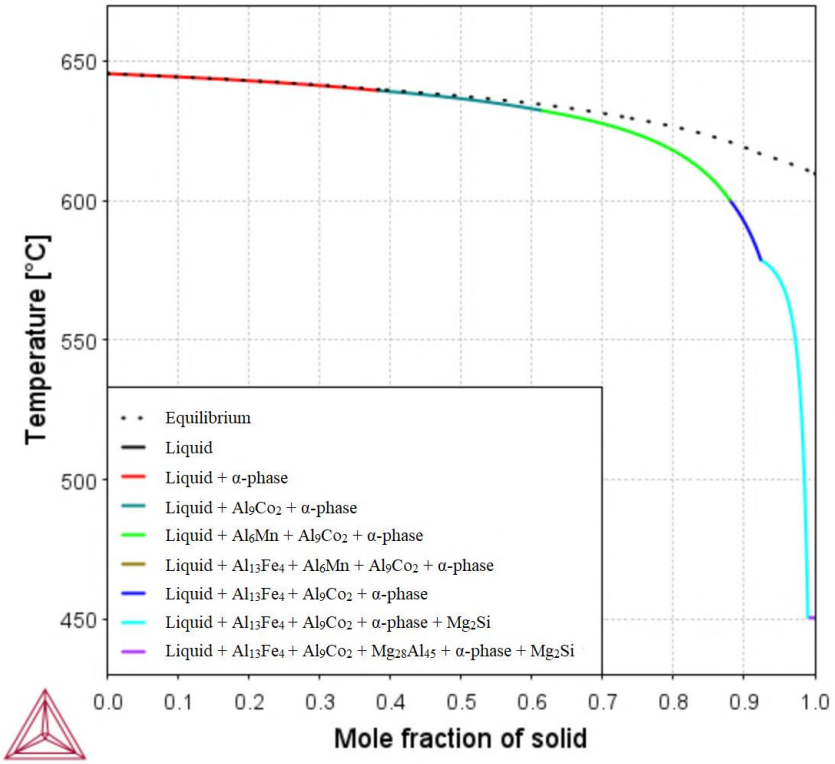




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,07	611,84	645,06	450,49	7,12	$5{,}1355 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3301 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6542 \cdot 10^{-7}$

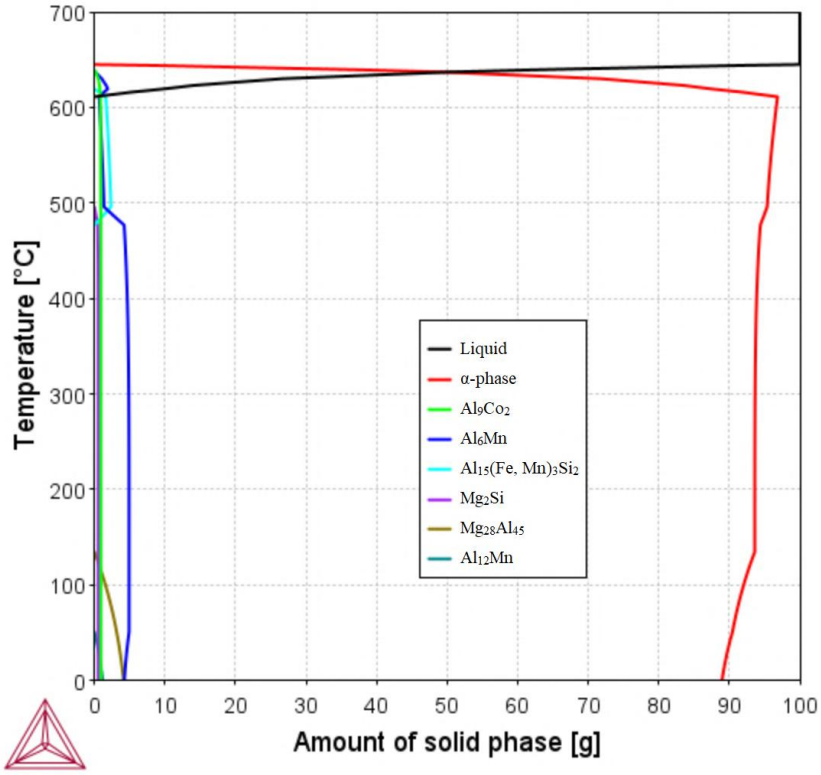
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,15Fe

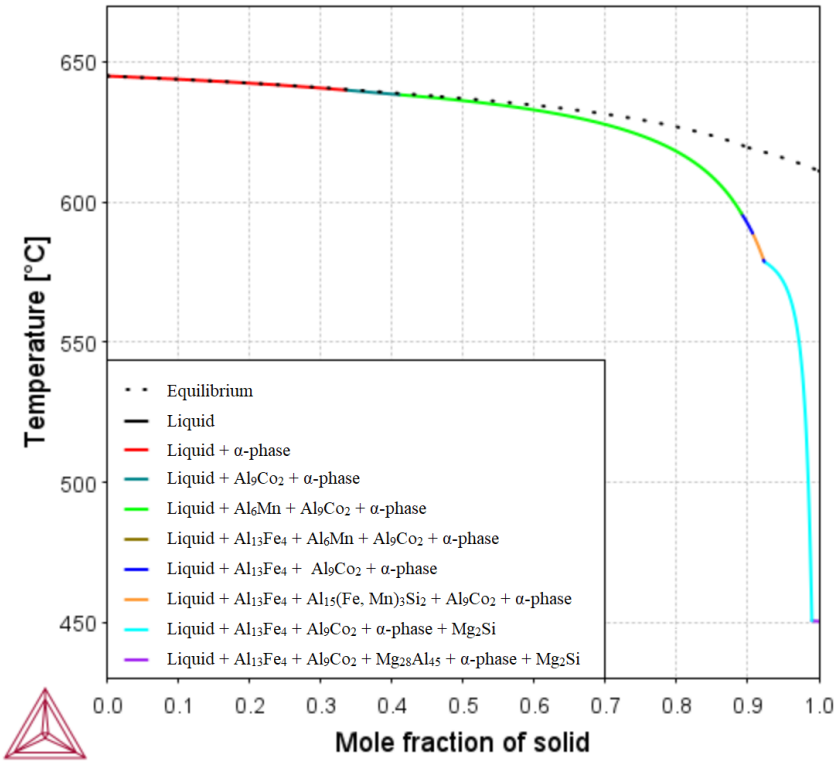




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,42	609,76	645,41	450,47	7,14	$5{,}1222 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3160 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6387 \cdot 10^{-7}$

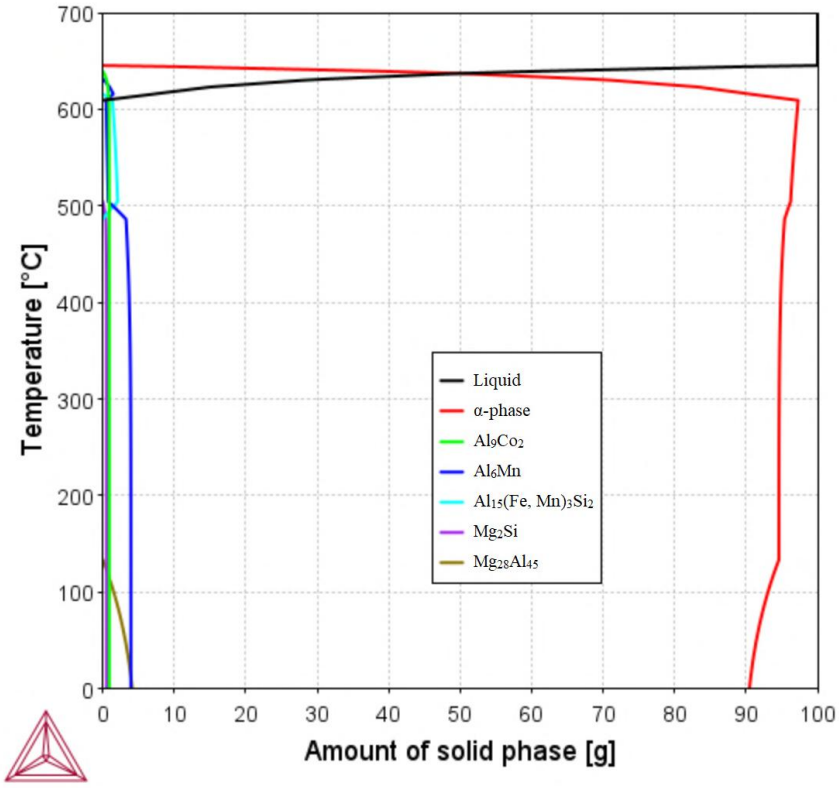
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,15Fe

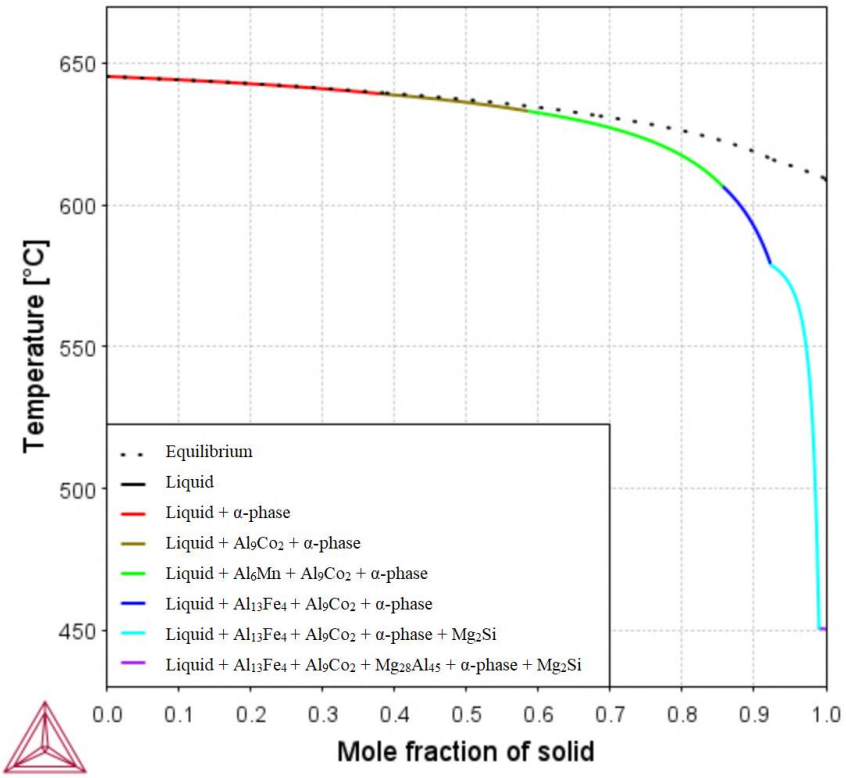




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
644,89	611,10	644,88	450,47	7,16	$5{,}1409 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3359 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6606 \cdot 10^{-7}$

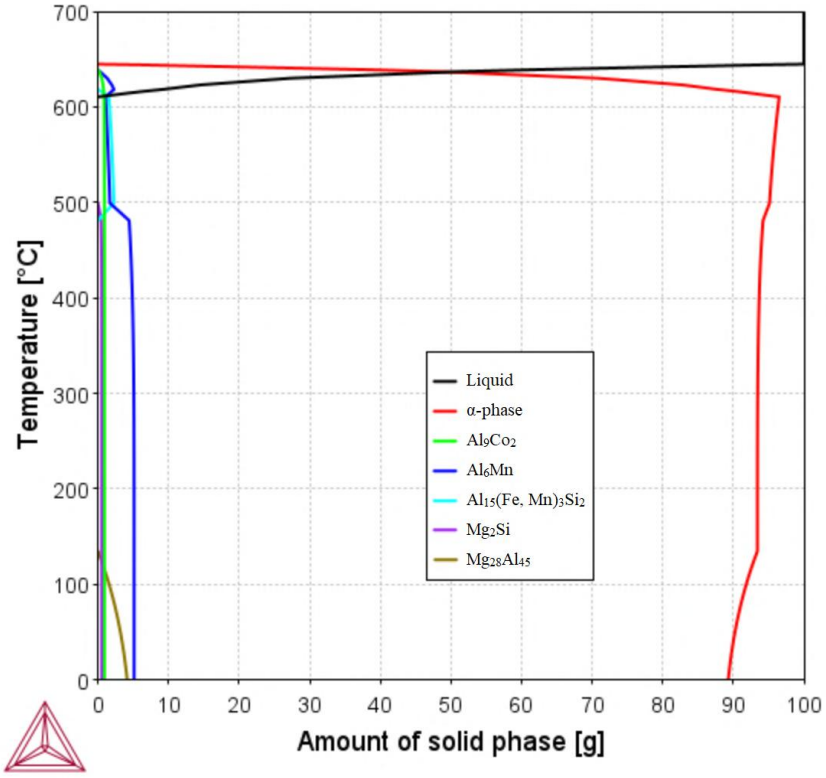
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,2Fe

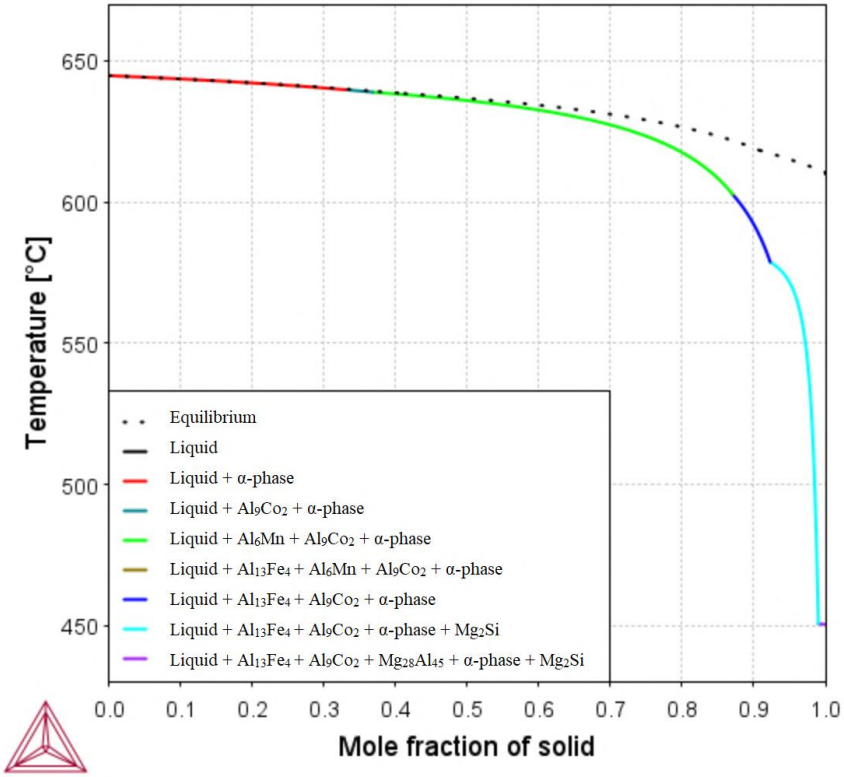




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,24	609,19	645,23	450,49	7,18	$5{,}1276 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3218 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6451 \cdot 10^{-7}$

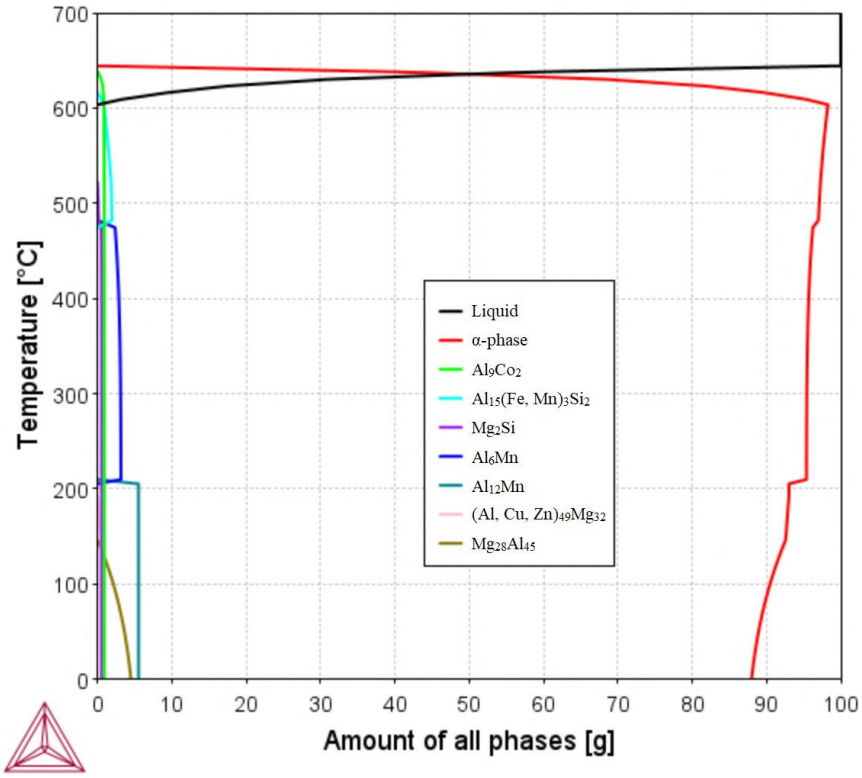
Aluminum alloy: 2,1Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,2Fe

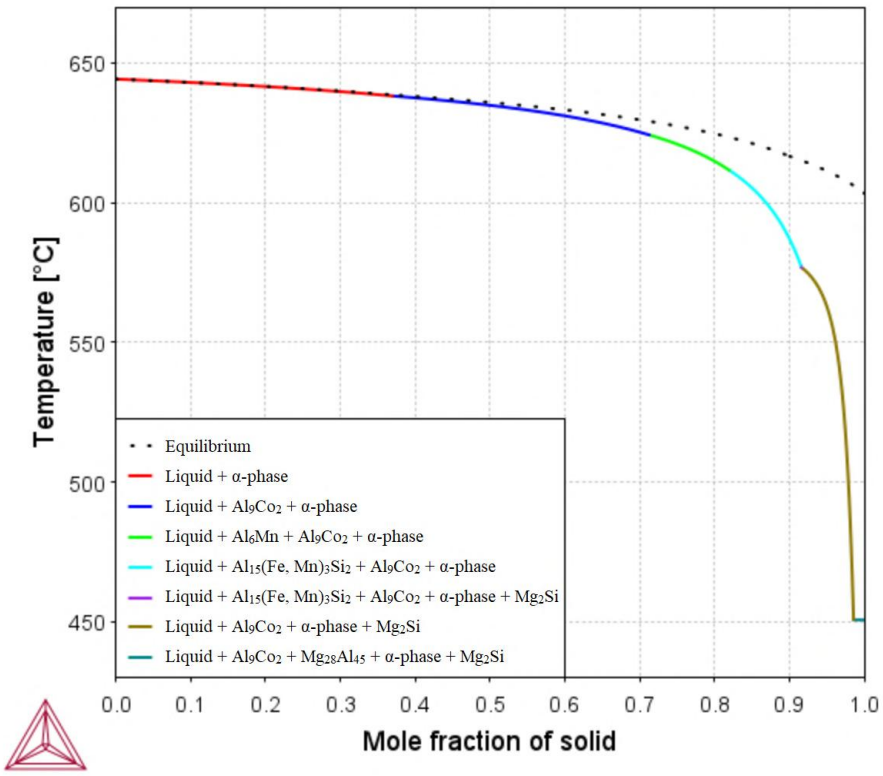




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
644,70	610,48	644,70	450,49	7,20	$5{,}1463 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3417 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6670 \cdot 10^{-7}$

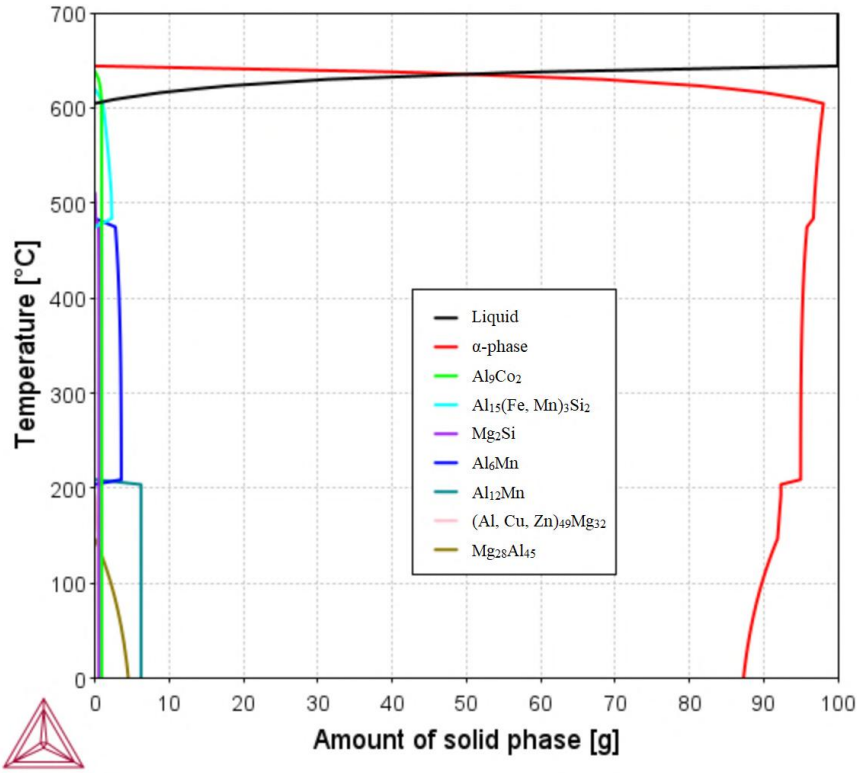
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,1Zn

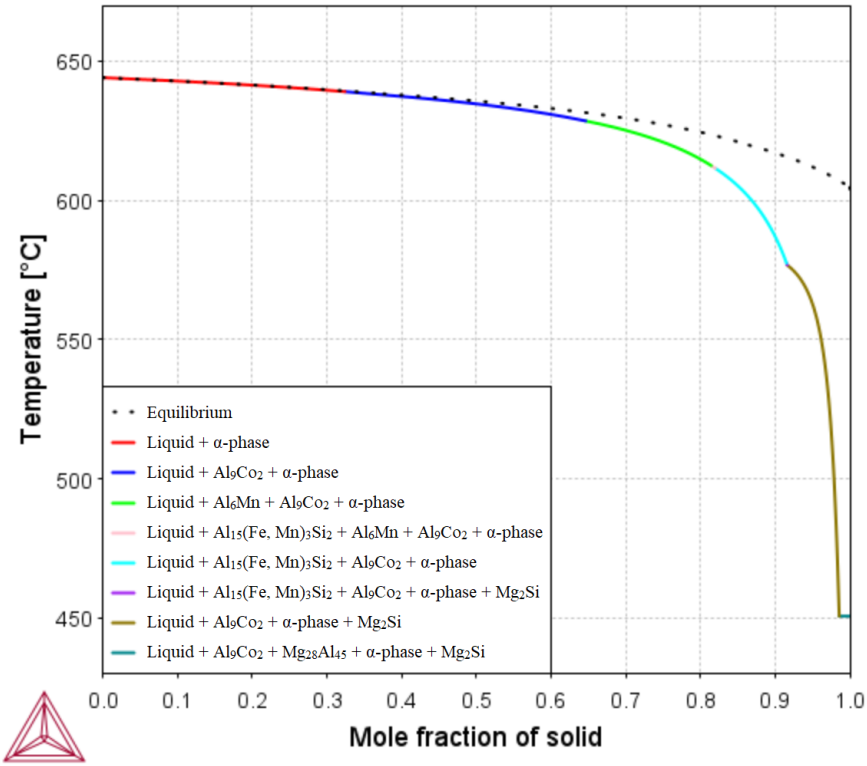




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
644,20	603,50	644,19	450,71	7,13	$5{,}0799 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2712 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5897 \cdot 10^{-7}$

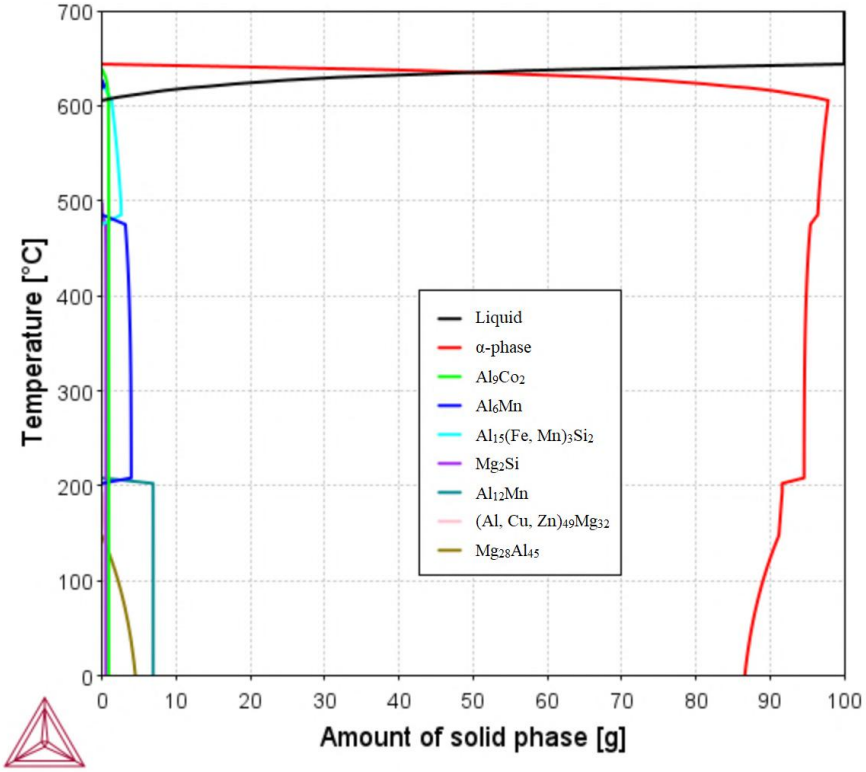
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,9Mn – 0,3Co – 0,1Zn

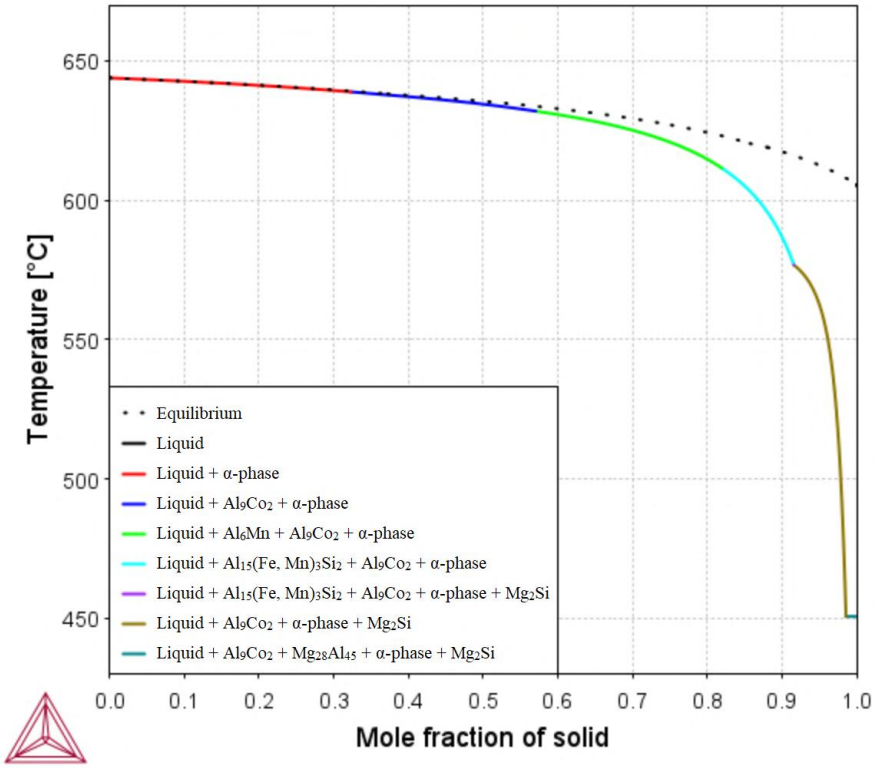




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
644,02	604,62	644,02	450,71	7,12	$5{,}0861 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2777 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5969 \cdot 10^{-7}$

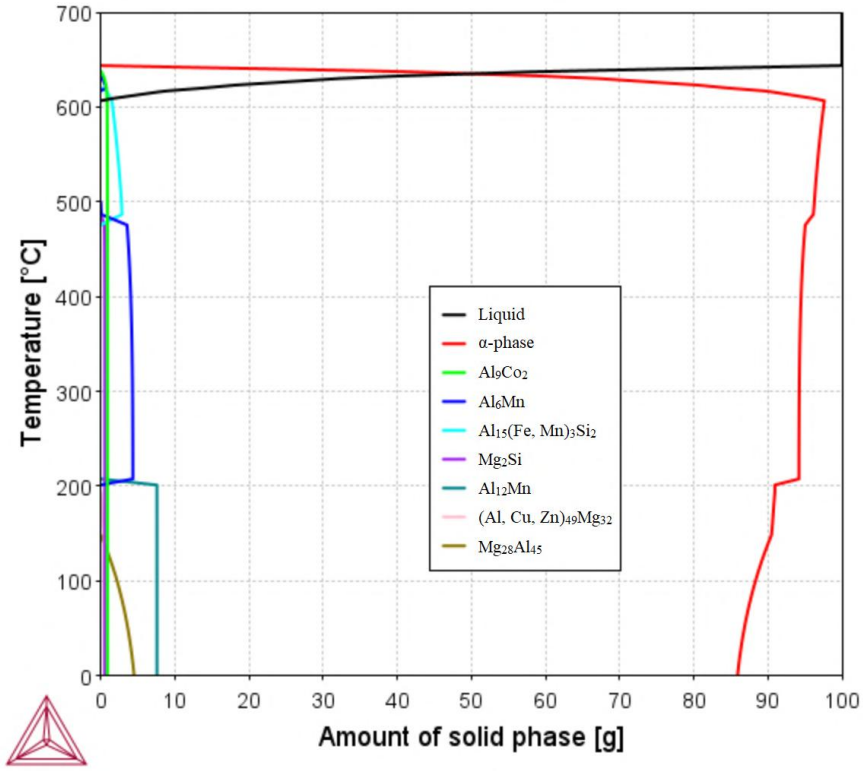
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,0Mn – 0,3Co – 0,1Zn

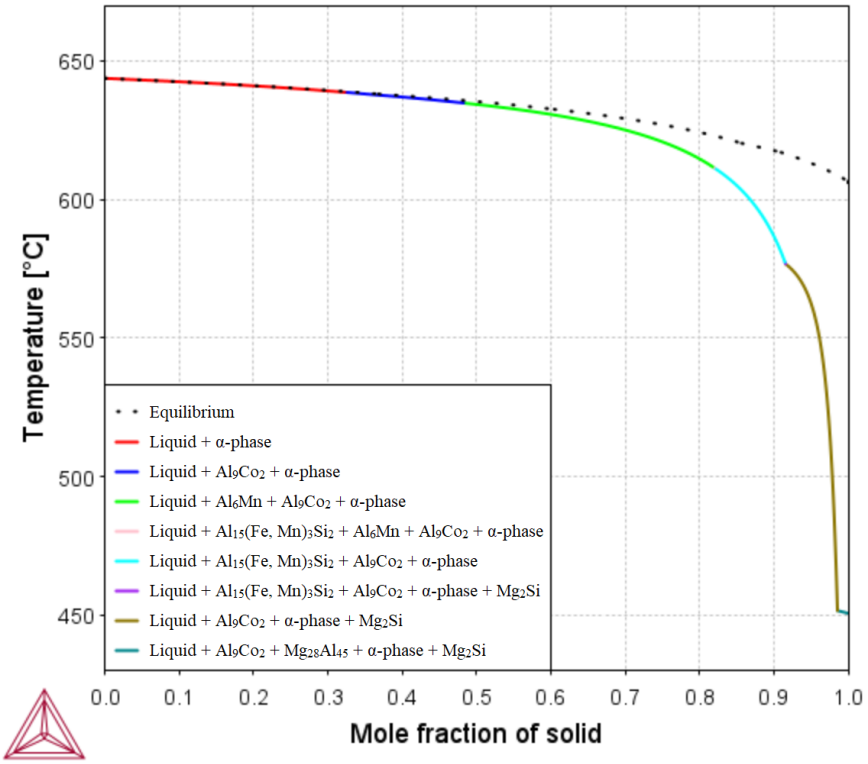




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,84	605,64	643,83	450,71	7,12	$5{,}0922 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2843 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6041 \cdot 10^{-7}$

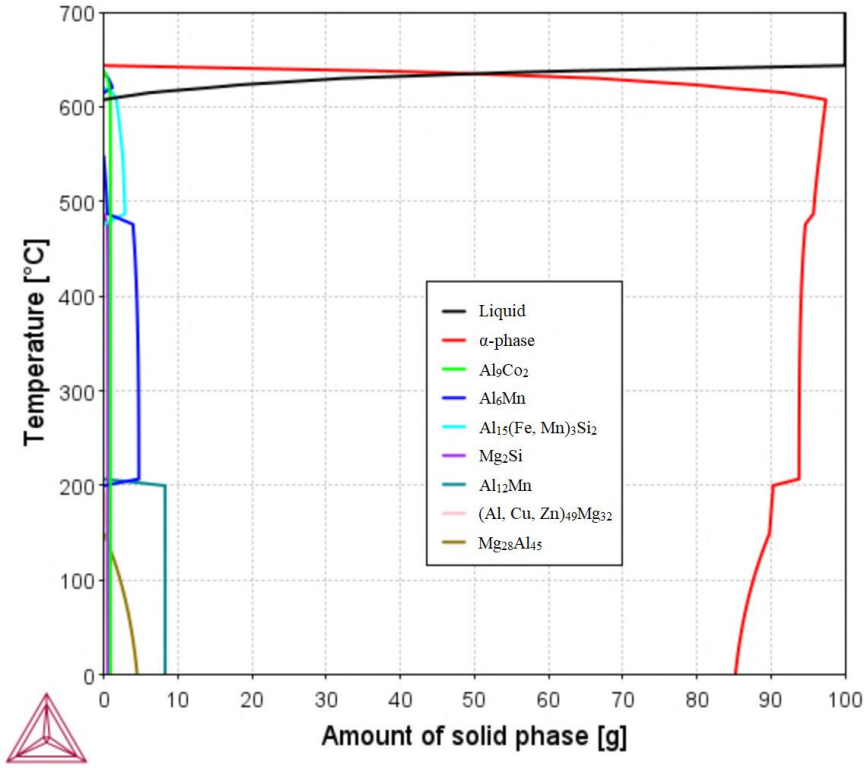
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,1Zn

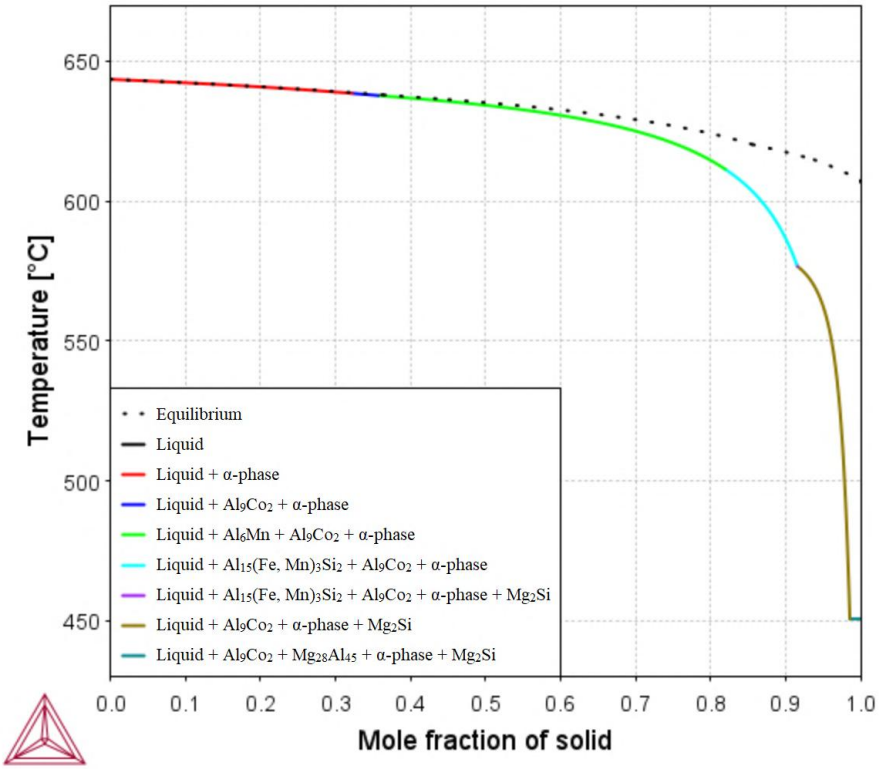




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,65	606,54	643,65	450,72	7,11	$5{,}0984 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2908 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6113 \cdot 10^{-7}$

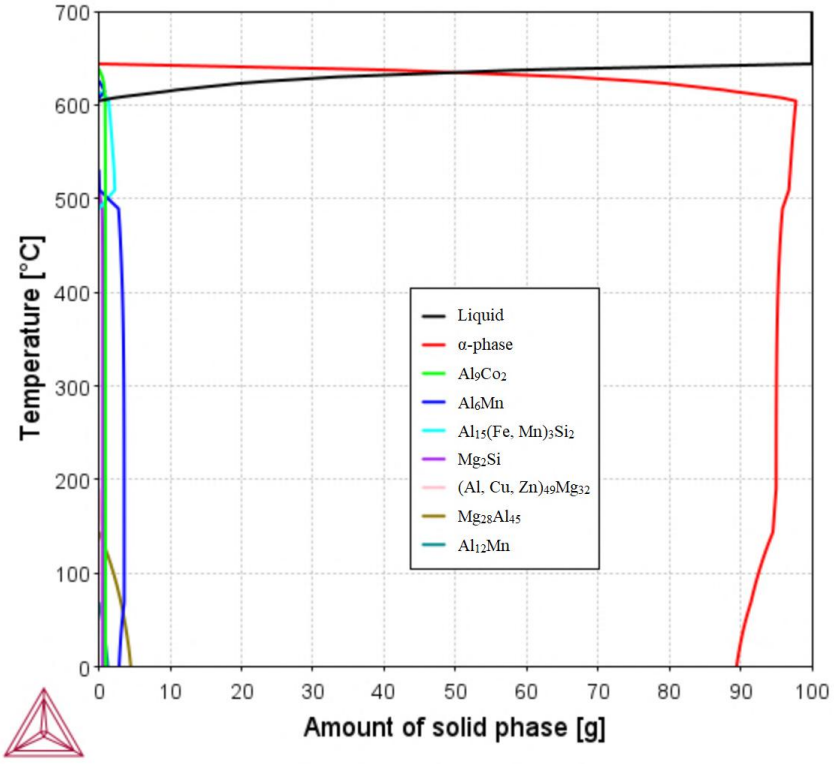
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,2Mn – 0,3Co – 0,1Zn

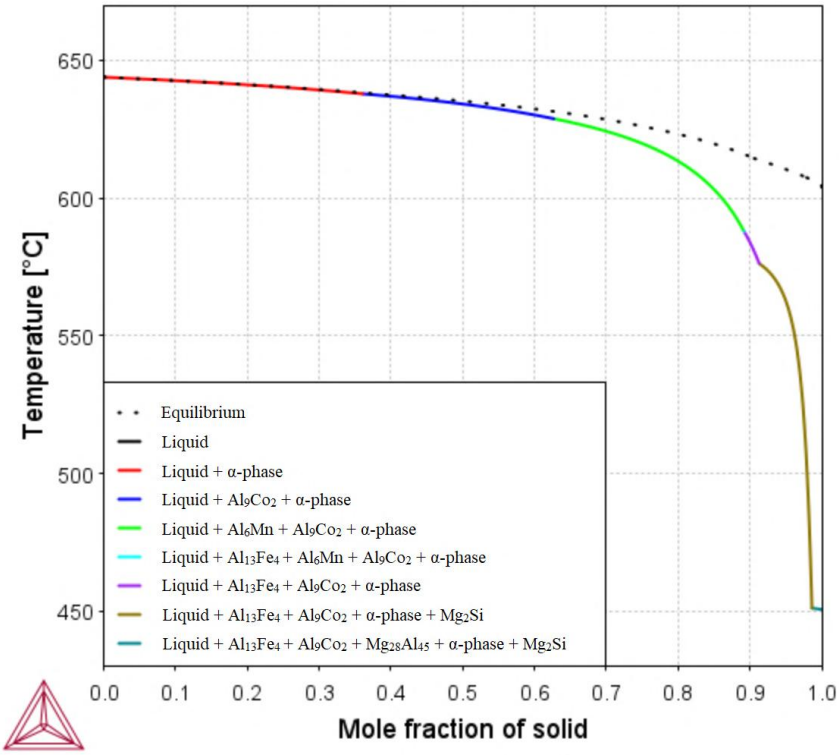




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,47	607,34	643,56	450,71	7,11	$5{,}1046 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2974 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6185 \cdot 10^{-7}$

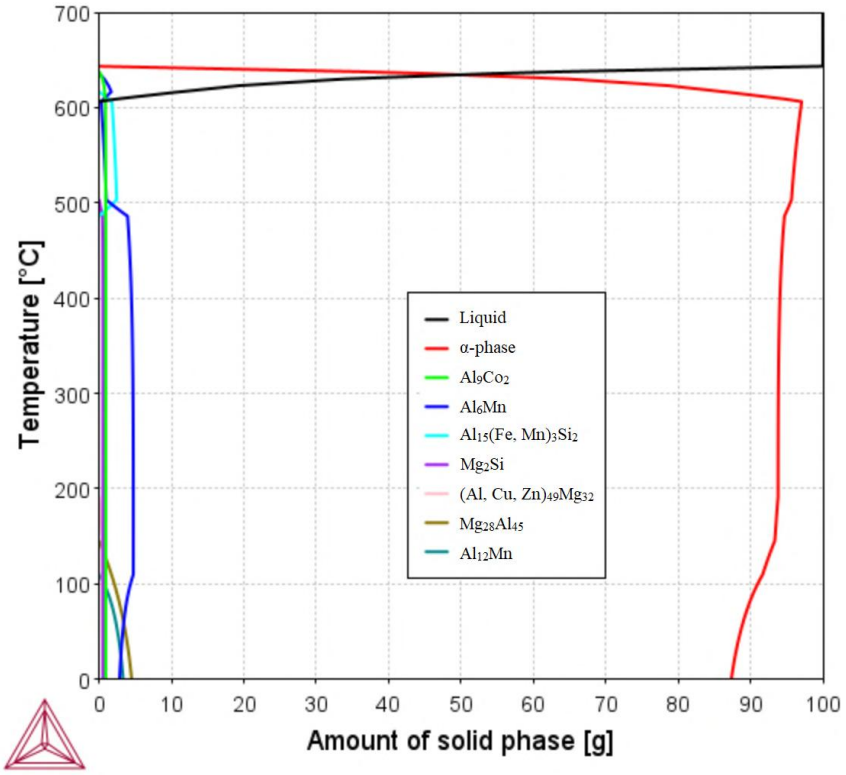
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,1Zn – 0,1Fe

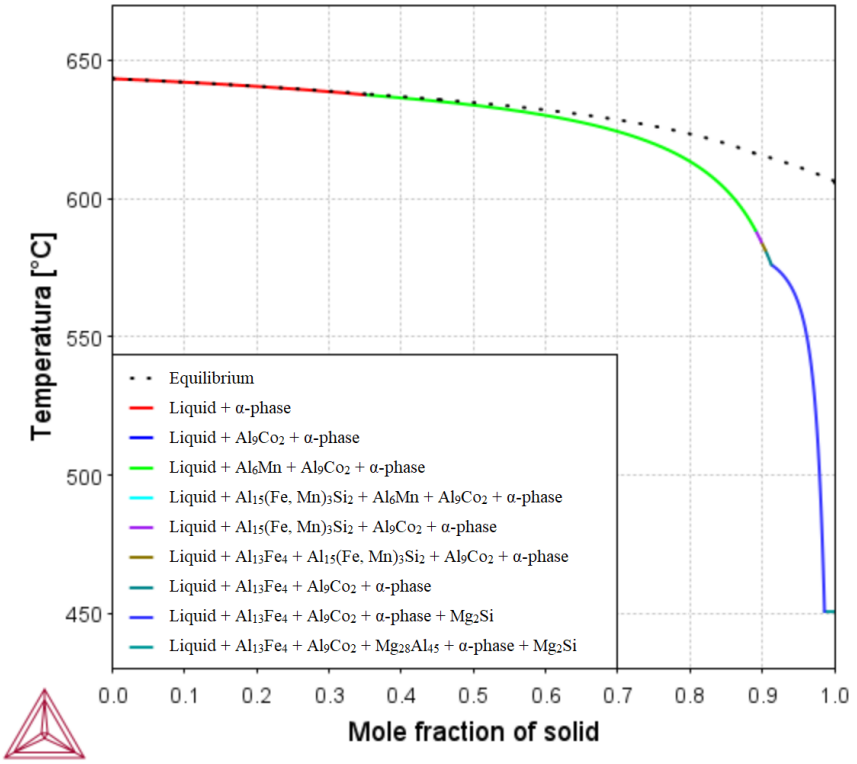




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,83	604,33	643,83	450,72	7,15	$5{,}0906 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2826 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6024 \cdot 10^{-7}$

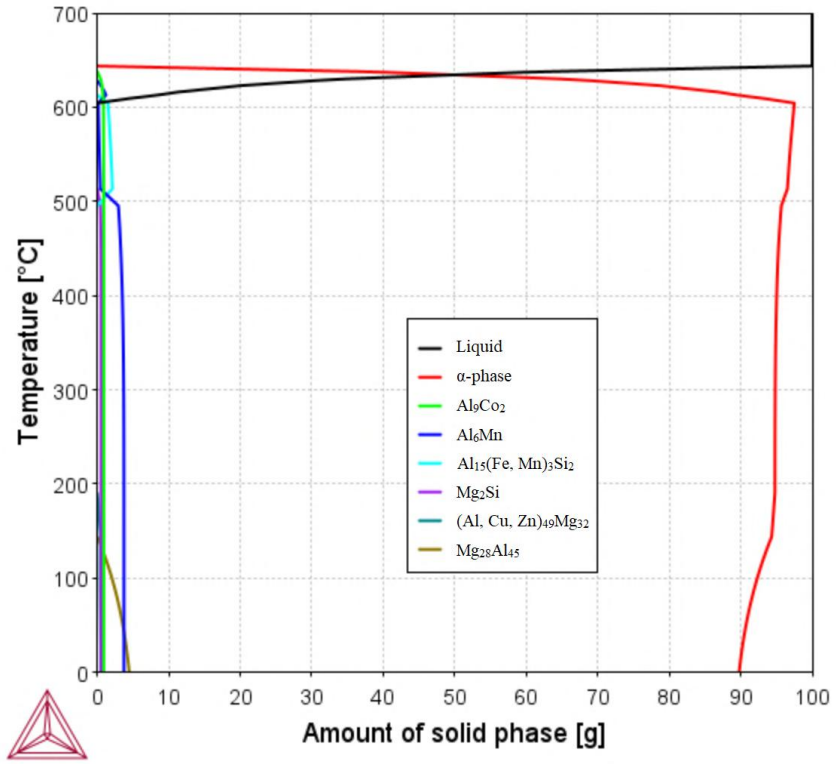
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,1Zn – 0,1Fe

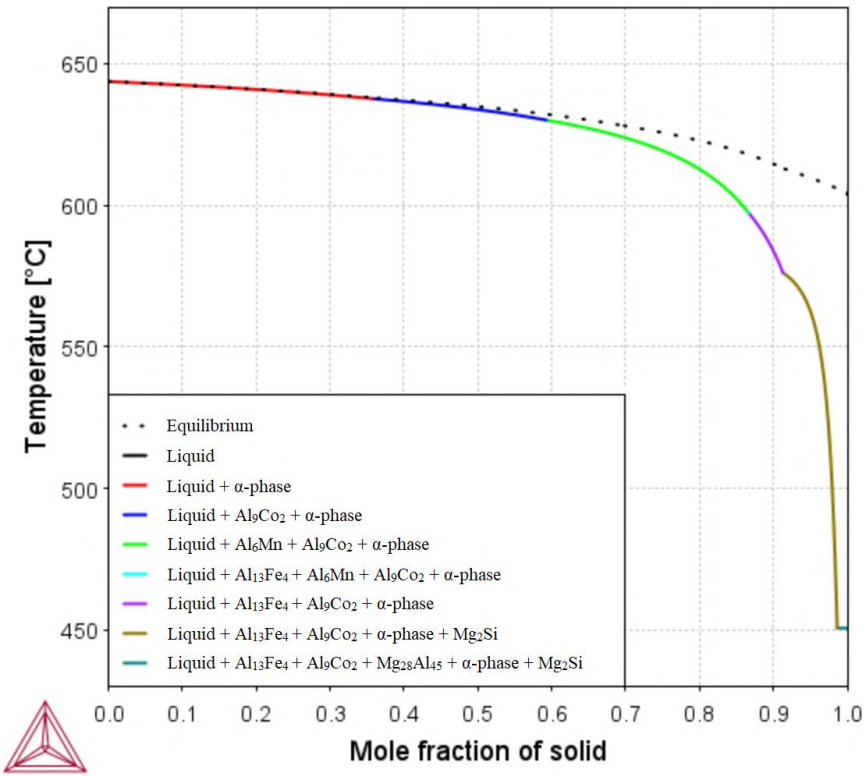




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,29	606,24	643,28	450,70	7,15	$5{,}1091 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3023 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6240 \cdot 10^{-7}$

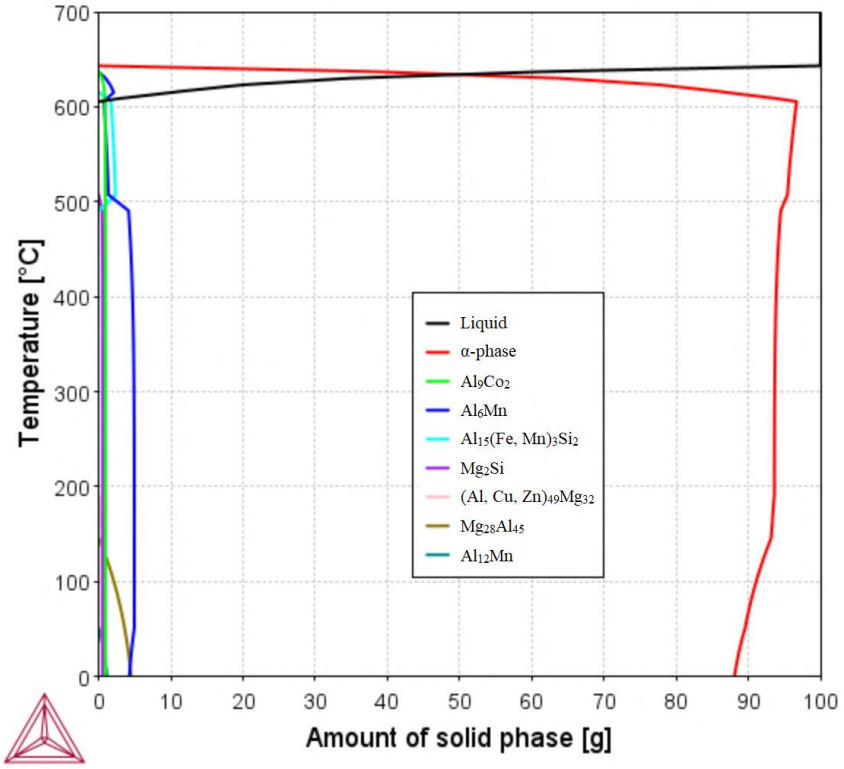
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,1Zn – 0,15Fe

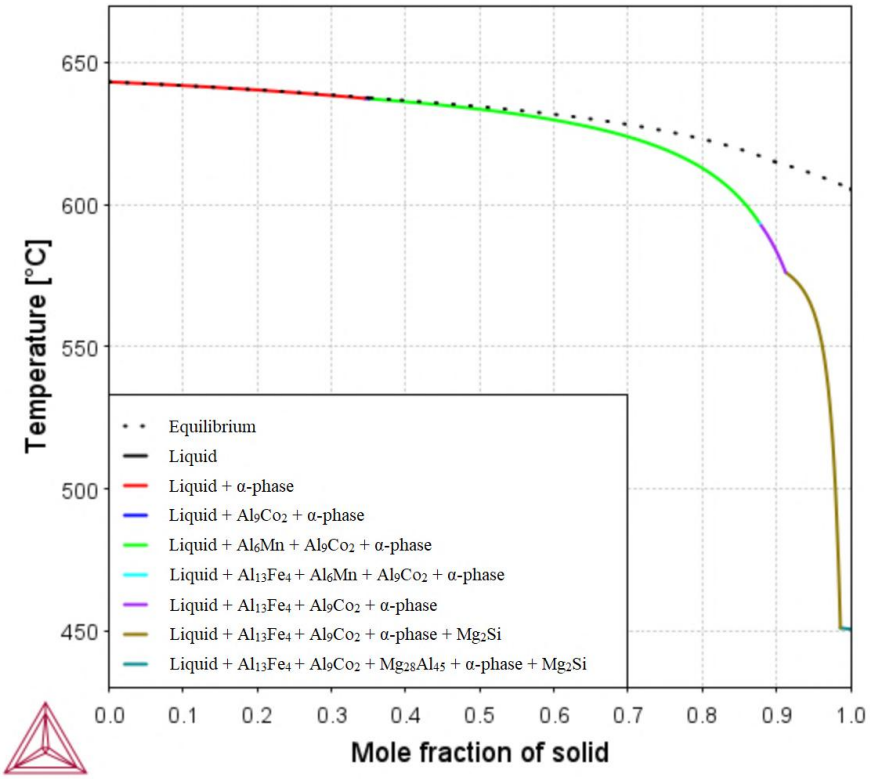




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,65	604,33	643,65	450,73	7,17	$5{,}0960 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2884 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6087 \cdot 10^{-7}$

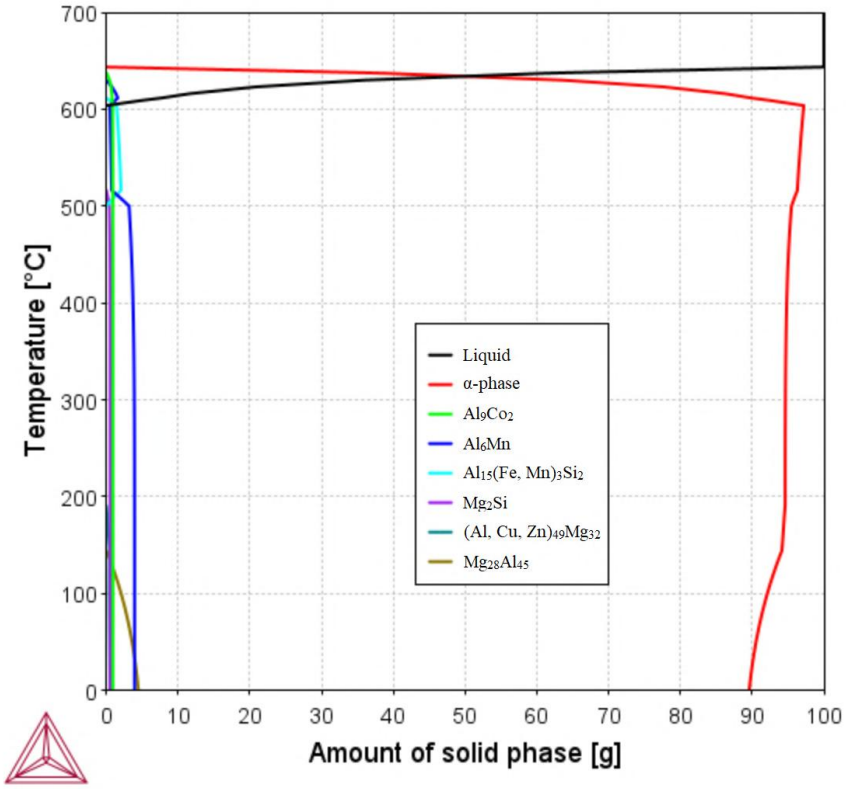
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,1Zn – 0,15Fe

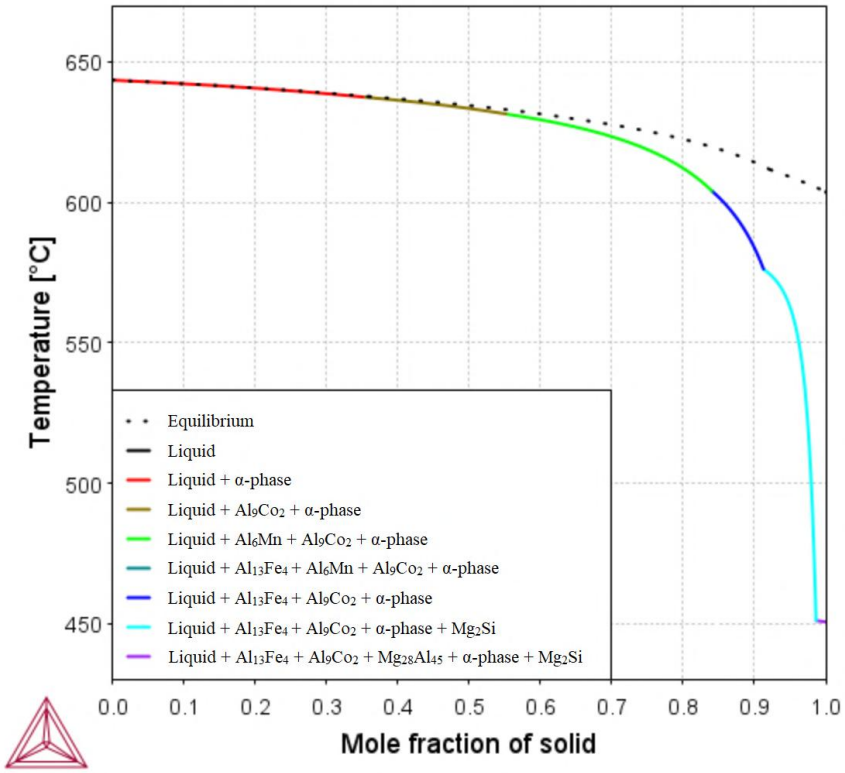




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,10	605,50	643,10	450,71	7,20	$5{,}1145 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3081 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6304 \cdot 10^{-7}$

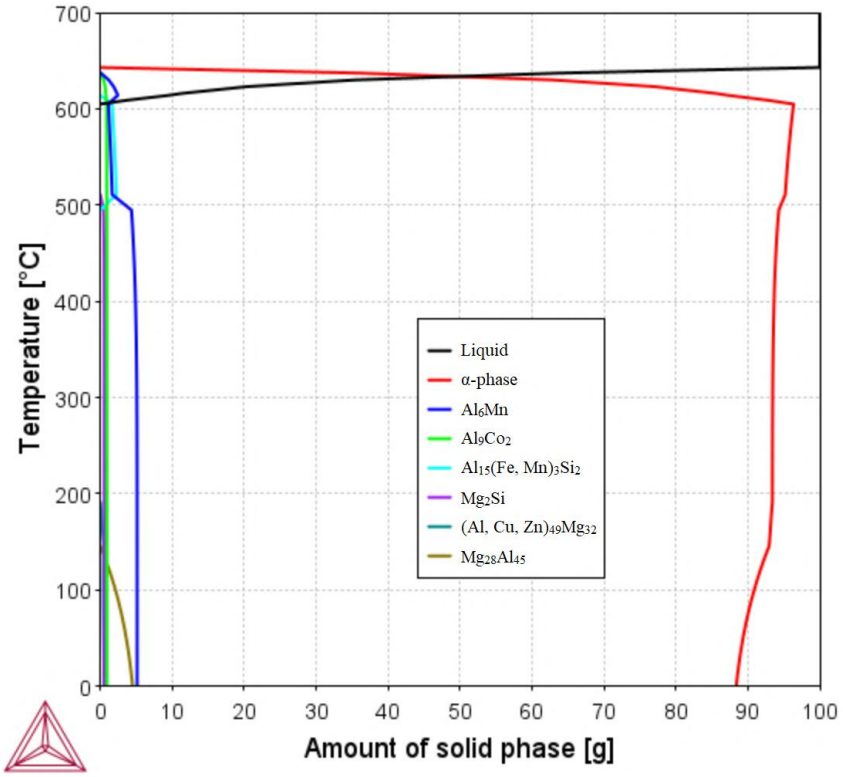
Aluminum alloy: 2,4Mg – 0,2Si – 0,8Mn – 0,3Co – 0,1Zn – 0,2Fe

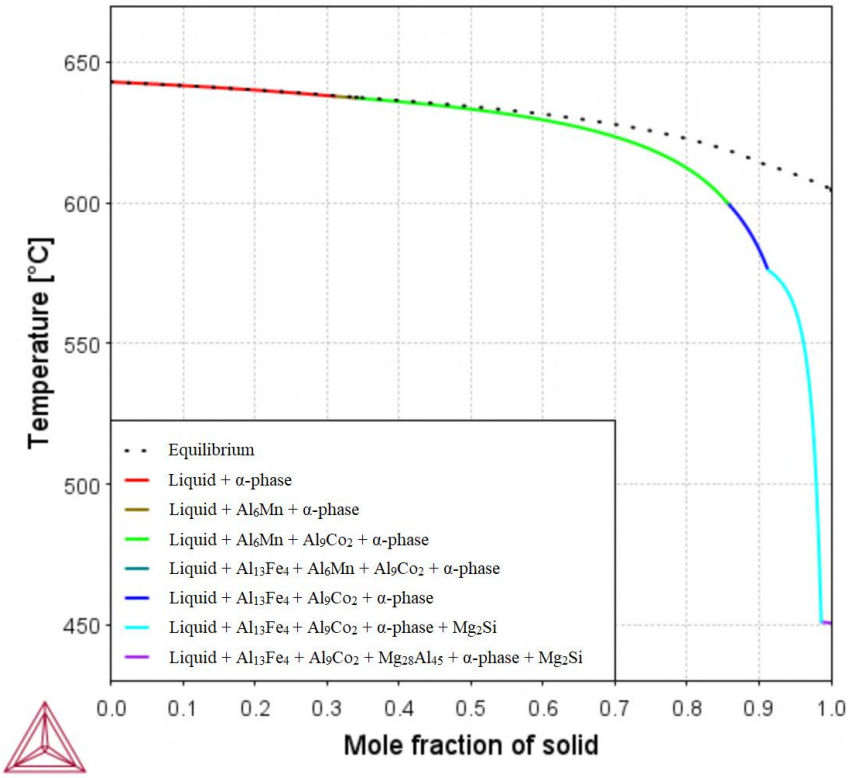




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
643,45	603,74	643,46	450,71	7,20	$5{,}1013 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2941 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6151 \cdot 10^{-7}$

Aluminum alloy*:* 2,4Mg – 0,2Si – 1,1Mn – 0,3Co – 0,1Zn – 0,2Fe

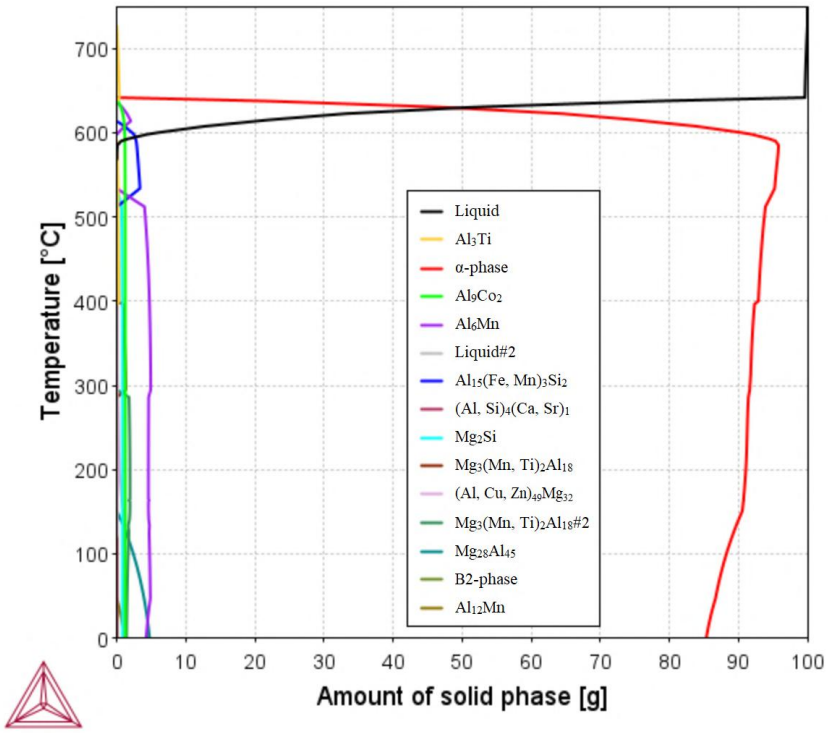


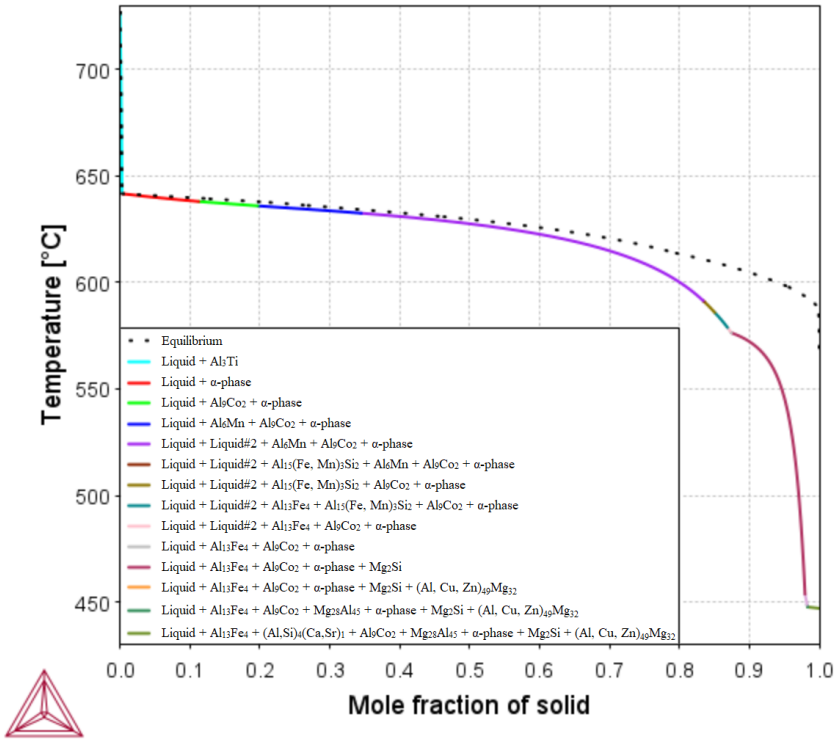


$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,92	604,88	642,91	450,71	7,23	$5{,}1199 \cdot 10^{-7}$	$5{,}3138 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6368 \cdot 10^{-7}$

Aluminum alloy:

3,0Mg – 0,3Si – 1,1Mn – 0,4Co – 0,08Zn – 0,15Fe – 0,05Cu – 0,2Ti – 0,001Ca – 0,001Na





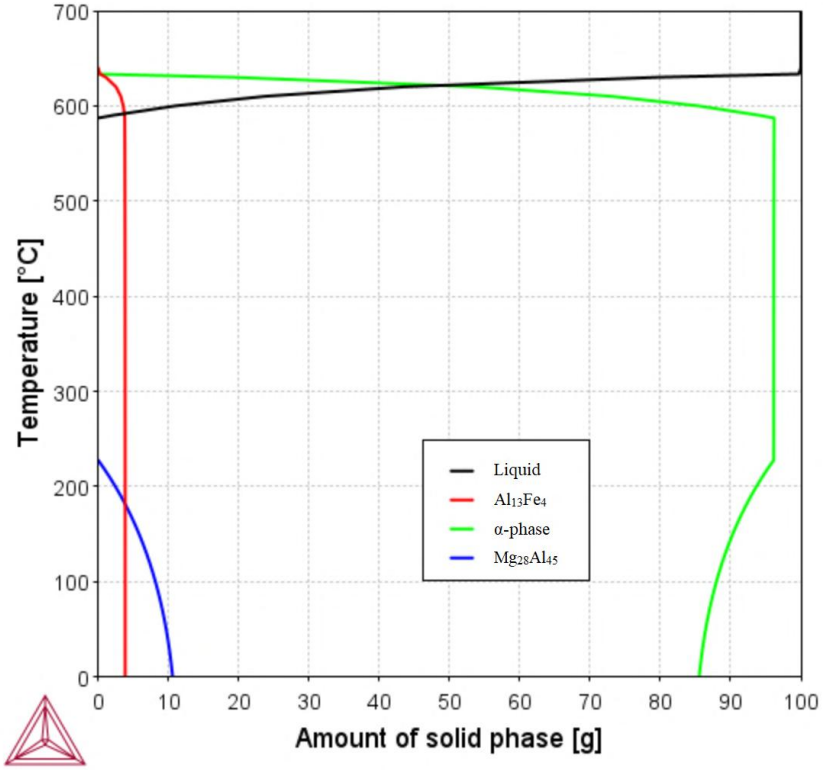
$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
726,51	568,46	726,51	447,10	8,55	$5{,}0729 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2617 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5770 \cdot 10^{-7}$

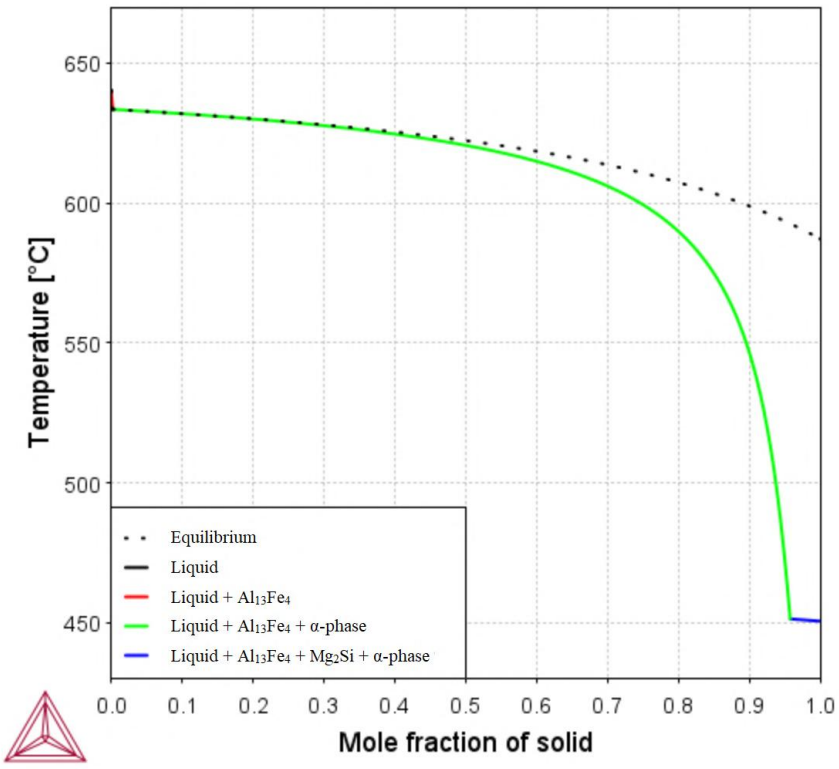
Appendice II.

Variante min pag. 188
Variante 1 pag. 189
Variante 2 pag. 190
Variante 3 pag. 191
Variante 4 pag. 192
Variante 5 pag. 193
Variante 6 pag. 194
Variante 7 pag. 195
Variante 8 pag. 196
Variante 9 pag. 197
Variante 10 pag. 198
Variante 11 pag. 199
Variante 12 pag. 200
Variante 13 pag. 201
Variante 14 pag. 202
Variante 15 pag. 203
Variante 16 pag. 204
Variante 17 pag. 205
Variante 18 pag. 206
Variante 19 pag. 207
Variante 20 pag. 208
Variante 21 pag. 209
Variante 22 pag. 210
Variante 23 pag. 211
Variante 24 pag. 212
Variante 25 pag. 213
Variante 26 pag. 214
Variante 27 pag. 215
Variante 28 pag. 216
Variante 29 pag. 217
Variante 30 pag. 218
Variante 31 pag. 219
Variante 32 pag. 220

Variante 33 pag. 221
Variante 34 pag. 222
Variante 35 pag. 223
Variante 36 pag. 224
Variante 37 pag. 225
Variante 38 pag. 226
Variante 39 pag. 227
Variante 40 pag. 228
Variante 41 pag. 230
Variante 42 pag. 231
Variante 43 pag. 232
Variante 44 pag. 233
Variante 45 pag. 234
Variante 46 pag. 235
Variante 47 pag. 236
Variante 48 pag. 237
Variante 49 pag. 238
Variante 50 pag. 239
Variante 51 pag. 240
Variante 52 pag. 241
Variante 53 pag. 242
Variante max pag. 243

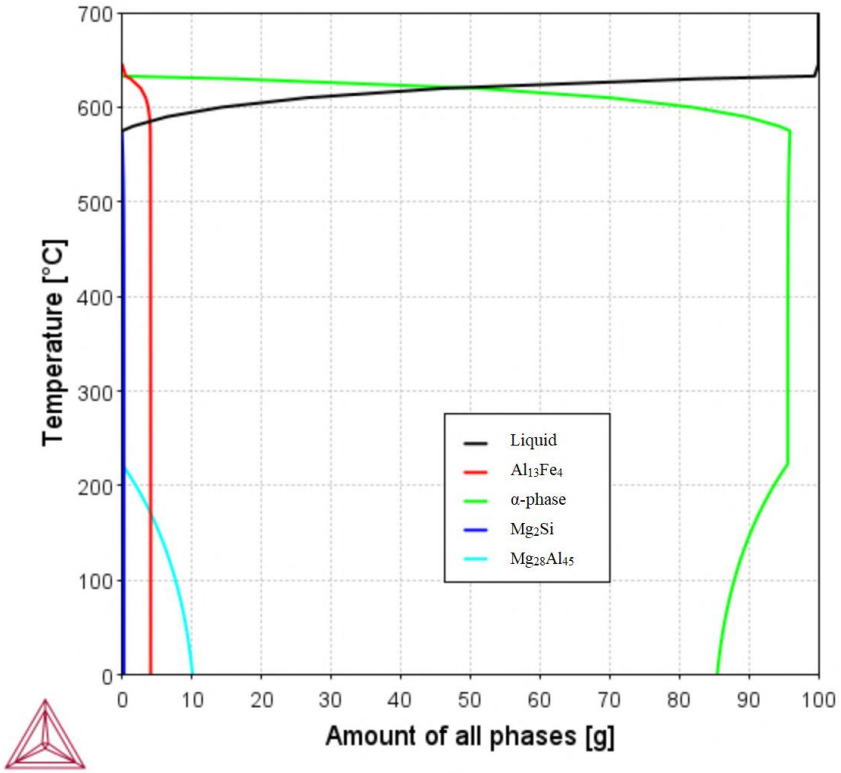
Aluminum alloy: 4,1 Mg – 1,5 Fe

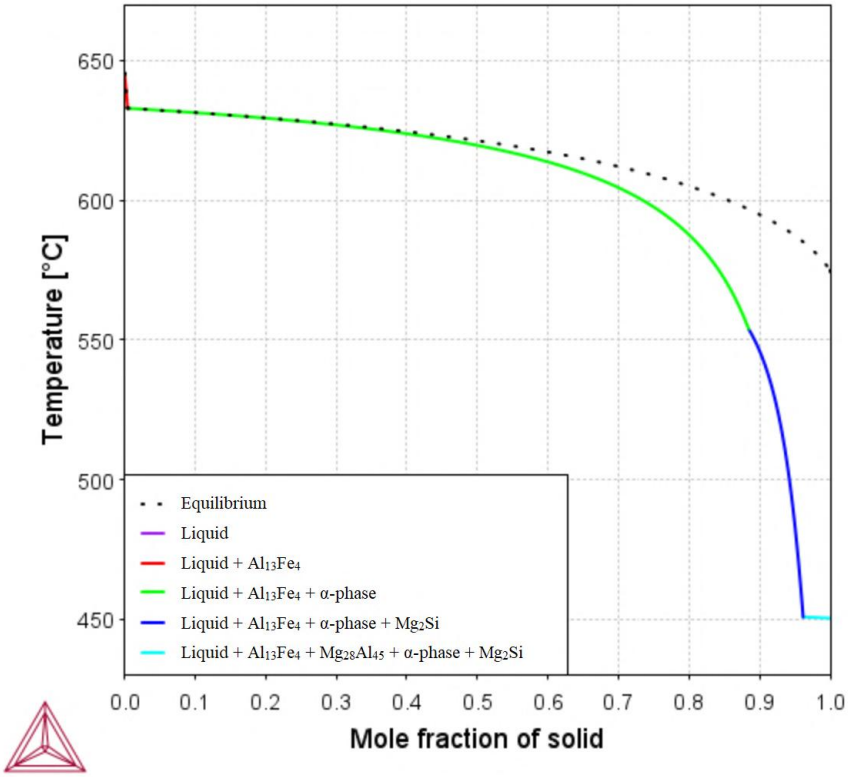




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
640,01	587,20	640,00	450,63	7,07	$5{,}0715 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2639 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5843 \cdot 10^{-7}$

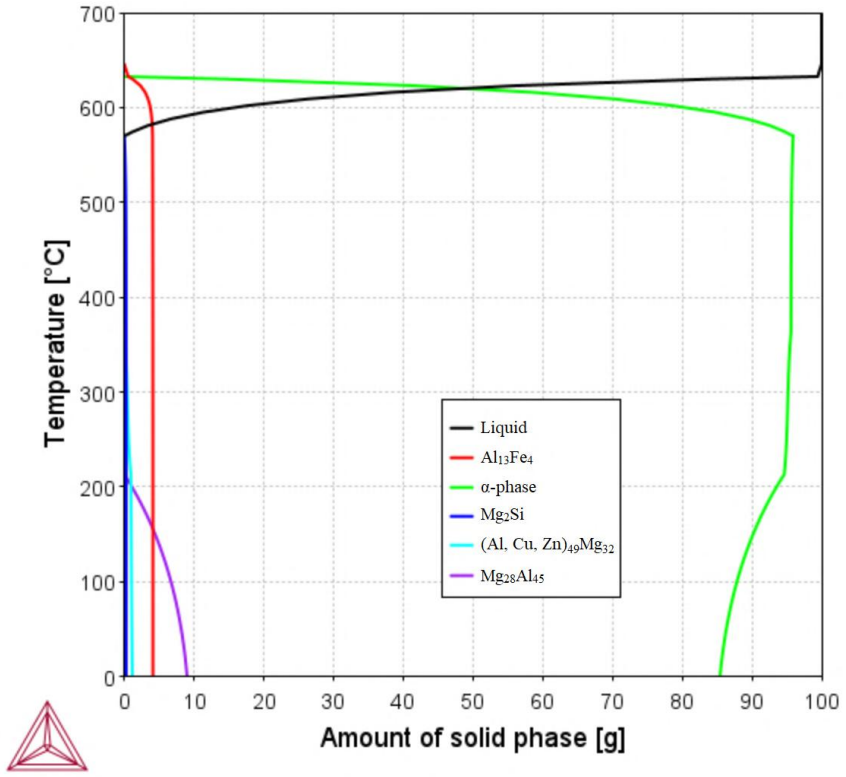
Aluminum alloy*:* 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe

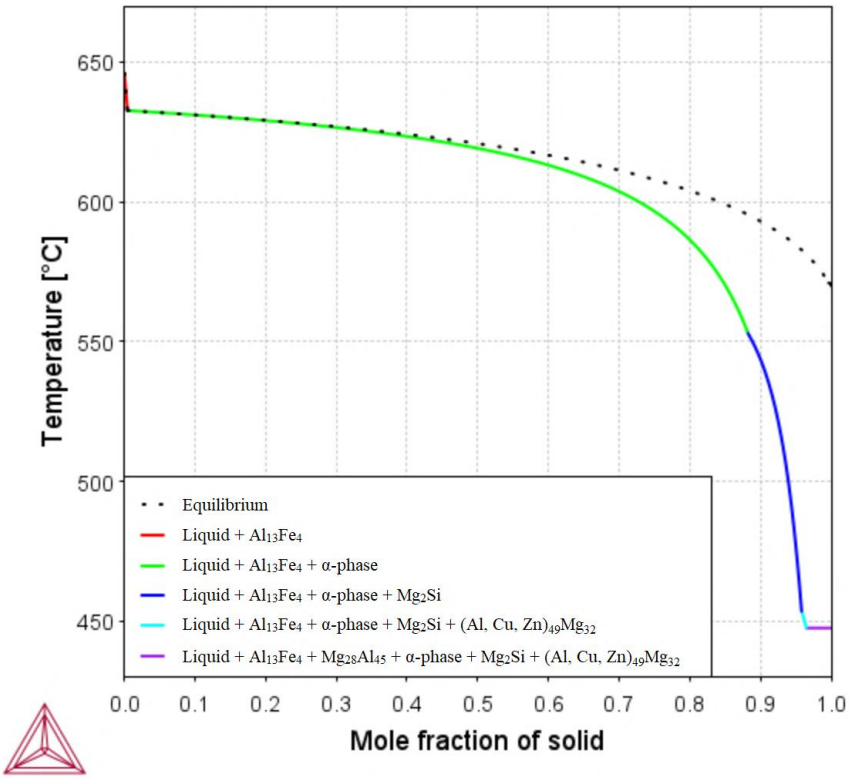




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,30	574,93	644,30	450,47	7,26	$5{,}0596 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2514 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5709 \cdot 10^{-7}$

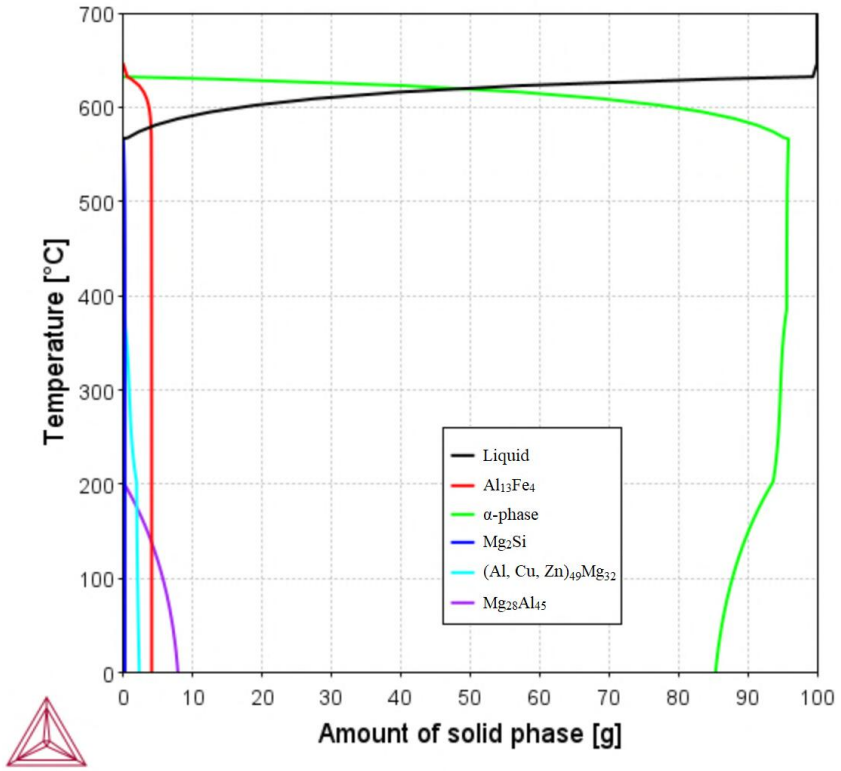
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu

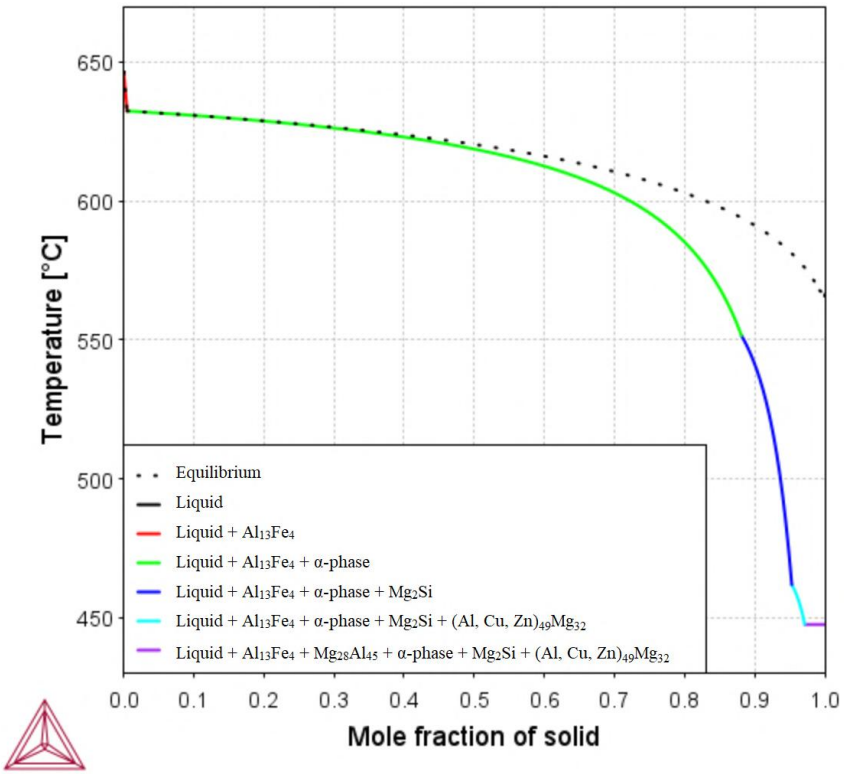




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,77	570,54	645,76	447,63	7,30	$5{,}0591 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2510 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5705 \cdot 10^{-7}$

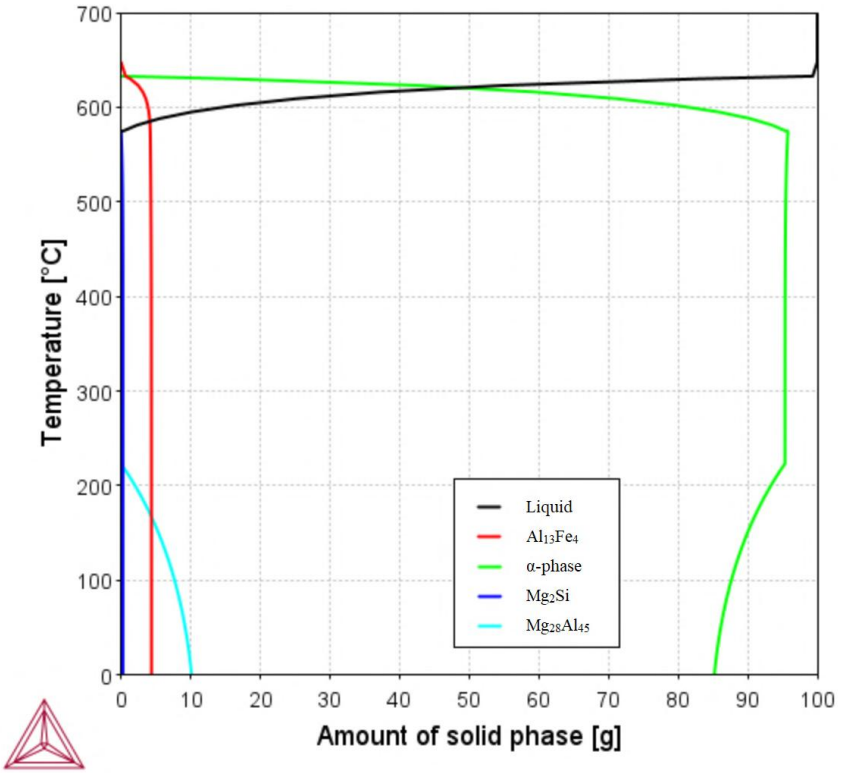
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu

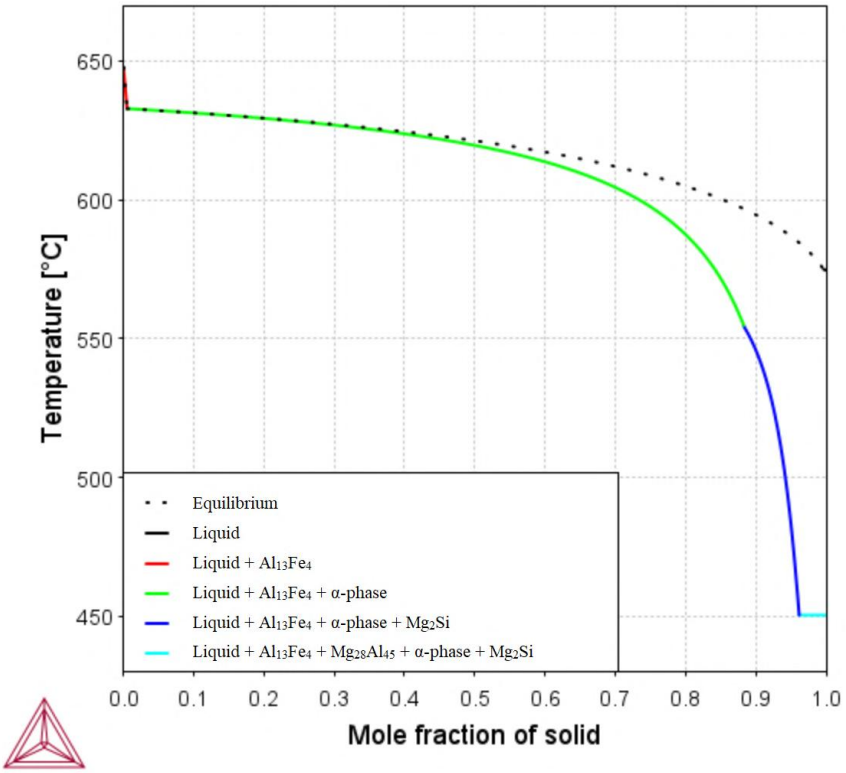




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
646,24	566,31	645,24	447,62	7,34	$5{,}0587 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2506 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5702 \cdot 10^{-7}$

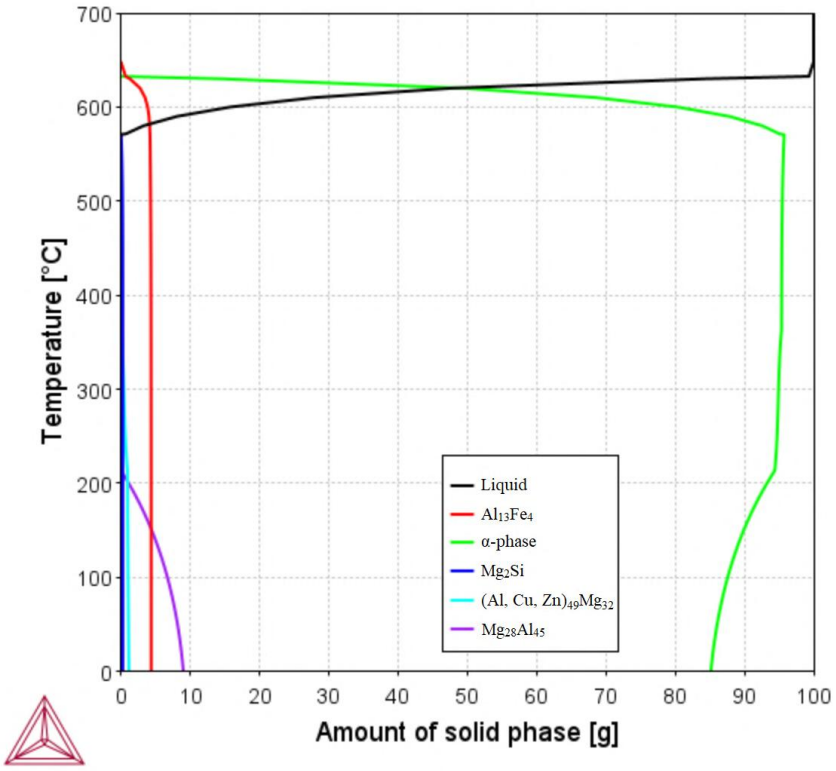
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Mn

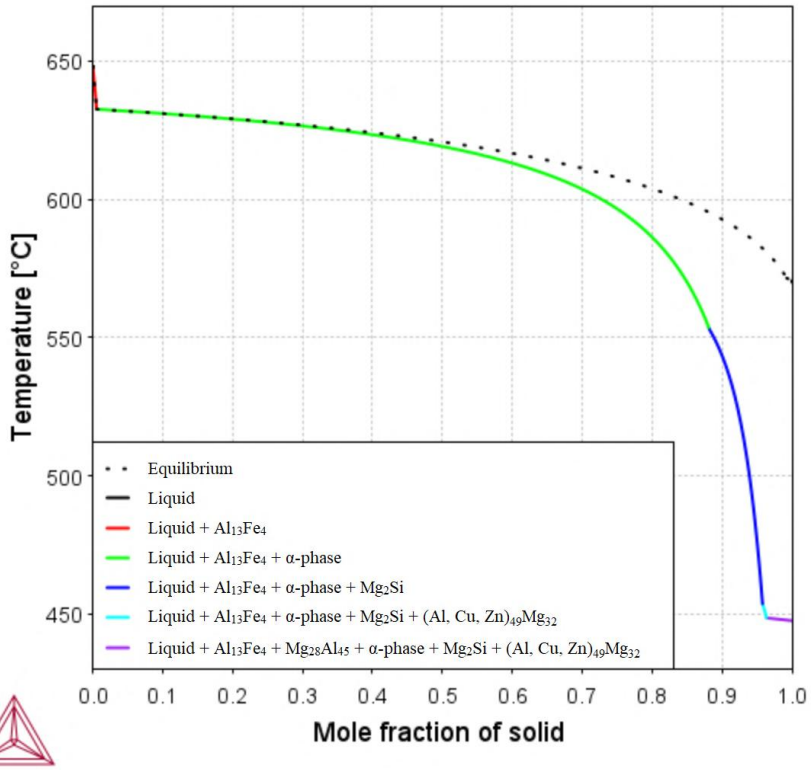




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
647,50	574,71	647,50	450,49	7,28	$5{,}0657 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2579 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5781 \cdot 10^{-7}$

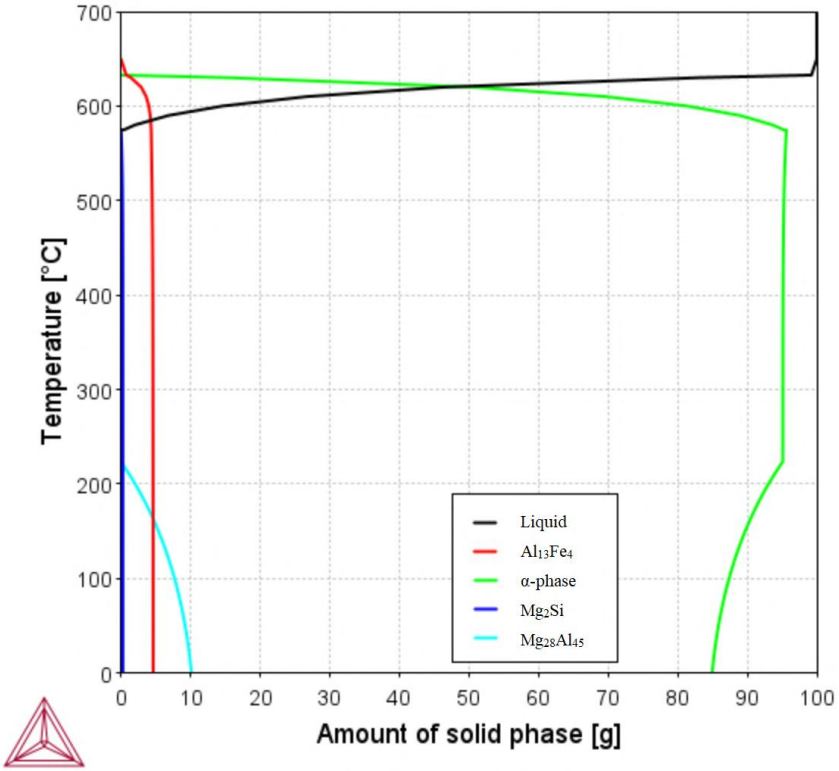
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,1Mn

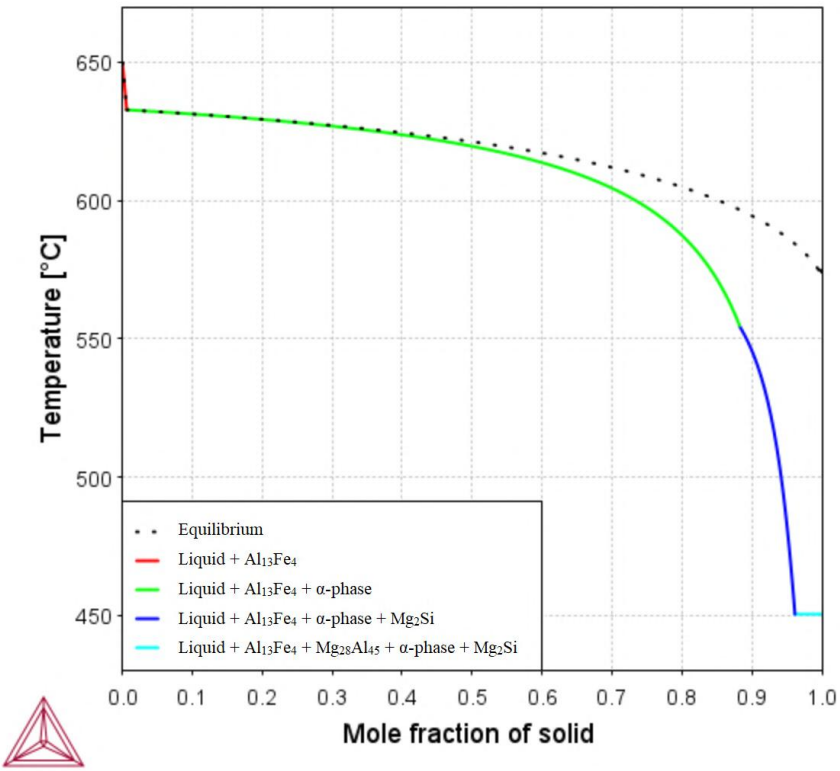




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
647,95	570,52	647,95	447,65	7,32	$5{,}0652 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2575 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5777 \cdot 10^{-7}$

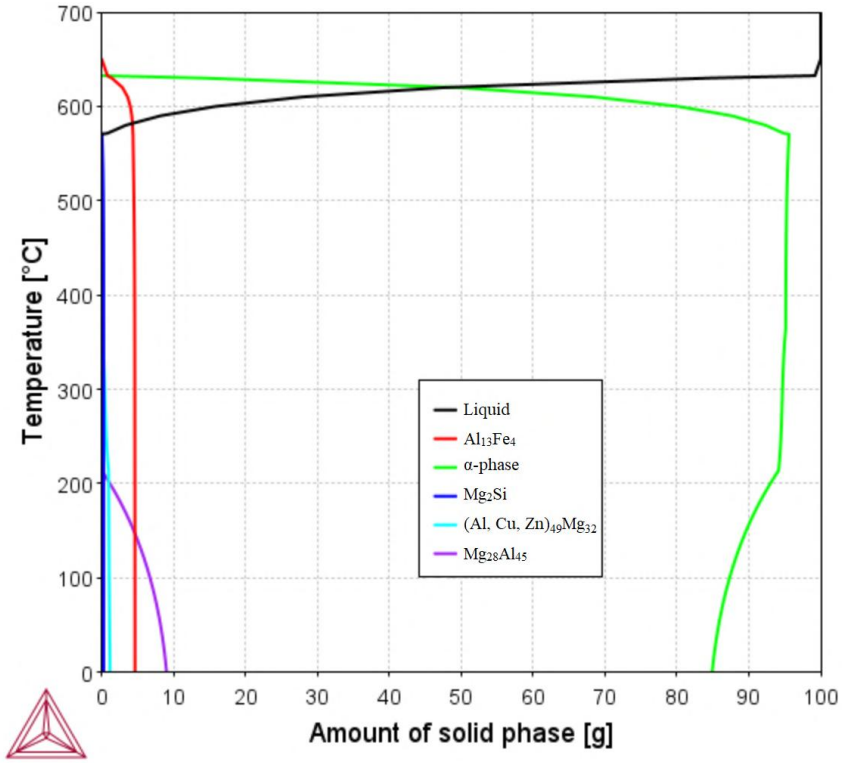
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Mn

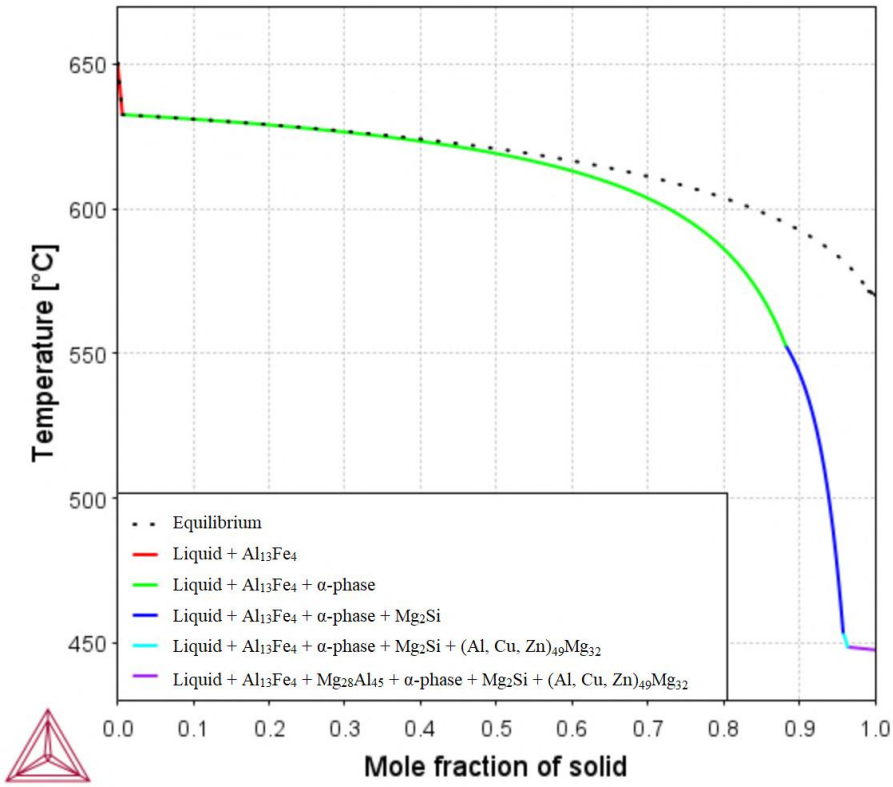




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,63	574,62	649,63	450,49	7,31	$5{,}0718 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2644 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5853 \cdot 10^{-7}$

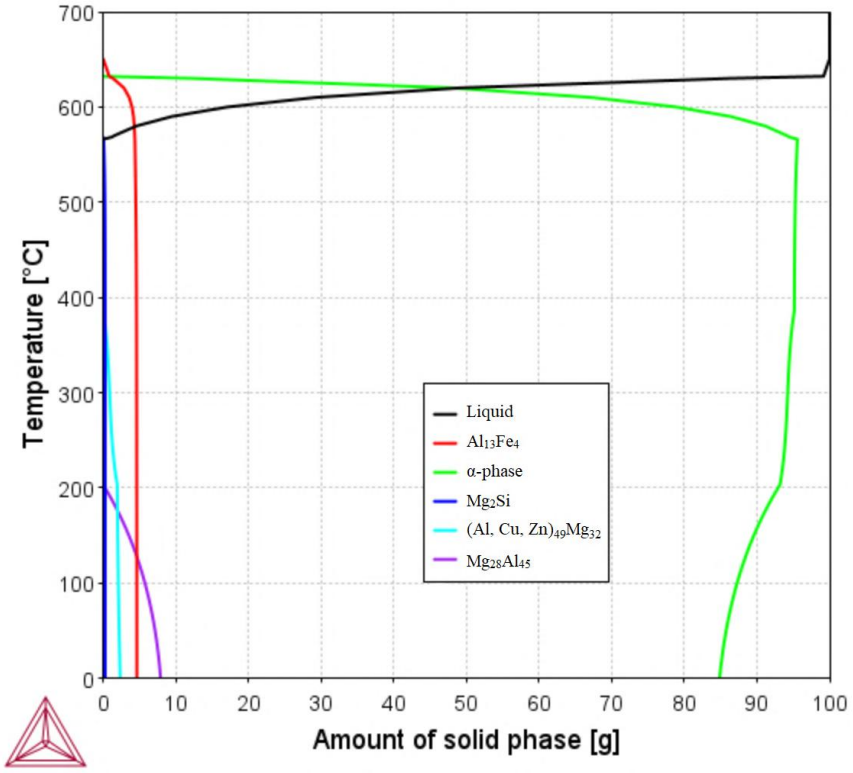
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,2Mn

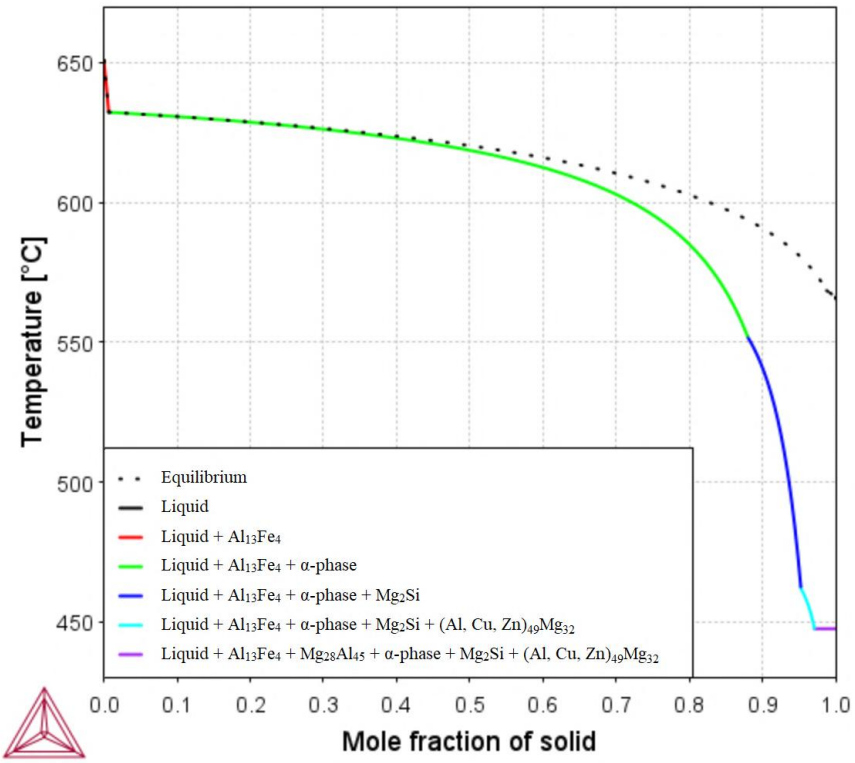




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,07	570,40	650,06	447,64	7,35	$5{,}0714 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2640 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5847 \cdot 10^{-7}$

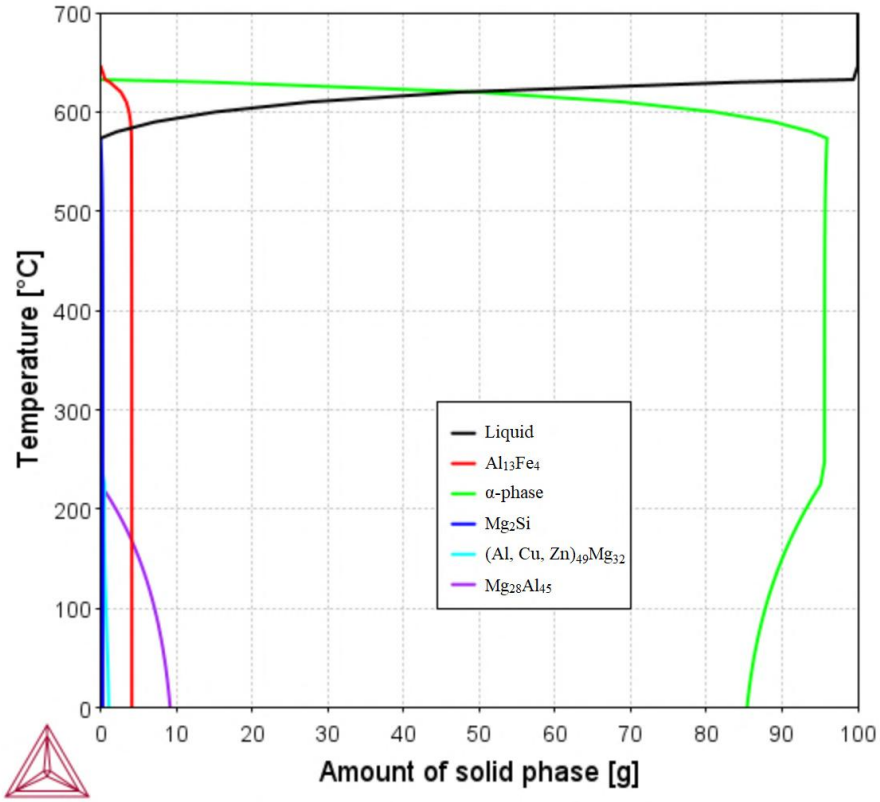
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,2Mn

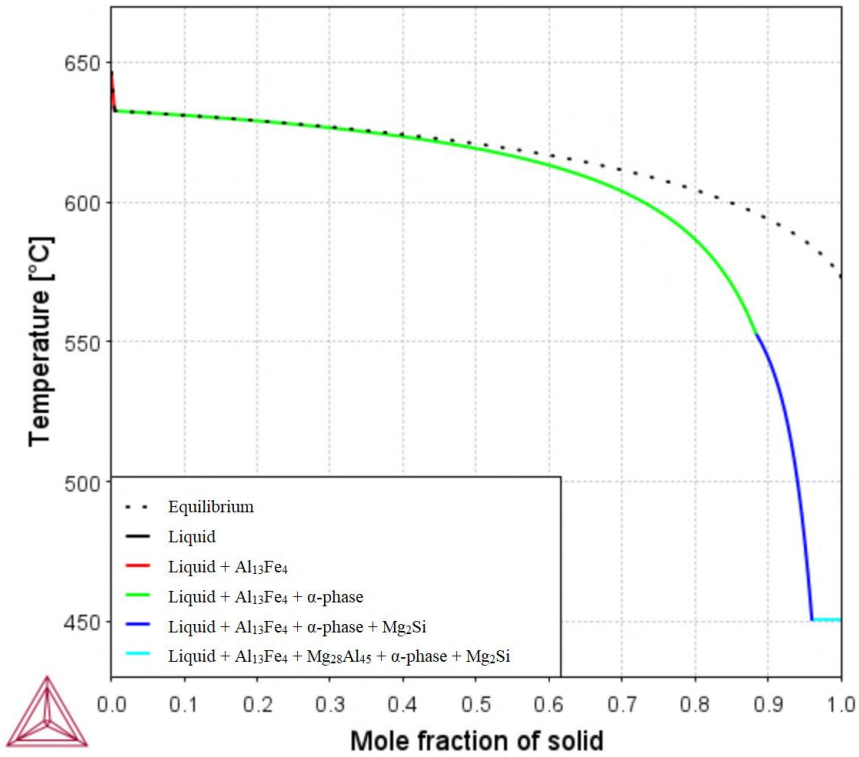




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,07	570,40	650,06	447,64	7,35	$5{,}0714 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2640 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5847 \cdot 10^{-7}$

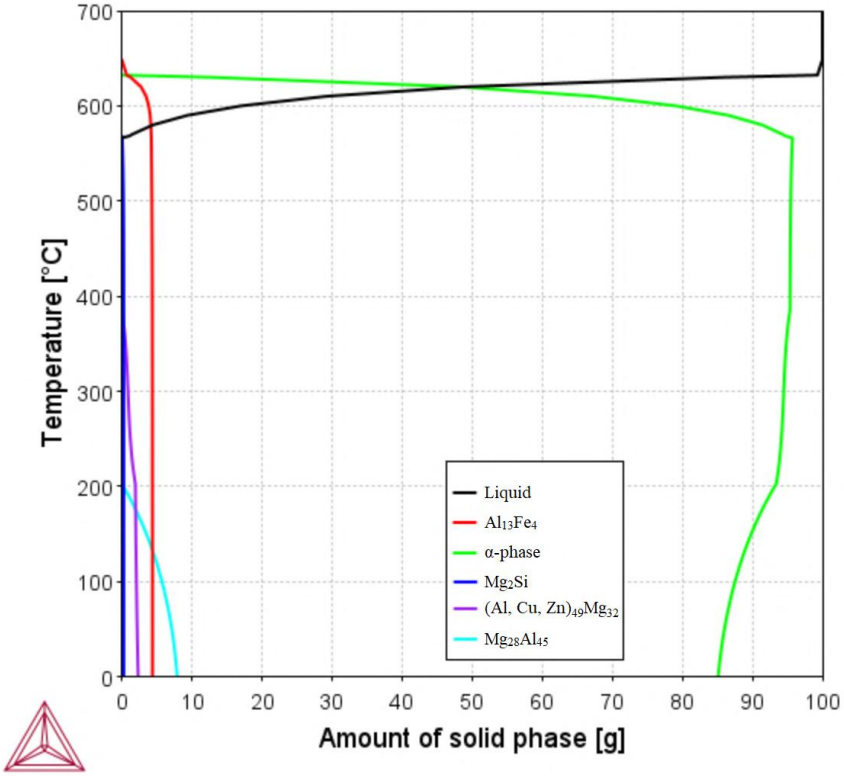
Aluminum alloy: 4,1 Mg – 0,1 Si – 1,6 Fe – 0,2 Zn

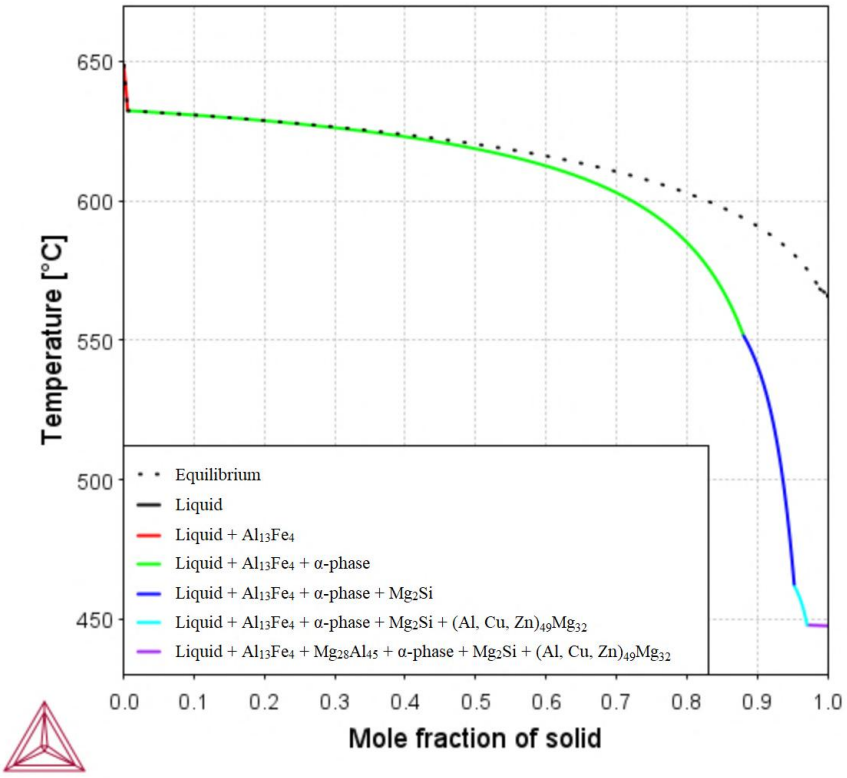




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
646,09	573,65	646,09	450,71	7,29	$5{,}0546 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2462 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5652 \cdot 10^{-7}$

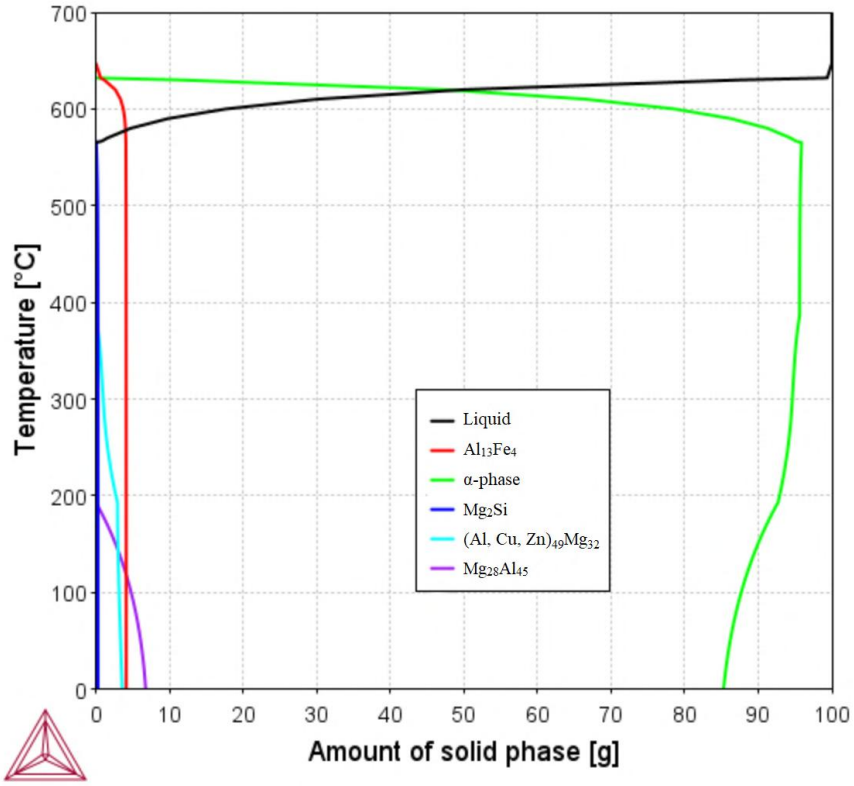
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,1Mn

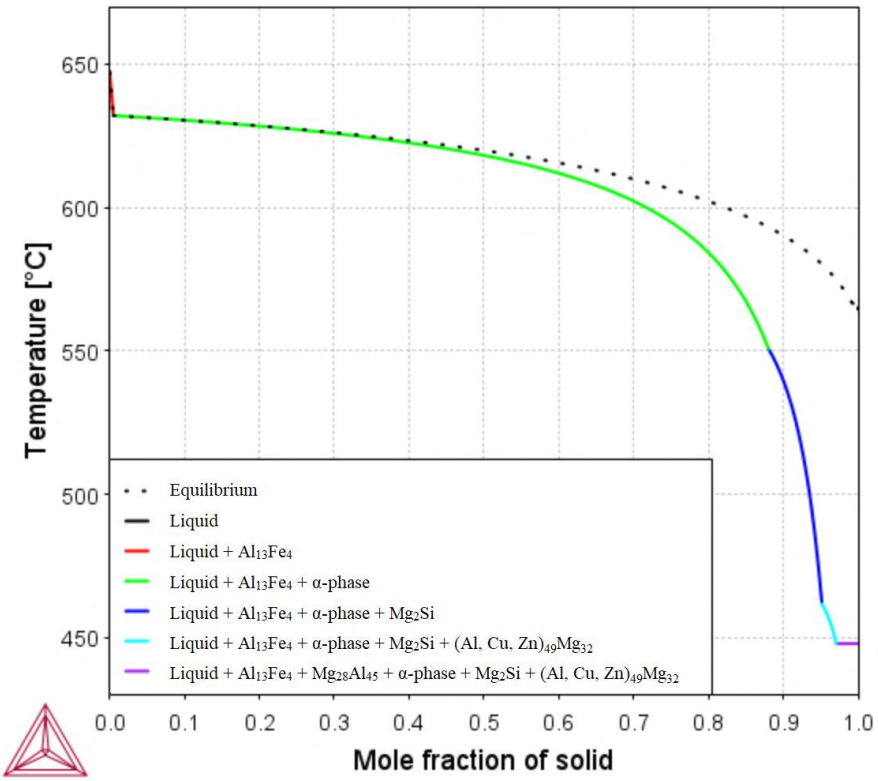




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
648,41	566,26	648,40	447,65	7,36	$5{,}0648 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2571 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5773 \cdot 10^{-7}$

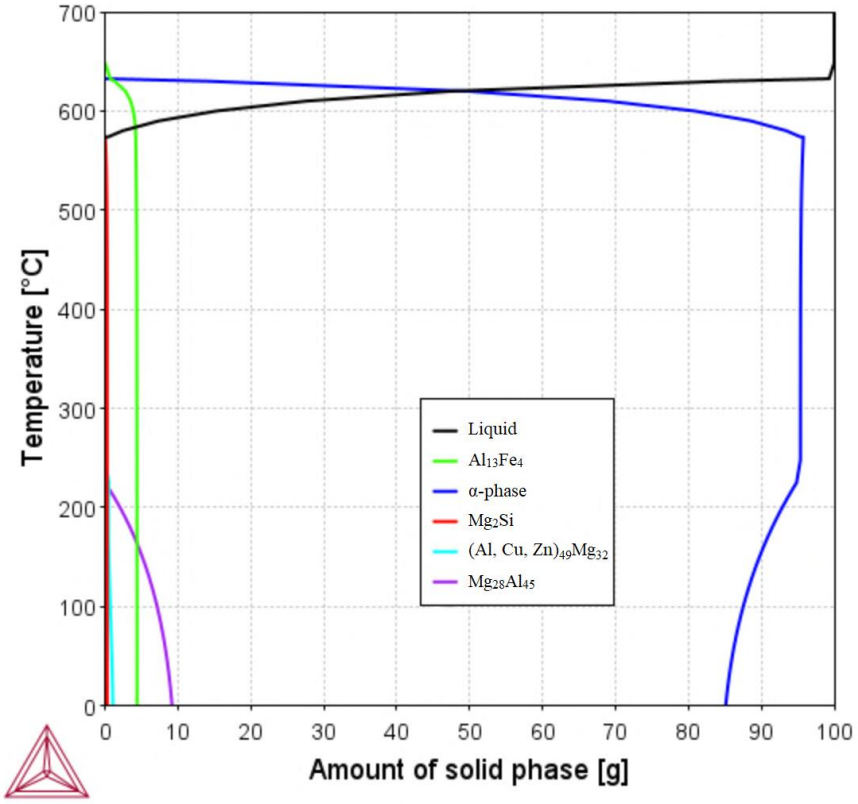
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,2Zn

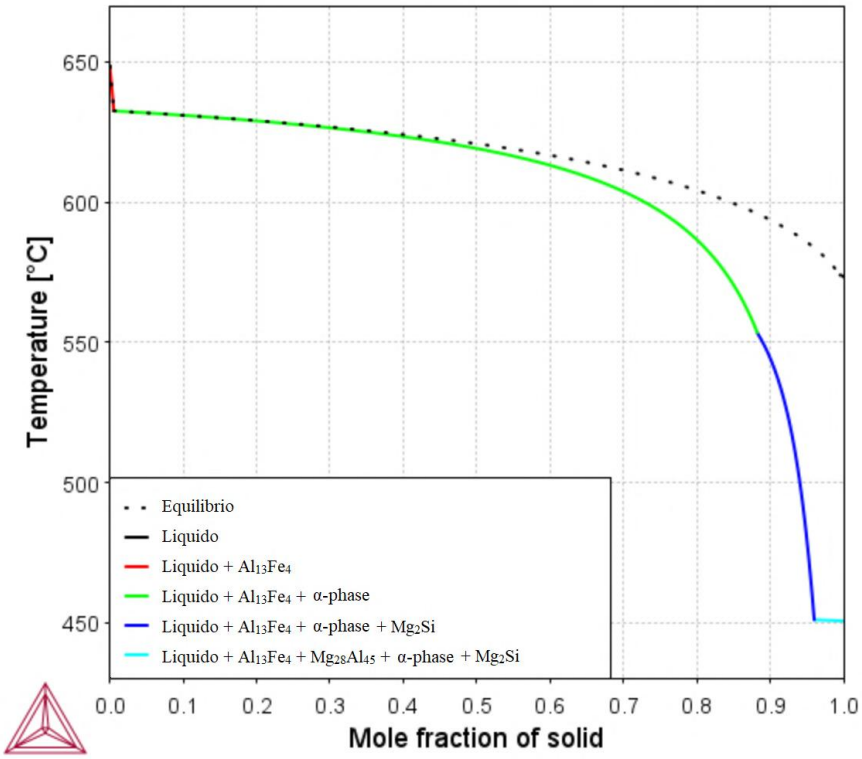




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
647,04	565,12	647,03	447,97	7,37	$5{,}0537 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2453 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5645 \cdot 10^{-7}$

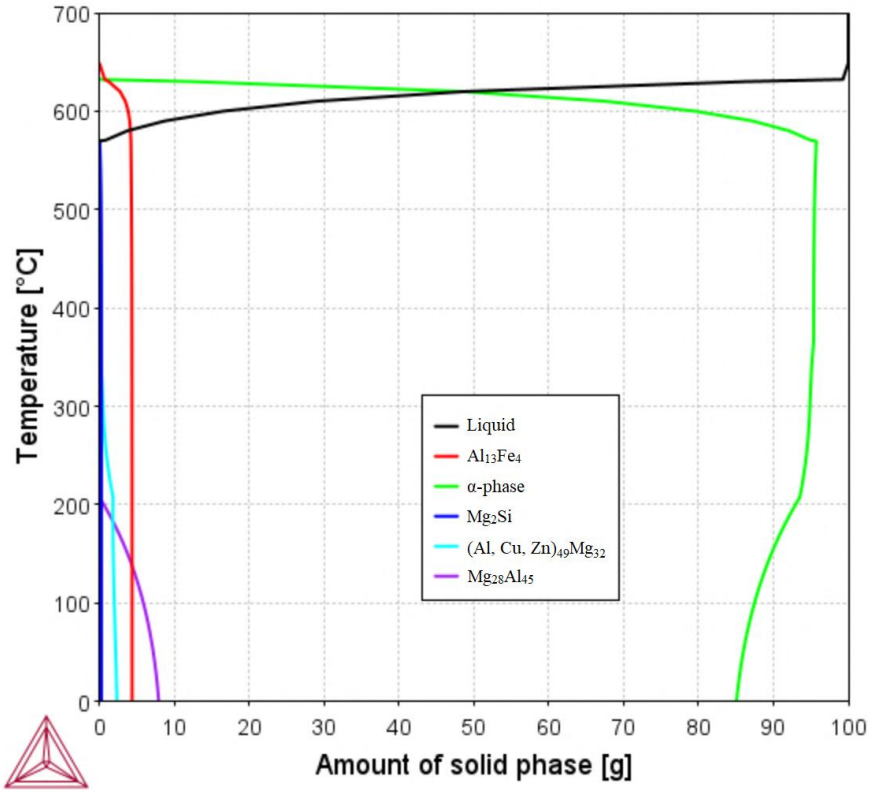
Aluminum alloy*:* 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Mn – 0,2Zn

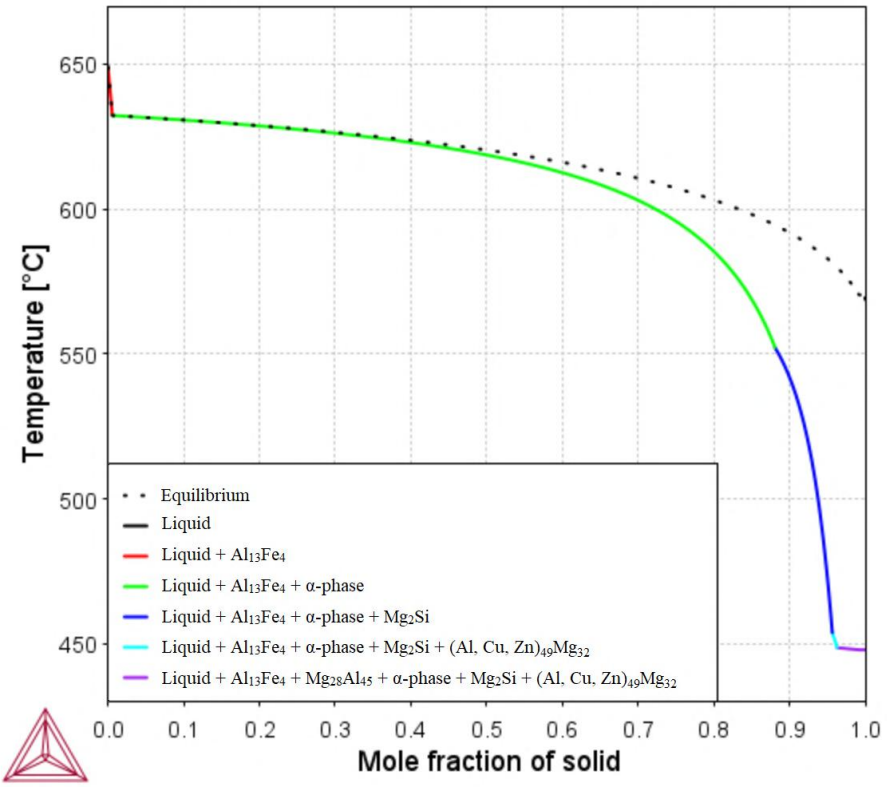




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
648,26	573,65	648,25	450,72	7,31	$5{,}0607 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2527 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5724 \cdot 10^{-7}$

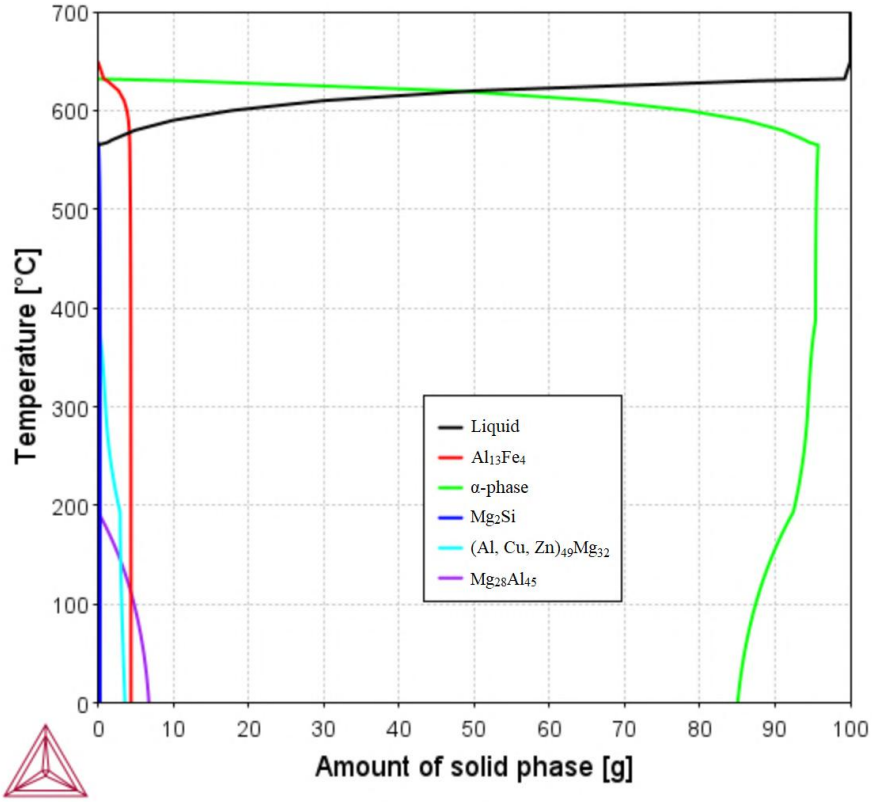
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,1Mn – 0,2Zn

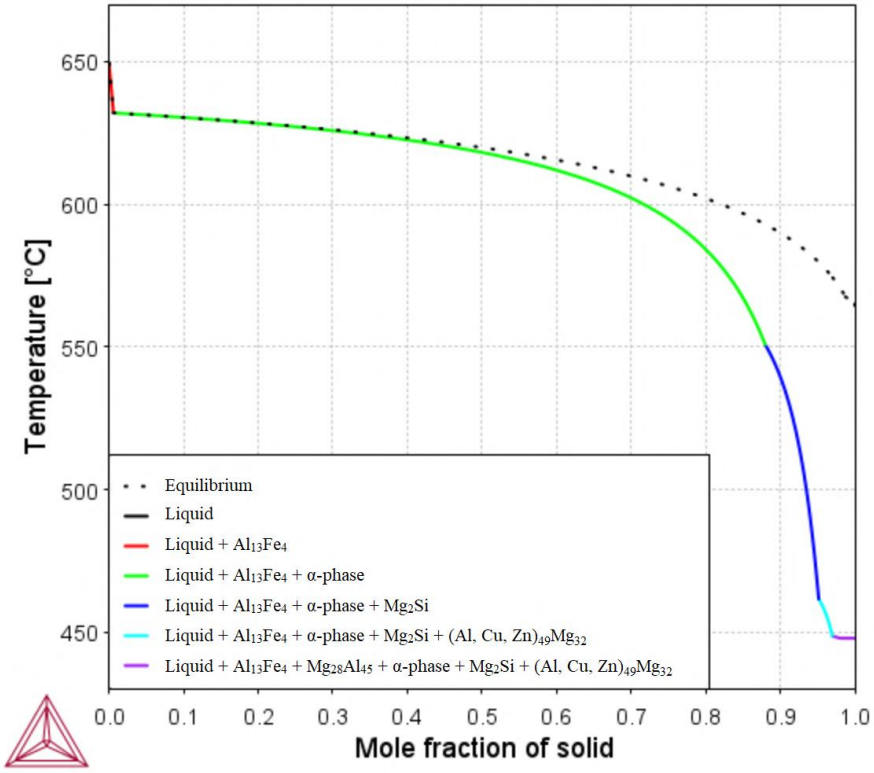




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
648,71	569,39	648,71	447,95	7,36	$5{,}0603 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2522 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5720 \cdot 10^{-7}$

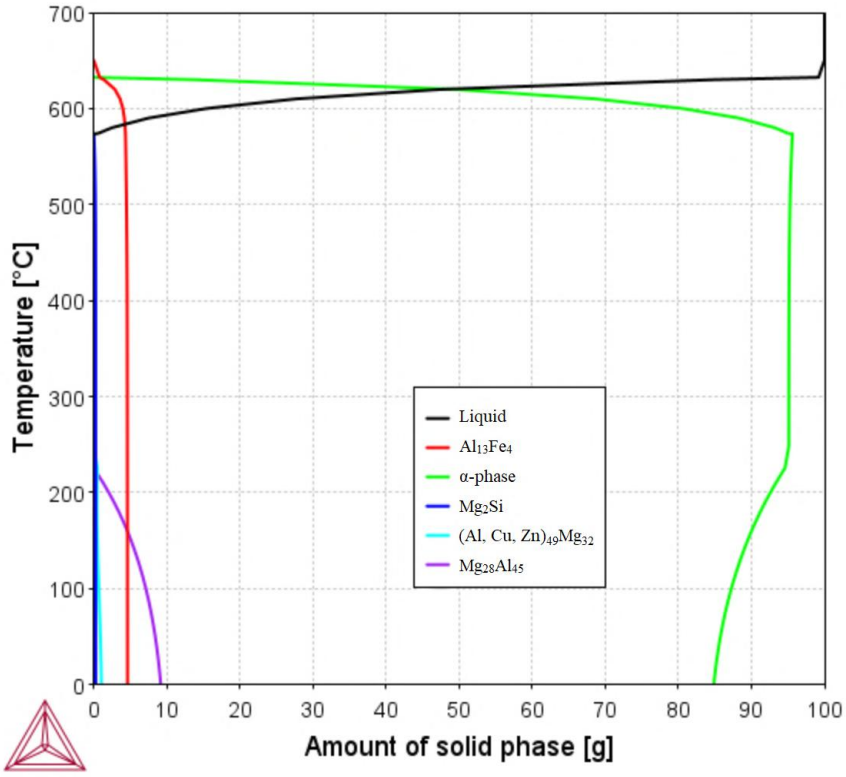
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,1Mn – 0,2Zn

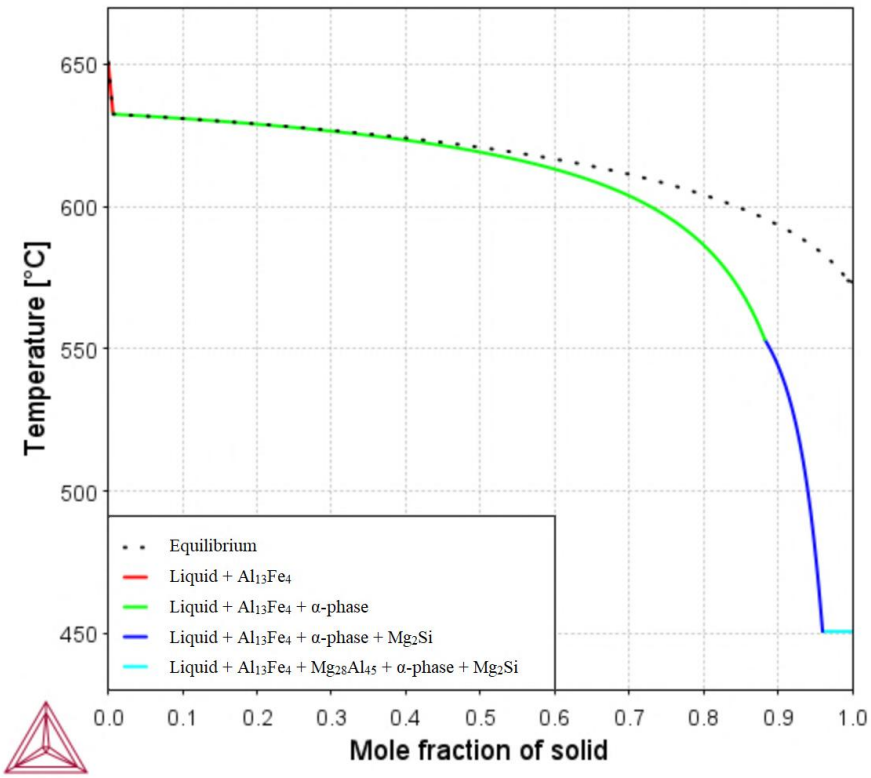




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,17	565,16	649,16	447,95	7,40	$5{,}0598 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2518 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5716 \cdot 10^{-7}$

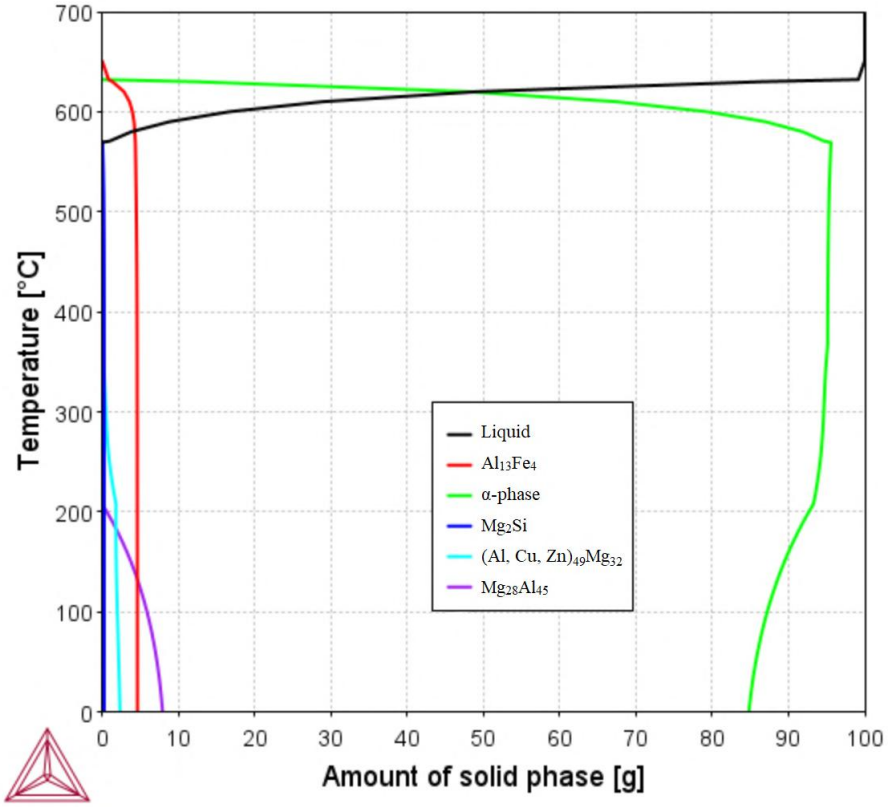
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Mn – 0,2Zn

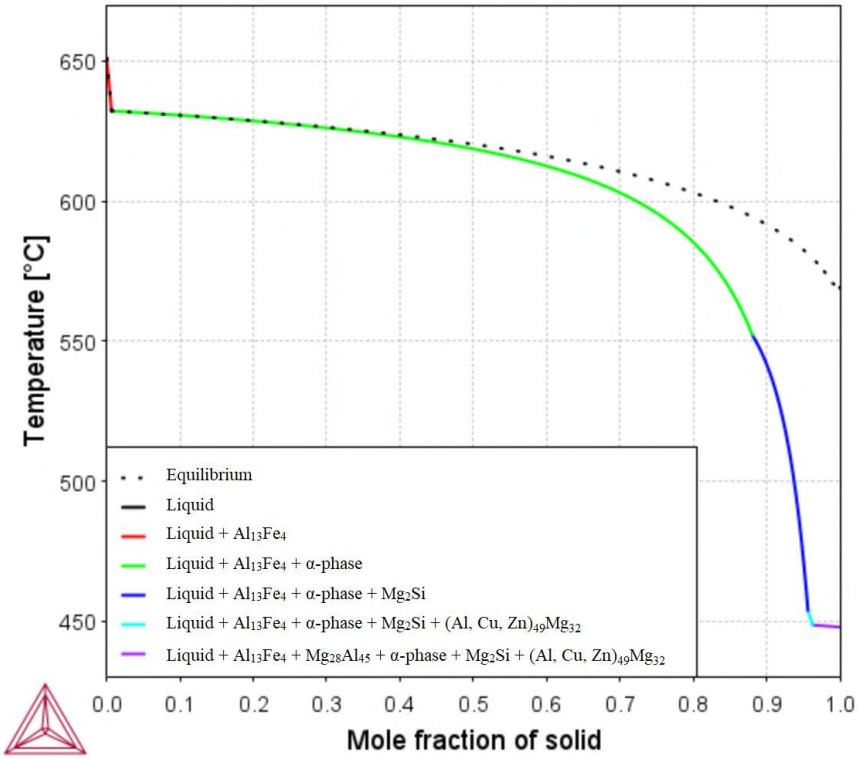




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,36	573,55	650,35	450,73	7,34	$5{,}0668 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2592 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5787 \cdot 10^{-7}$

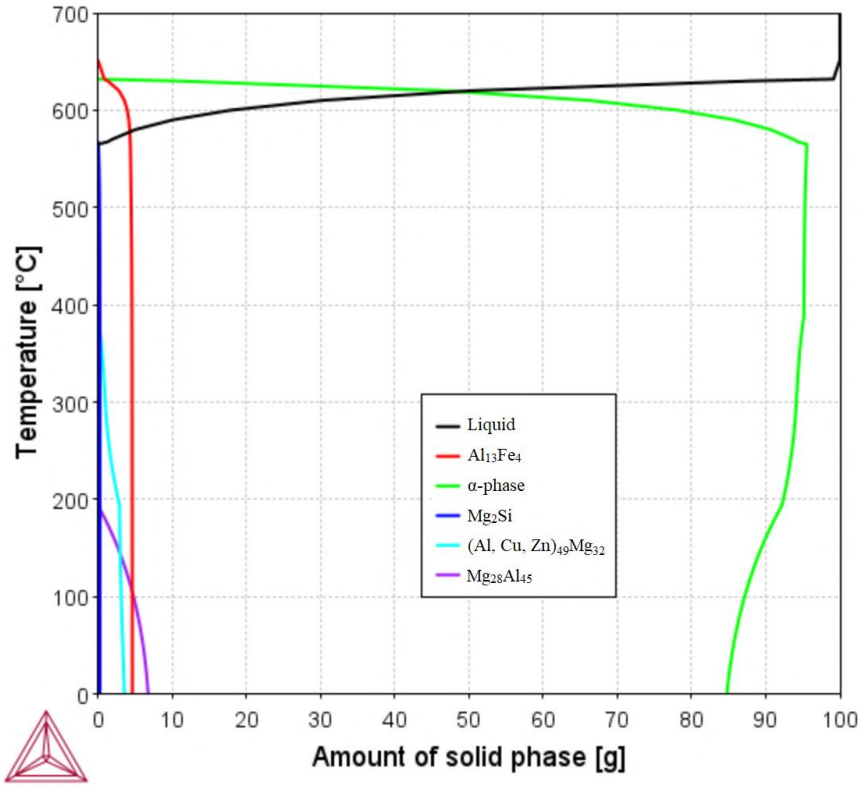
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,2Mn – 0,2Zn

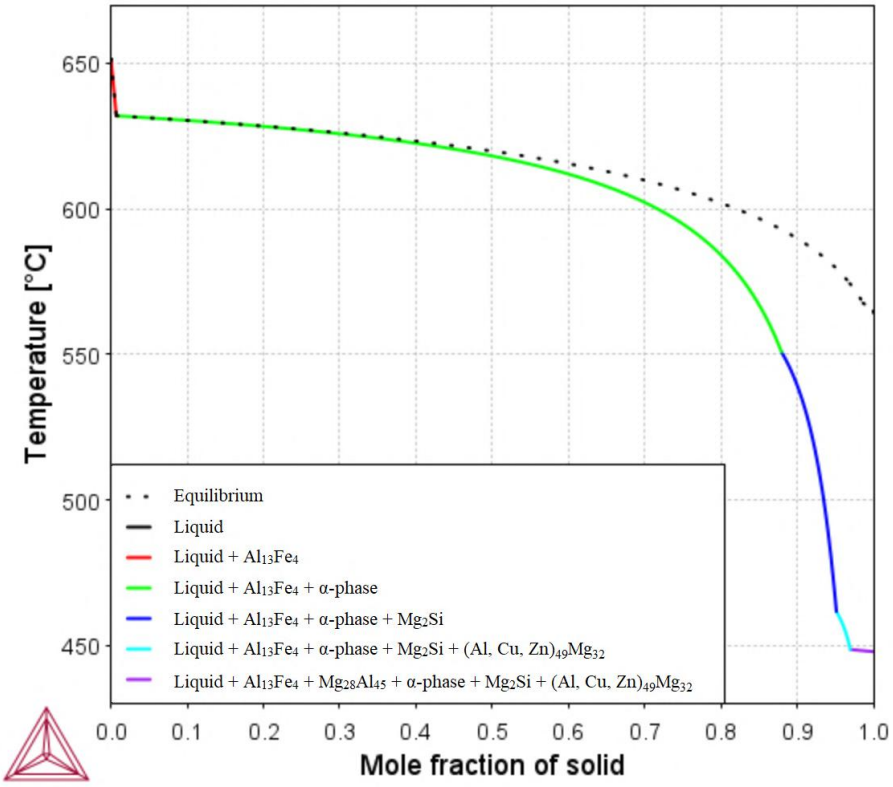




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,80	569,26	650,79	447,98	7,38	$5{,}0664 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2588 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5772 \cdot 10^{-7}$

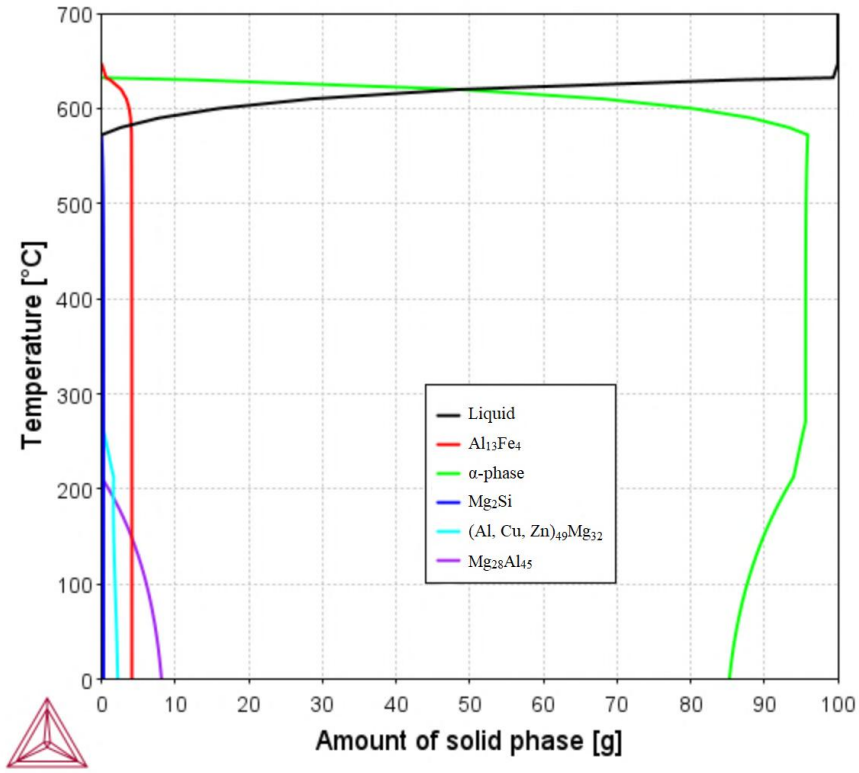
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,2Mn – 0,2Zn

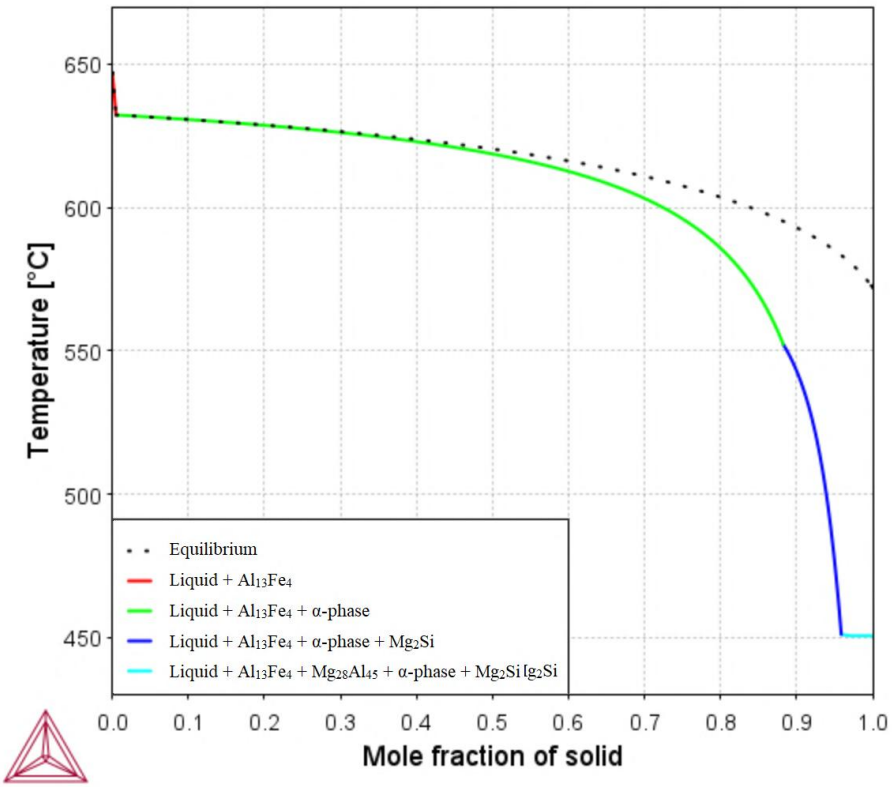




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
651,24	564,90	651,23	447,69	7,42	$5{,}0660 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2584 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5758 \cdot 10^{-7}$

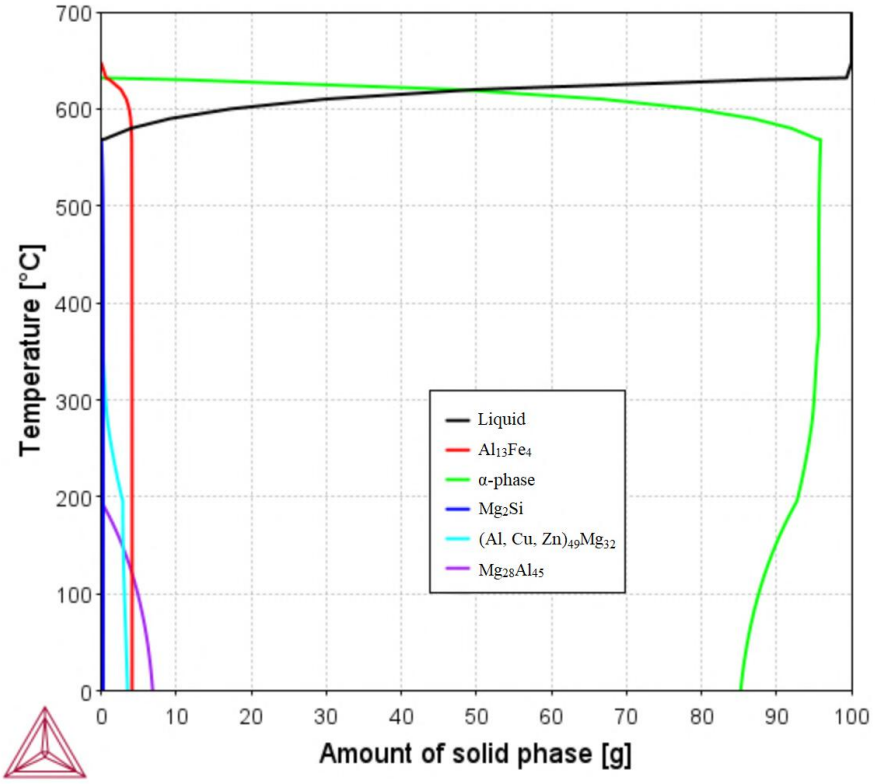
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,4Zn

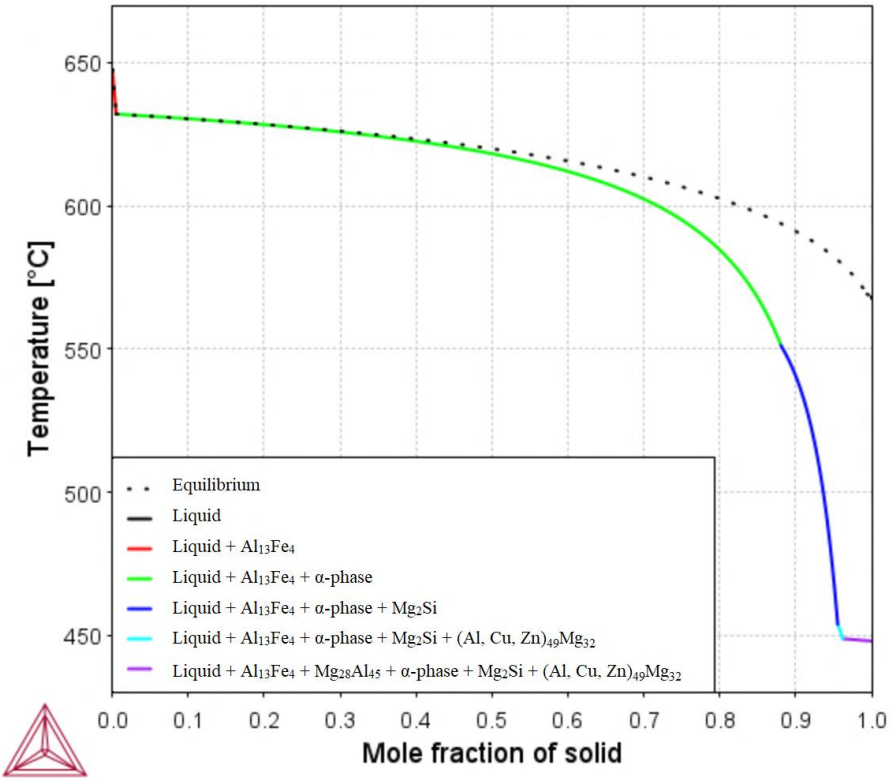




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
646,89	572,58	646,88	450,64	7,33	$5{,}0496 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2409 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5595 \cdot 10^{-7}$

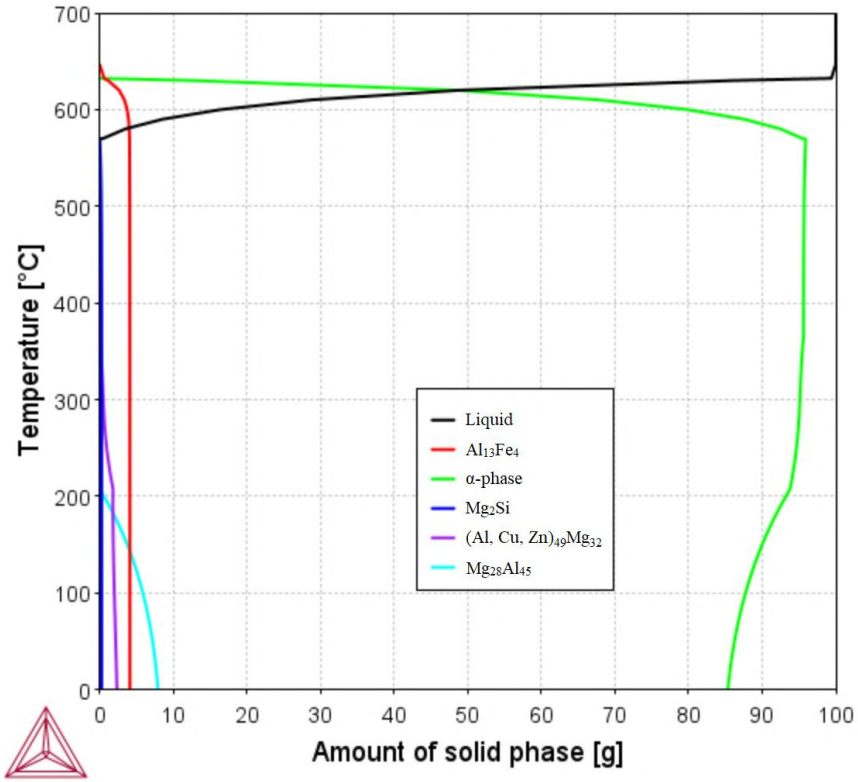
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,4Zn

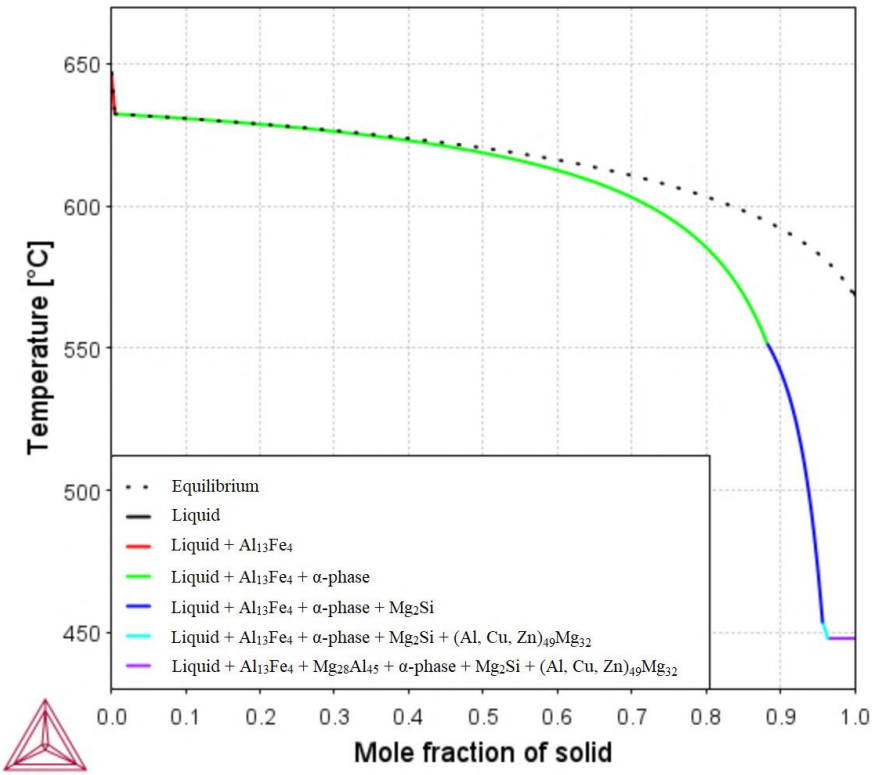




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
647,36	568,29	647,36	448,09	7,37	$5{,}0491 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2405 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5591 \cdot 10^{-7}$

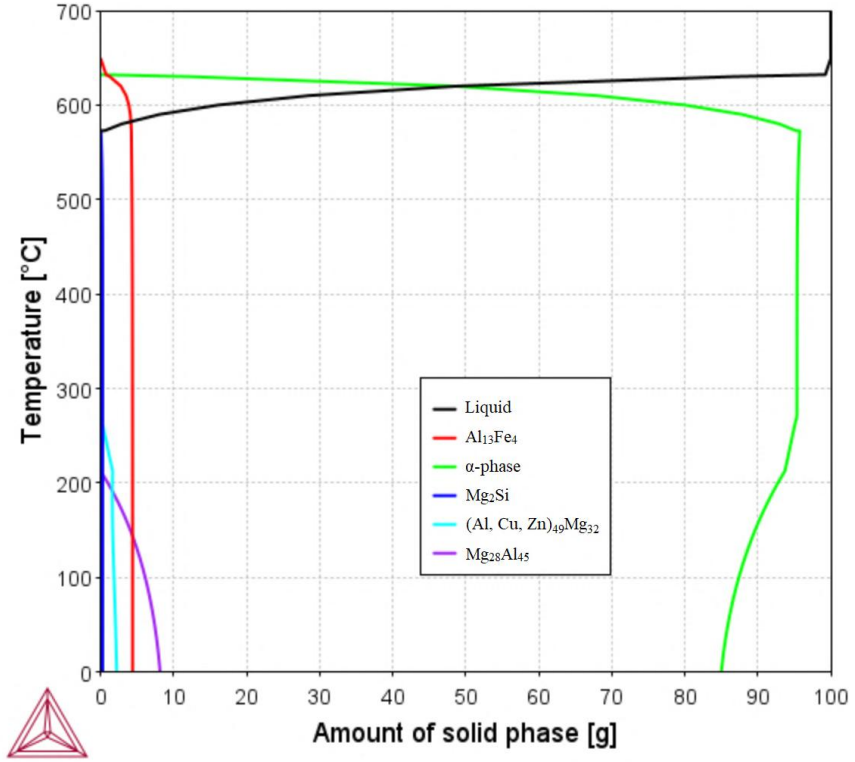
Aluminum alloy: 4,1 Mg – 0,1 Si – 1,6 Fe – 0,1 Cu – 0,2 Zn

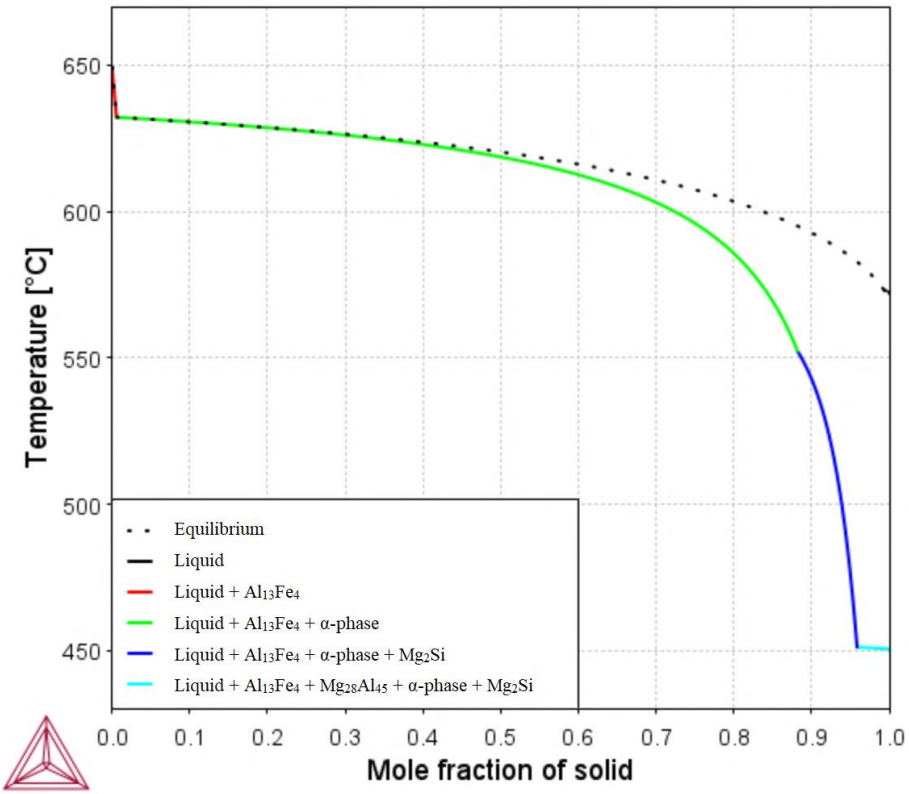




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
646,09	573,65	646,09	450,71	7,29	$5{,}0546 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2462 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5652 \cdot 10^{-7}$

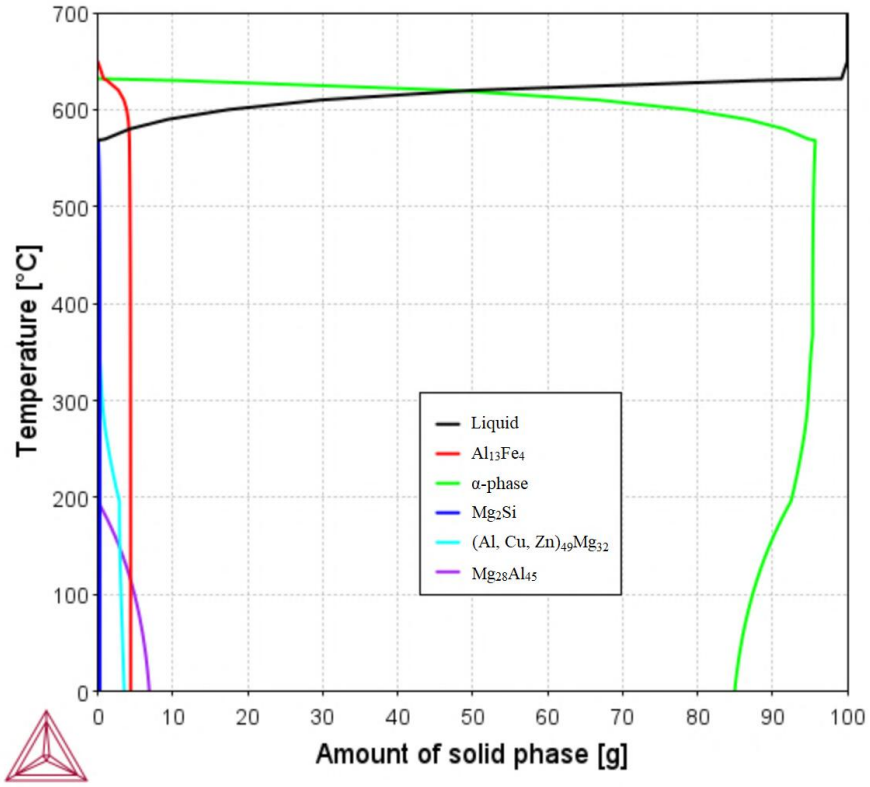
Aluminium alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Mn – 0,4Zn

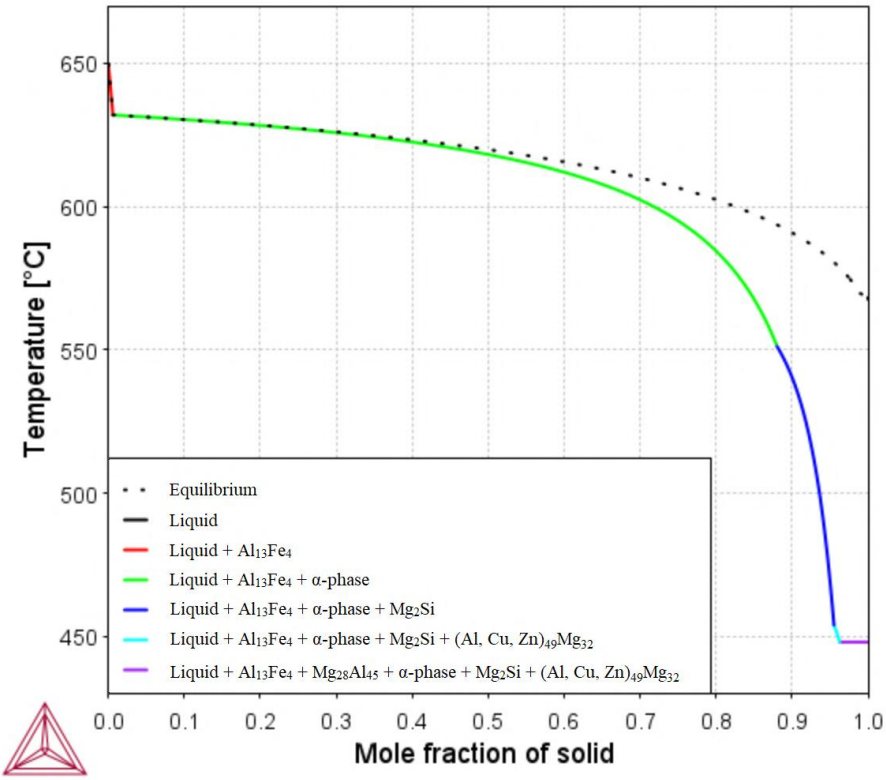




Liquidus temperature (Equilibrium) [°C]	Solidus temperature (Equilibrium) [°C]	Liquidus temperature (Scheil) [°C]	Solidus temperature (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,02	572,57	649,01	450,14	7,35	$5{,}0557 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2474 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5666 \cdot 10^{-7}$

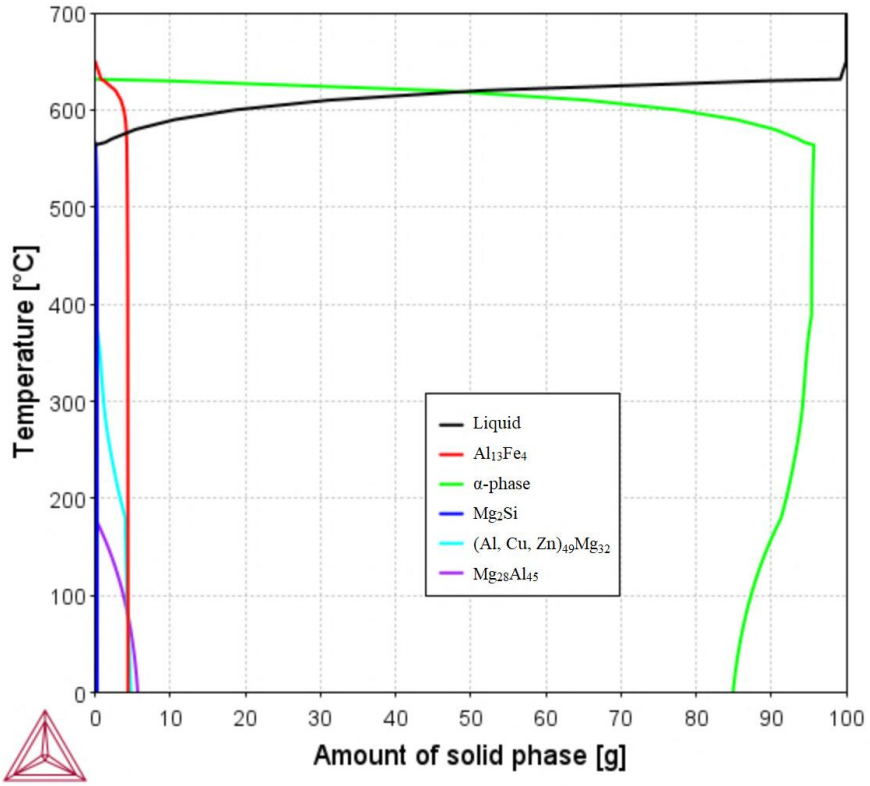
Aluminium alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,1Mn – 0,4Zn

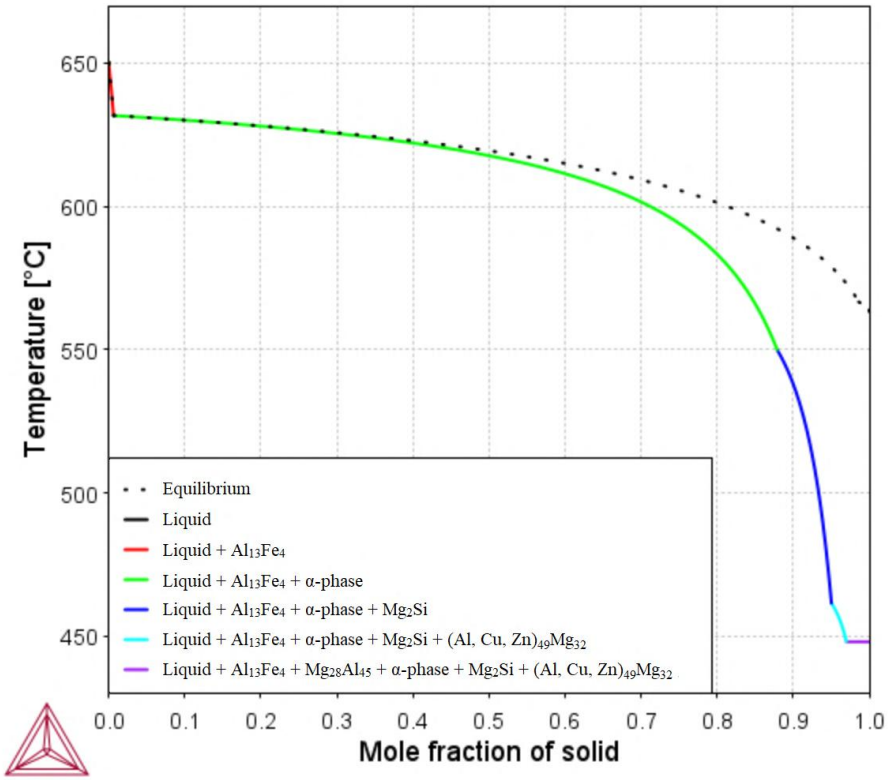




Liquidus temperature (Equilibrium)	Solidus temperature (Equilibrium)	Liquidus temperature (Scheil)	Solidus temperature (Scheil)	Shrinkage (%)	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,48	568,25	649,47	448,11	7,39	$5{,}0553 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2470 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5663 \cdot 10^{-7}$

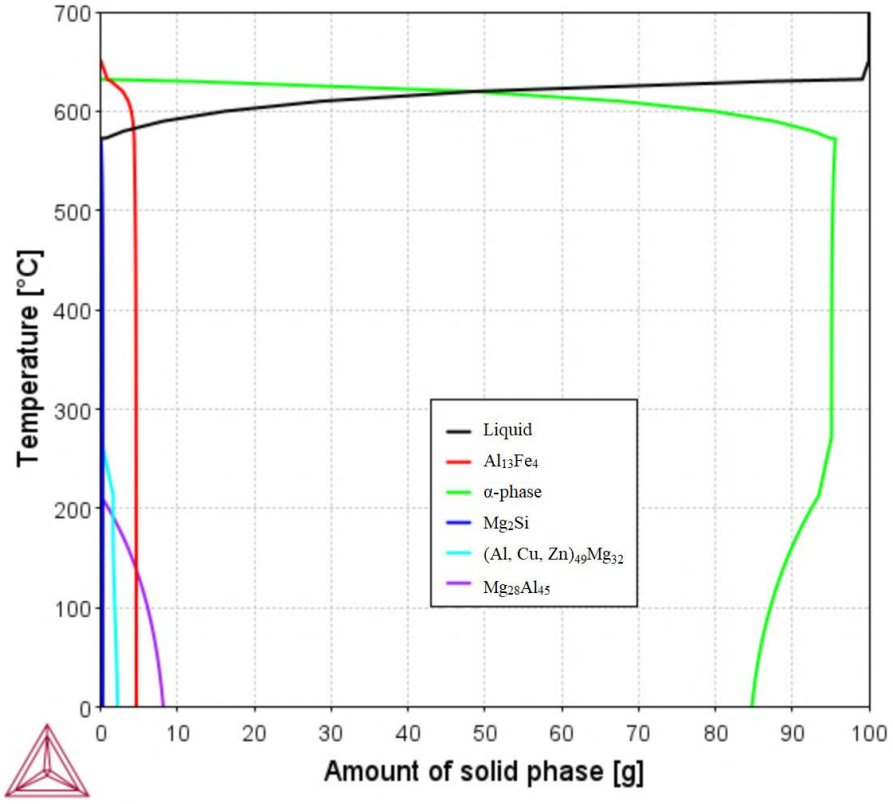
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,1Mn – 0,4Zn

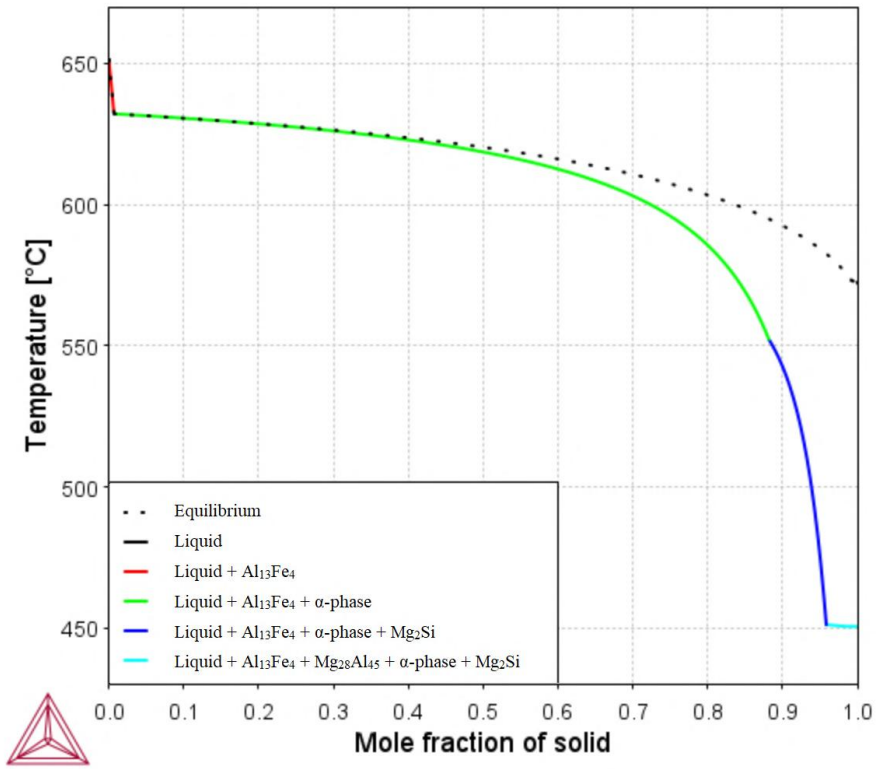




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,93	563,85	649,93	448,11	7,43	$5{,}0548 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2466 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5659 \cdot 10^{-7}$

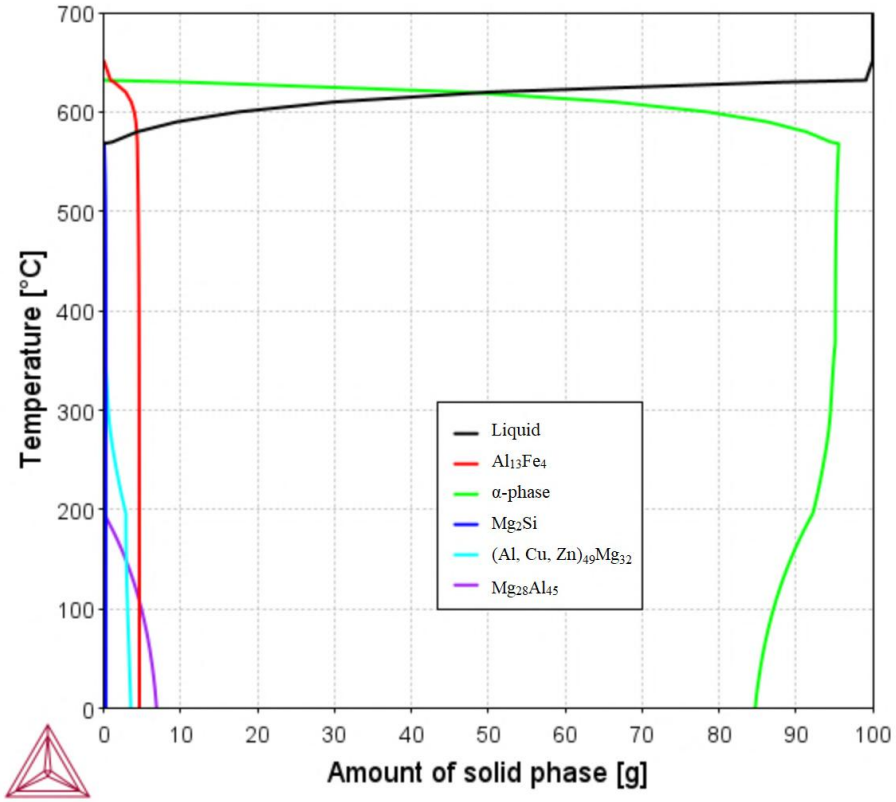
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Mn – 0,4Zn

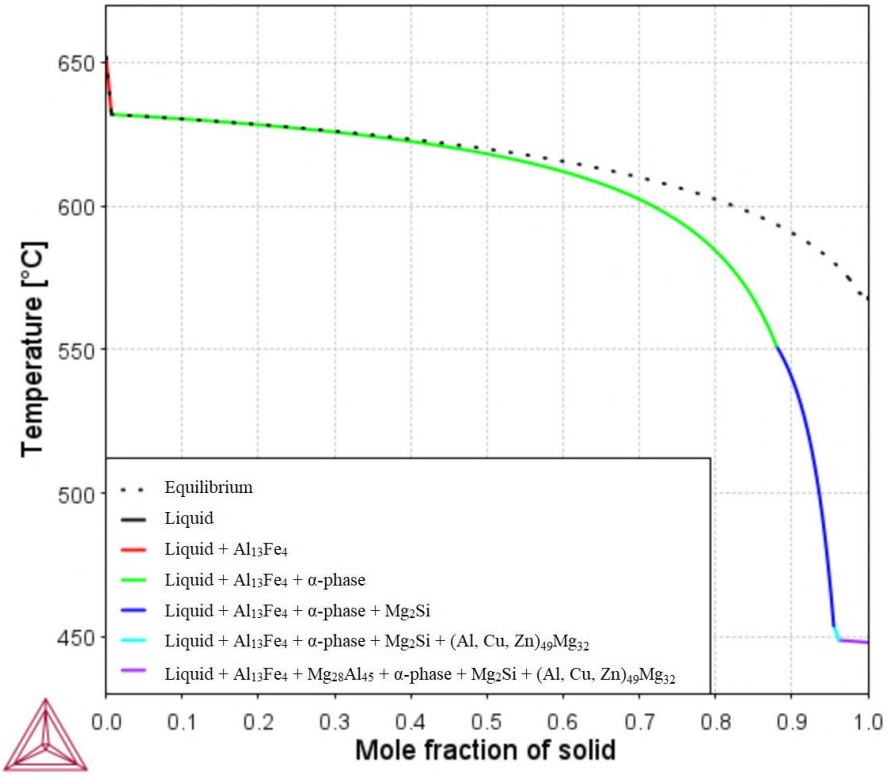




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
651,09	572,46	651,08	450,63	7,37	$5{,}0618 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2539 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5712 \cdot 10^{-7}$

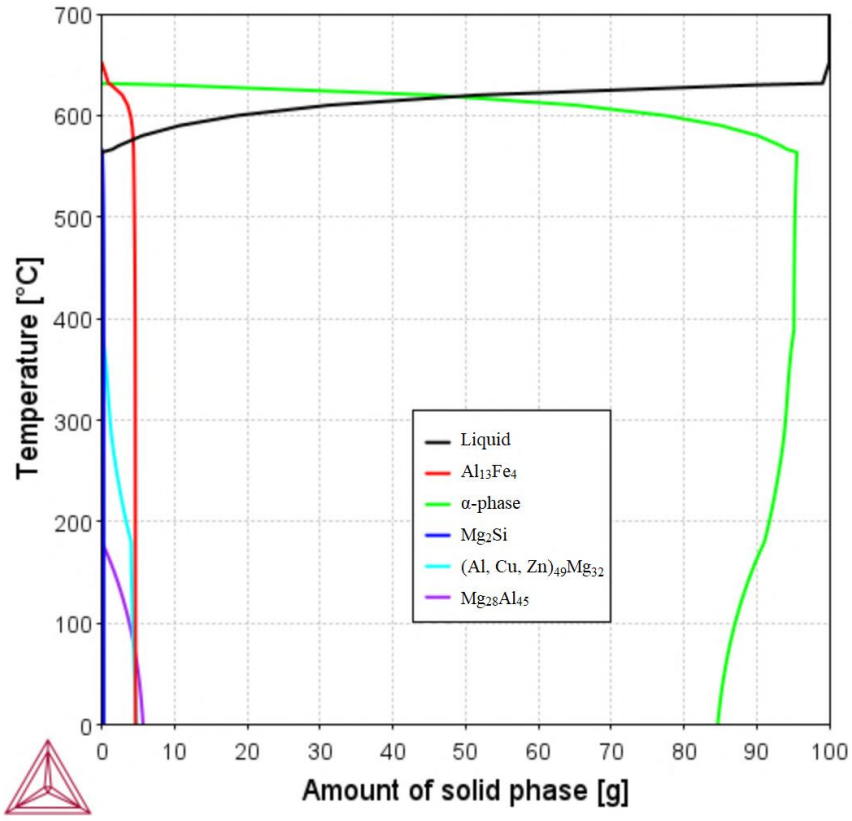
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,2Mn – 0,4Zn

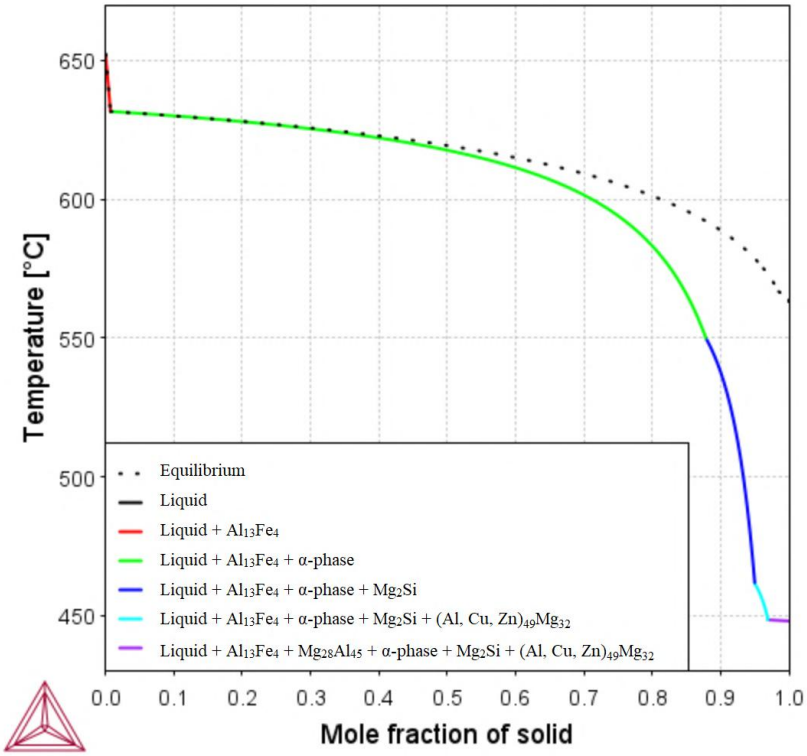




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
651,53	568,11	651,53	448,10	7,41	$5{,}0614 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2535 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5698 \cdot 10^{-7}$

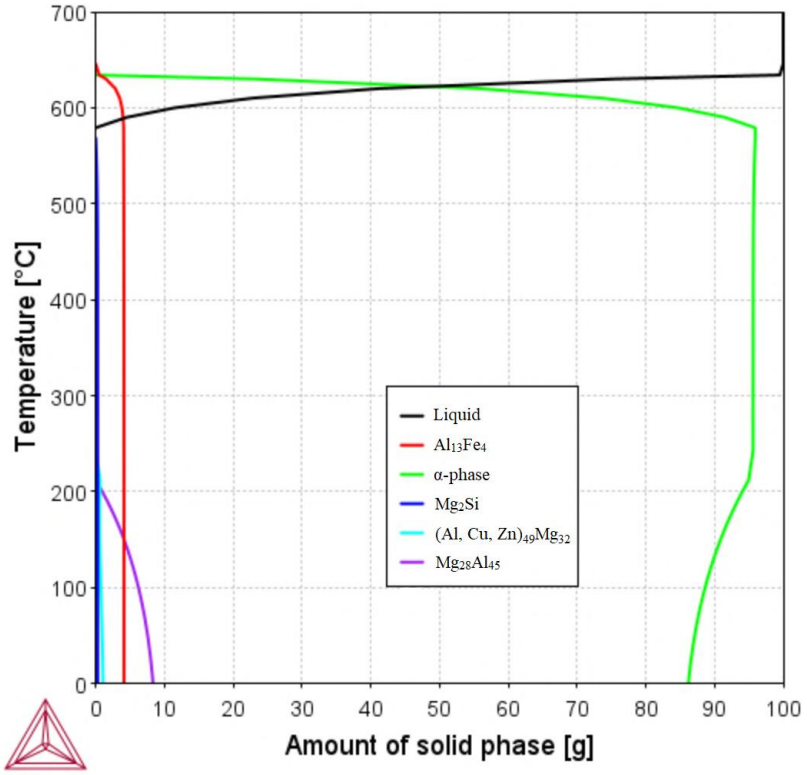
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,2Mn – 0,4Zn

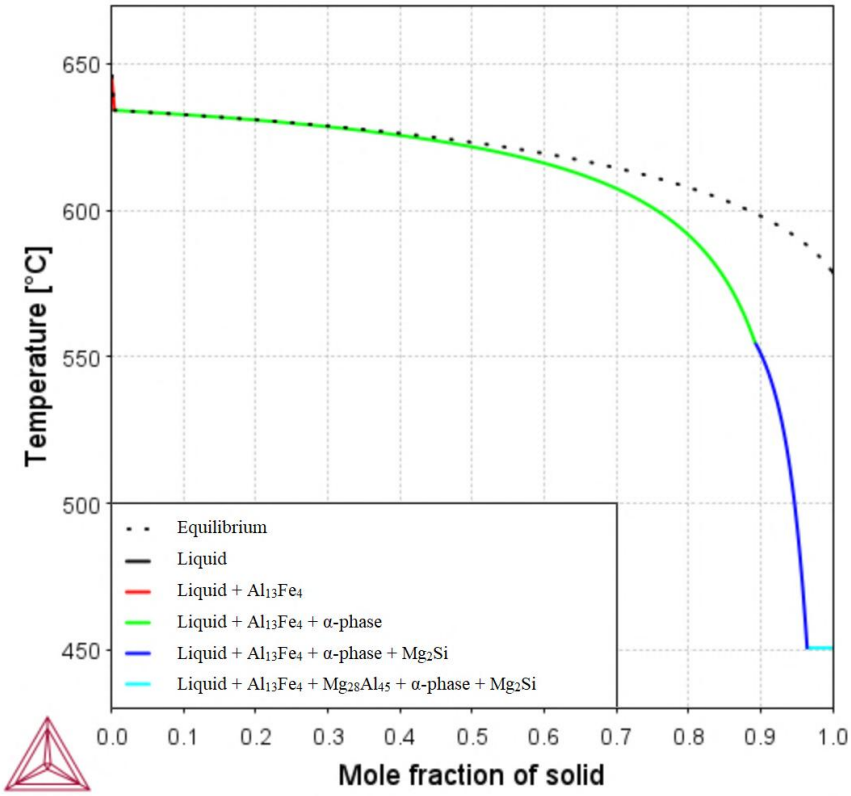




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
651,97	563,68	651,97	448,09	7,46	$5{,}0610 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2530 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5684 \cdot 10^{-7}$

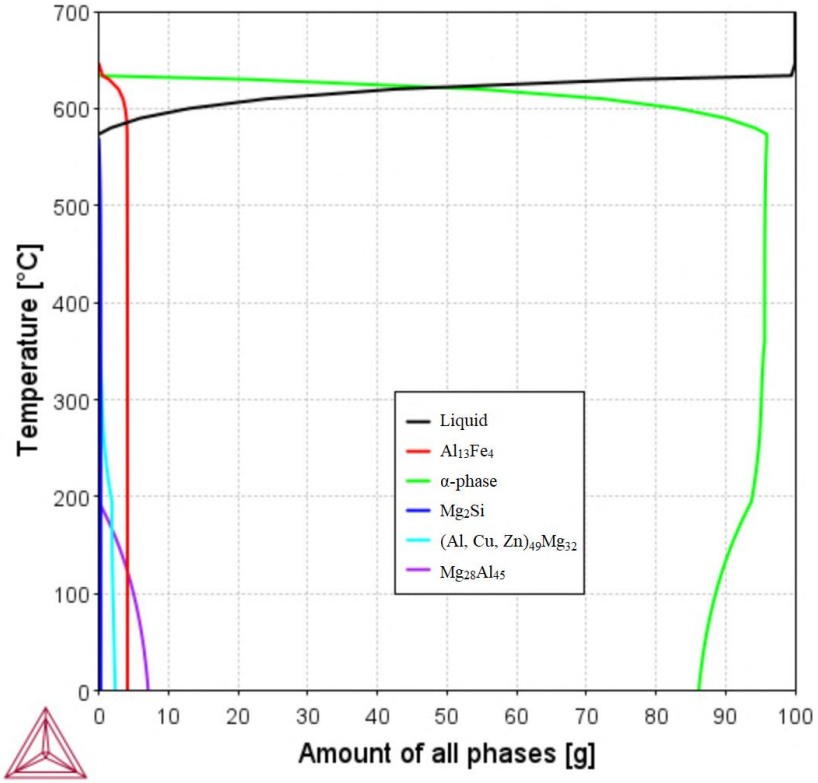
Aluminum alloy: 3,8Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Zn

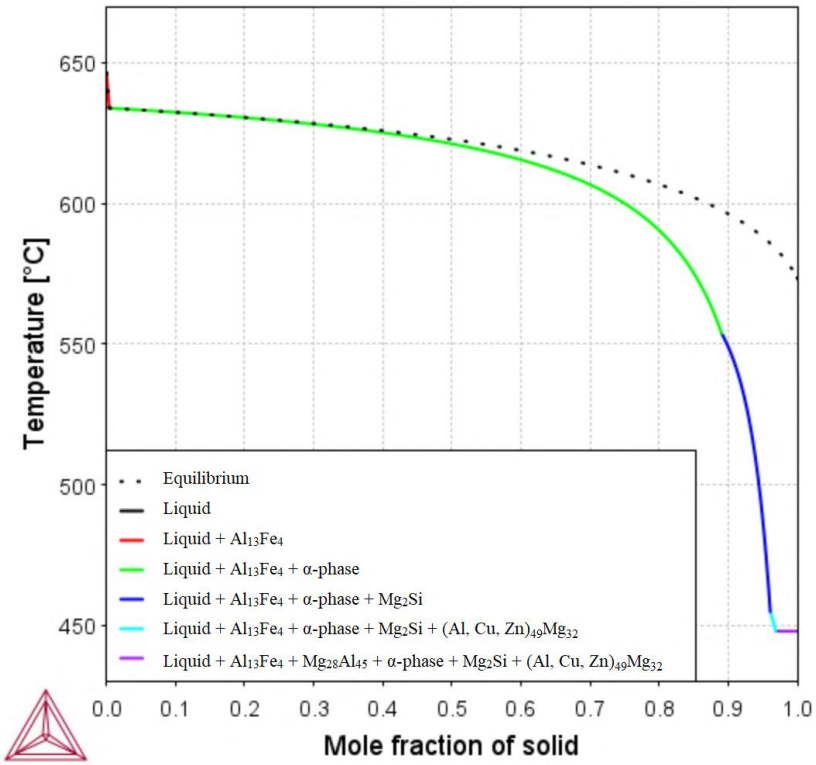




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,71	578,83	645,71	450,72	7,26	$5{,}0771 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2698 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5909 \cdot 10^{-7}$

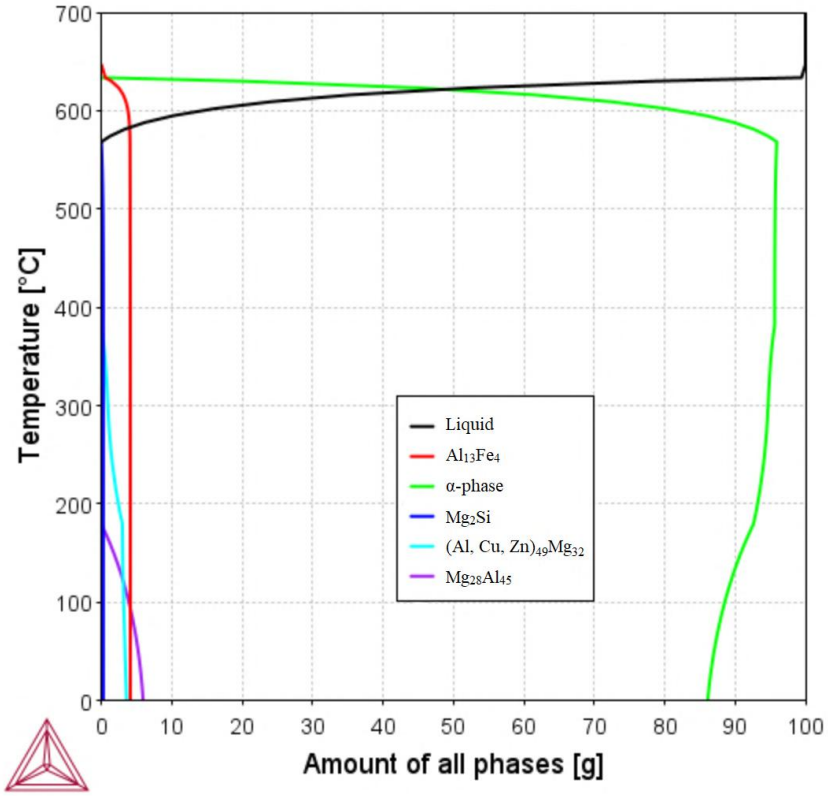
Aluminum alloy: 3,8Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,2Zn

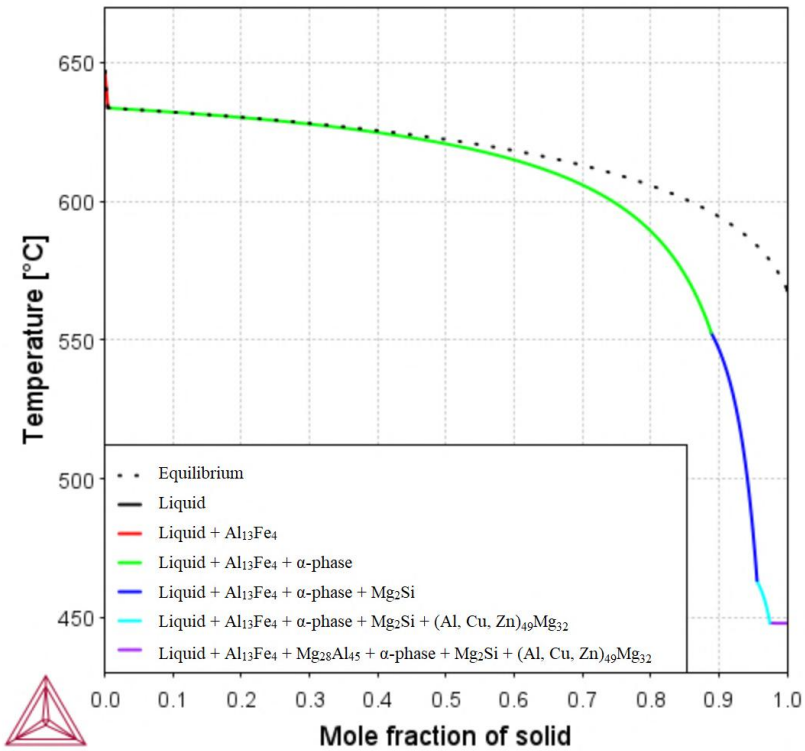




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
646,18	573,59	646,18	447,98	7,31	$5{,}0766 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2694 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5905 \cdot 10^{-7}$

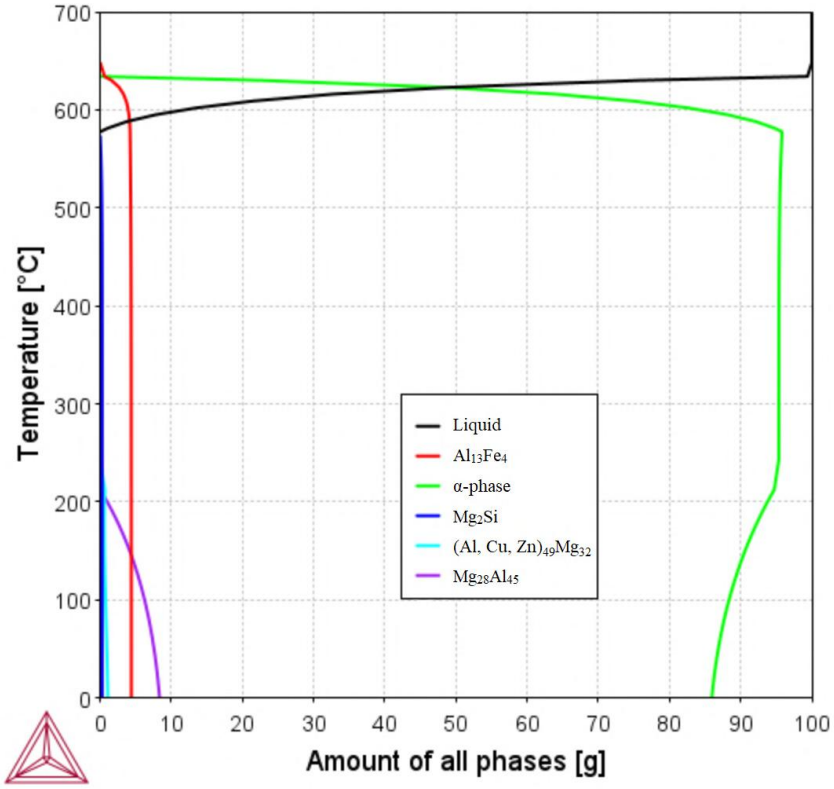
Aluminum alloy: 3,8Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,2Zn

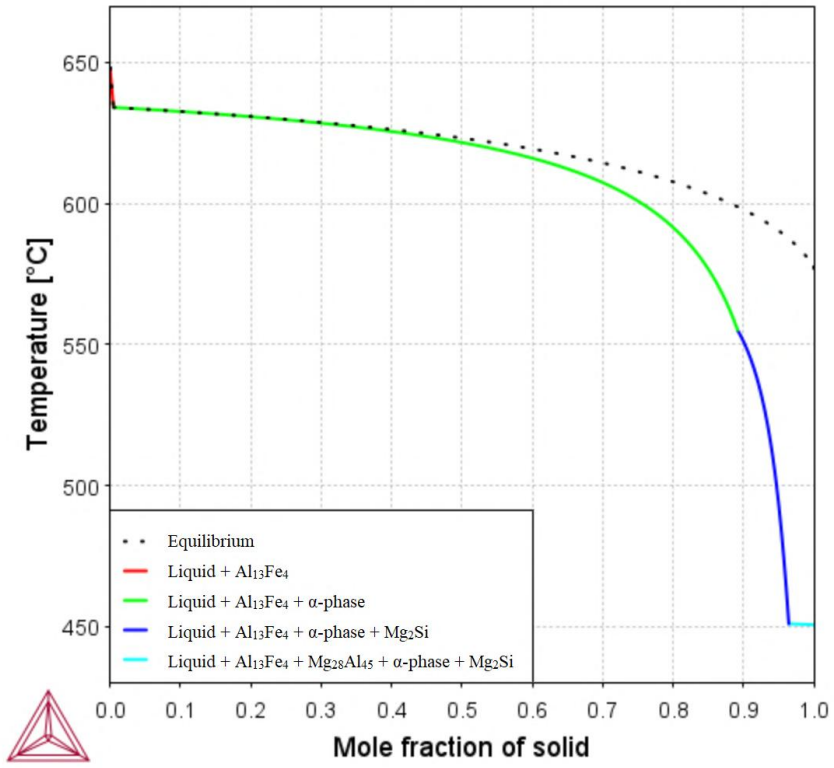




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
646,66	568,39	646,66	447,98	7,37	$5{,}0761 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2689 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5901 \cdot 10^{-7}$

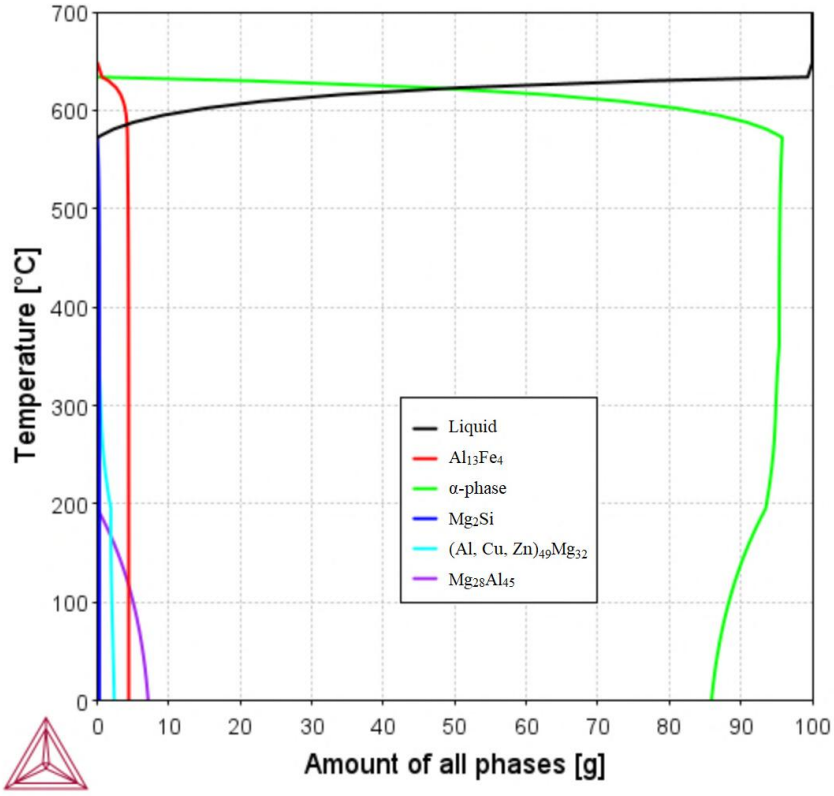
Aluminum alloy: 3,8Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Mn – 0,2Zn

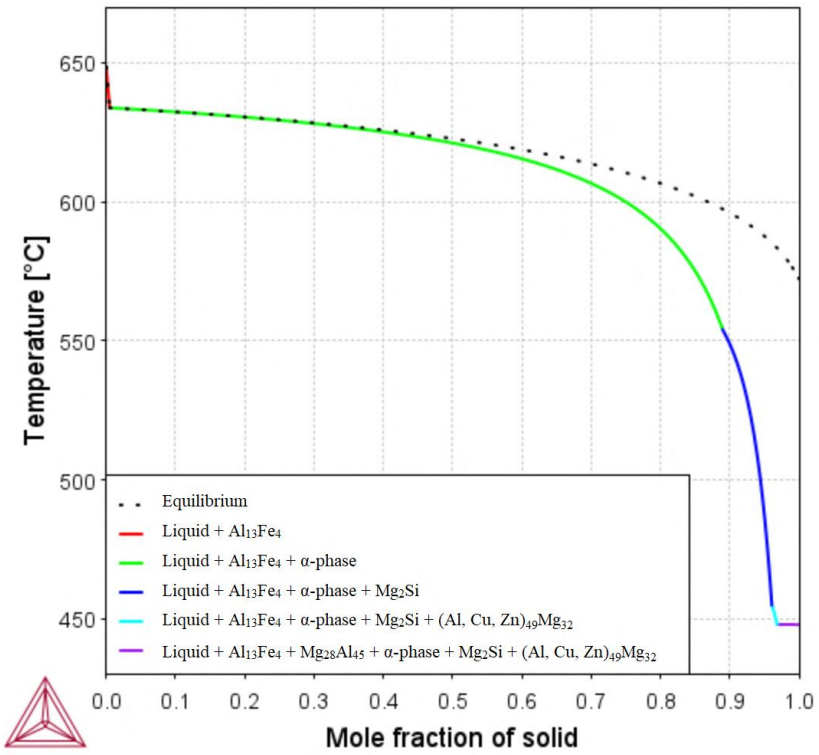




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
647,83	577,56	647,83	450,72	7,30	$5{,}0832 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2764 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5981 \cdot 10^{-7}$

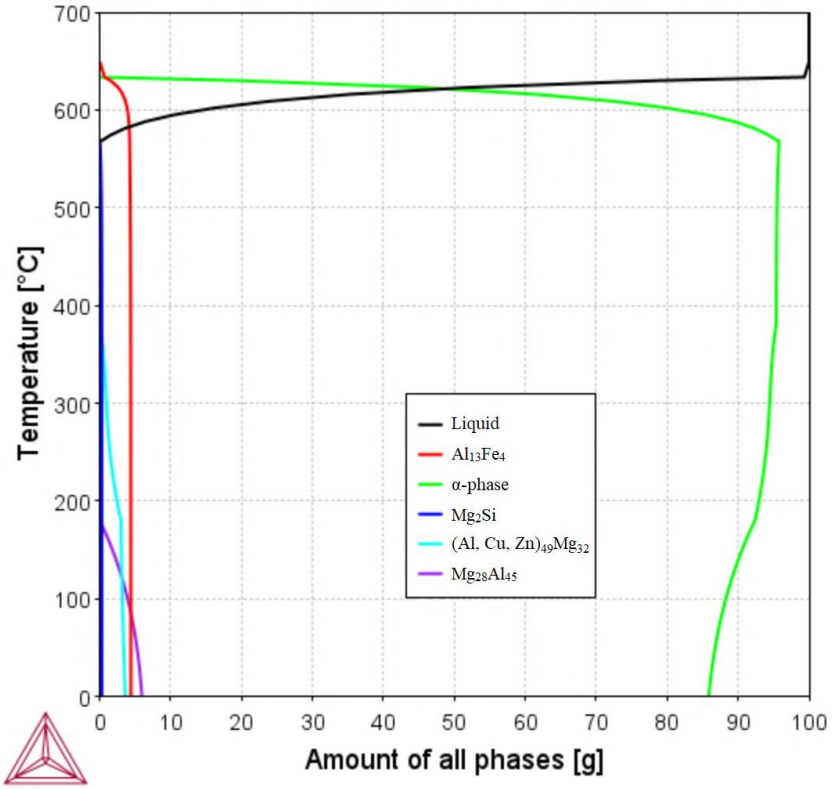
Aluminum alloy: 3,8Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,1Mn – 0,2Zn

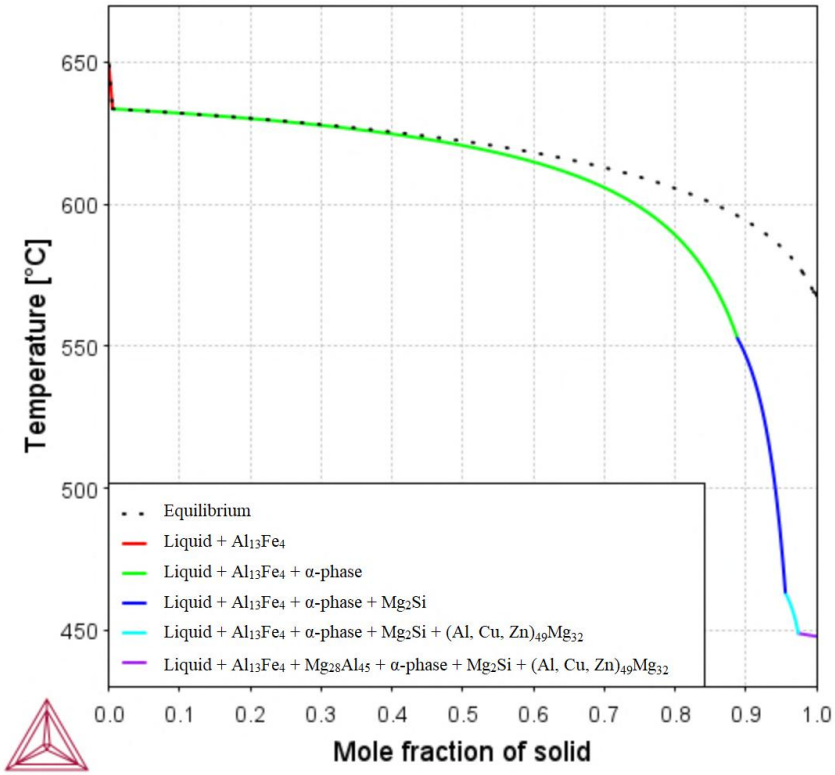




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
648,29	572,40	648,28	448,00	7,35	$5{,}0827 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2759 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5977 \cdot 10^{-7}$

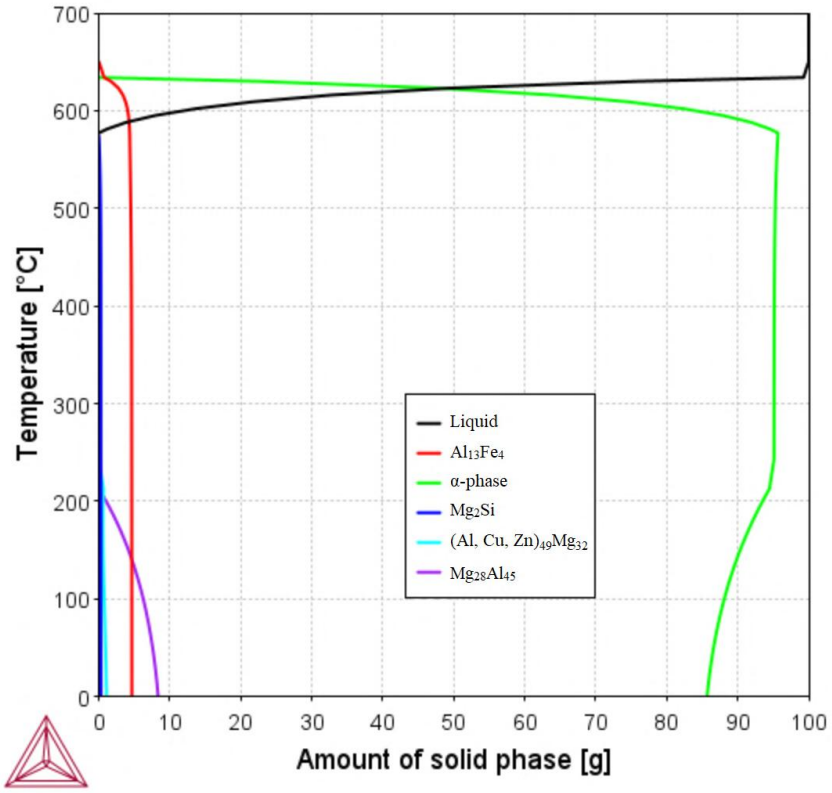
Aluminum alloy: 3,8Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,1Mn – 0,2Zn

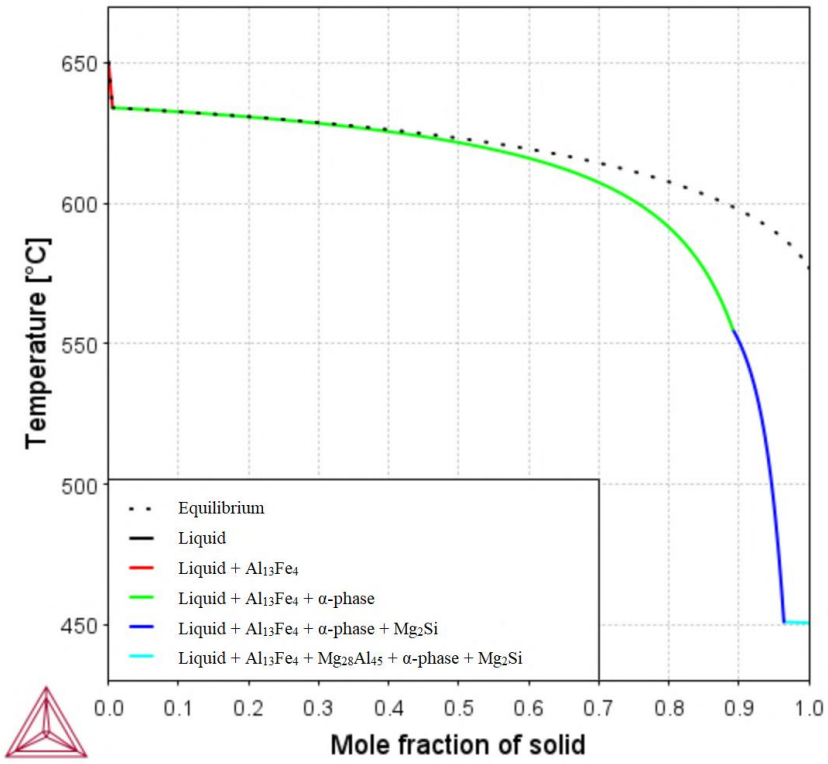




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
648,74	568,37	648,74	447,96	7,39	$5{,}0823 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2755 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5973 \cdot 10^{-7}$

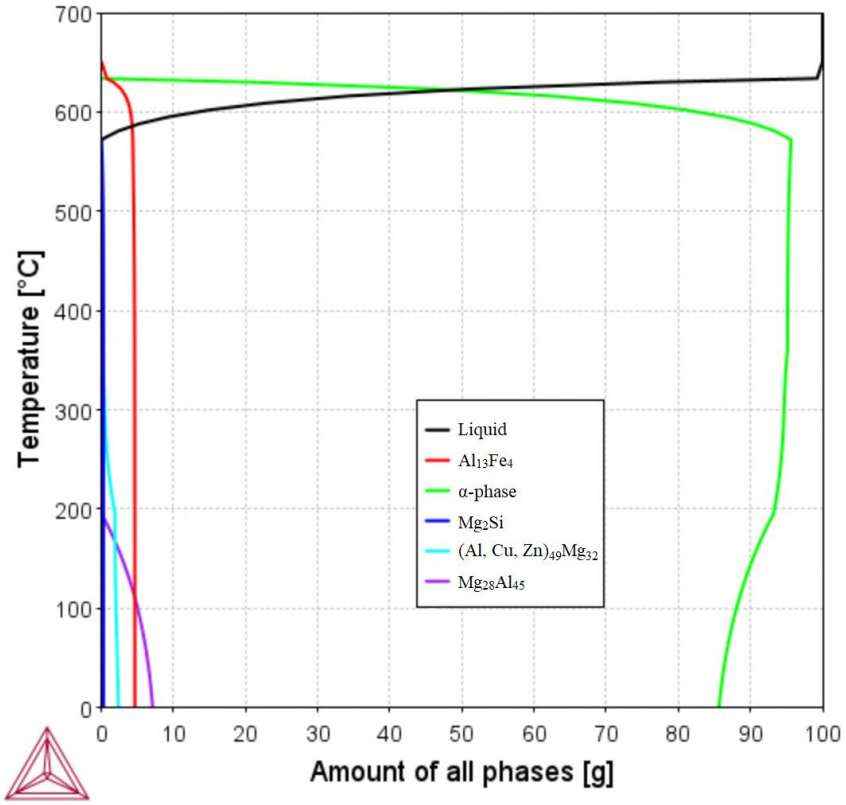
Aluminum alloy: 3,8Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Mn – 0,2Zn

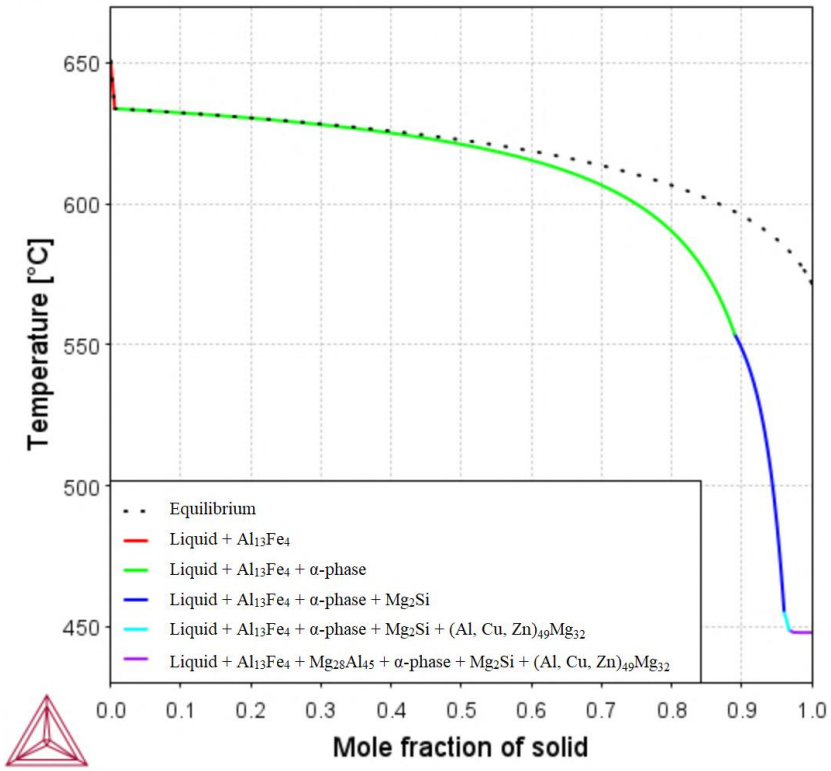




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,89	577,11	649,89	450,72	7,33	$5{,}0894 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2829 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6053 \cdot 10^{-7}$

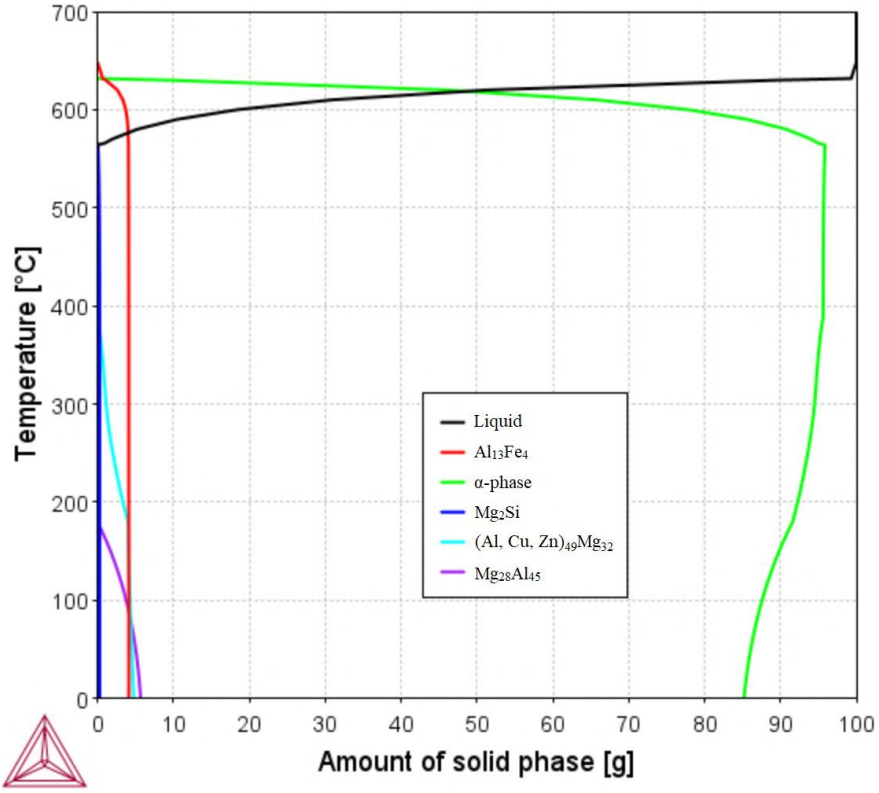
Aluminum alloy: 3,8Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,2Mn – 0,2Zn

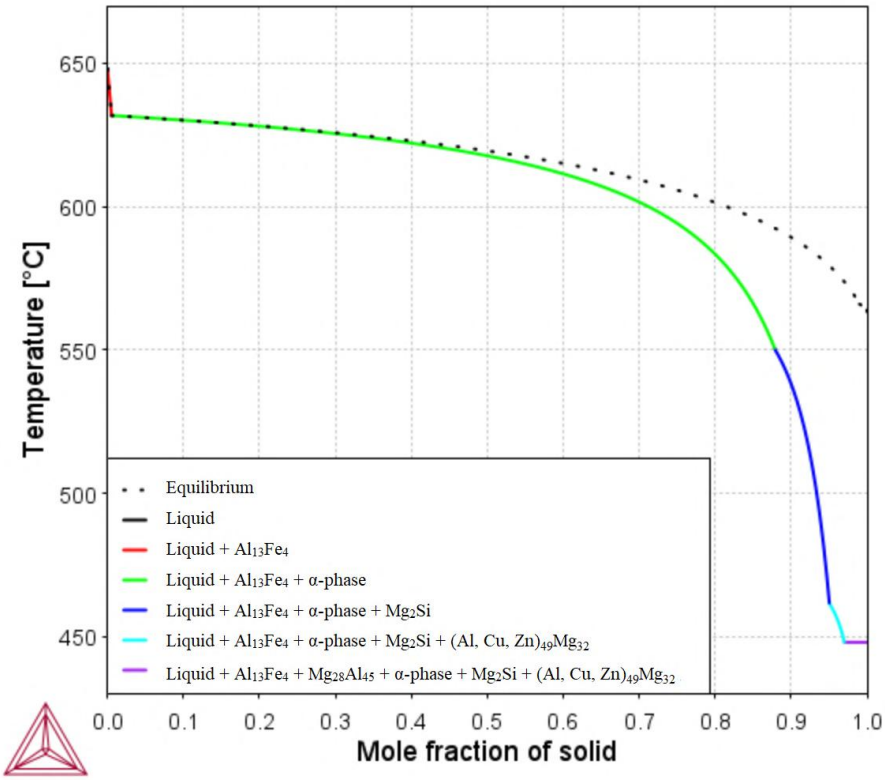




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,33	572,30	650,33	447,98	7,37	$5{,}0889 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2825 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6041 \cdot 10^{-7}$

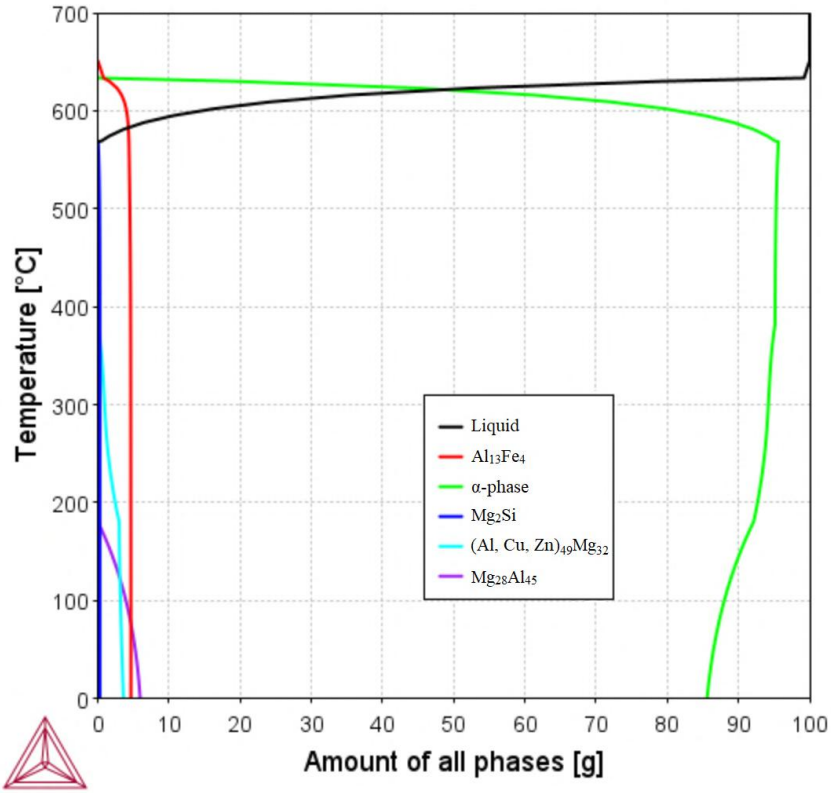
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,4Zn

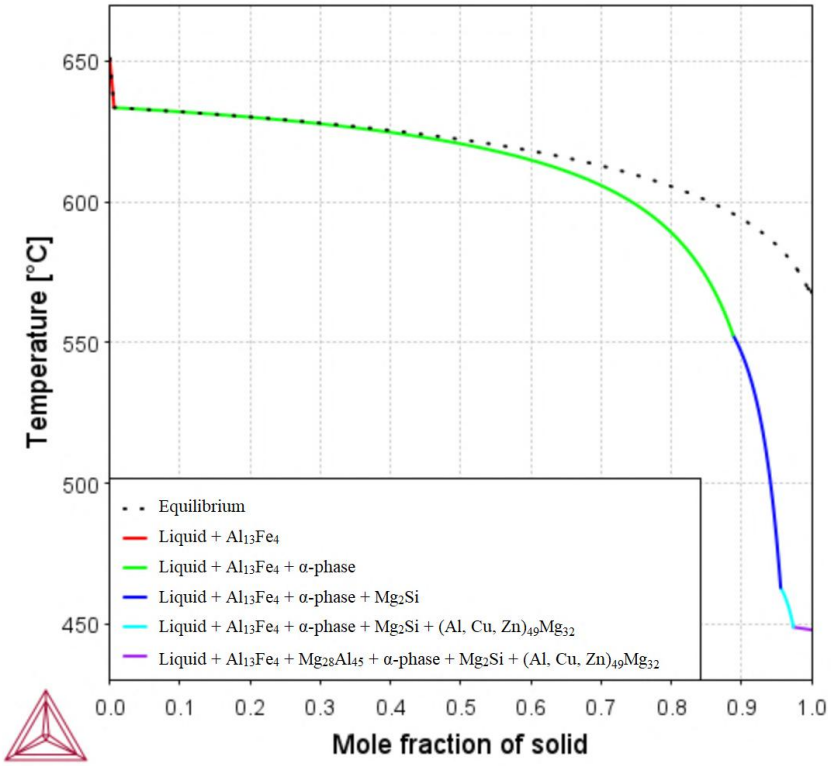




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
647,84	563,92	647,83	448,11	7,41	$5{,}0487 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2401 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5588 \cdot 10^{-7}$

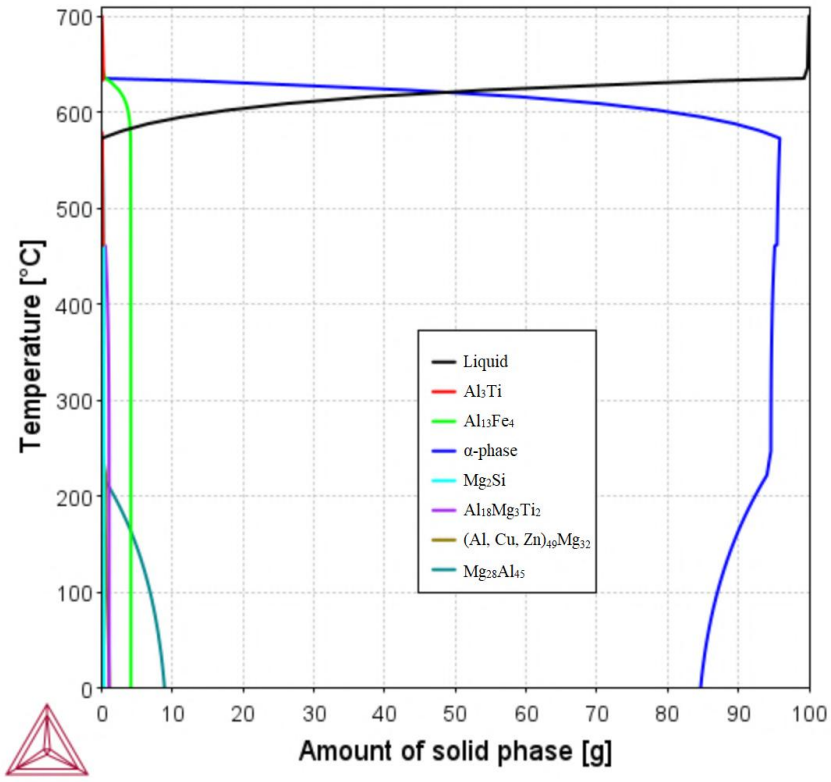
Aluminum alloy: 3,8Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,2Mn – 0,2Zn

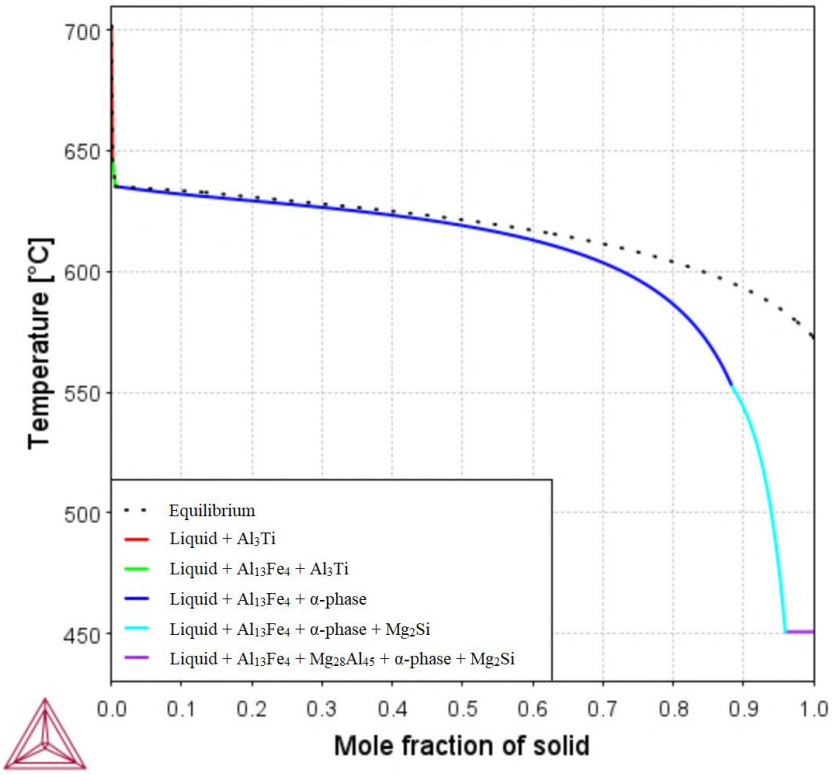




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,77	568,24	650,76	448,00	7,41	$5{,}0884 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2820 \cdot 10^{-7}$	$5{,}6027 \cdot 10^{-7}$

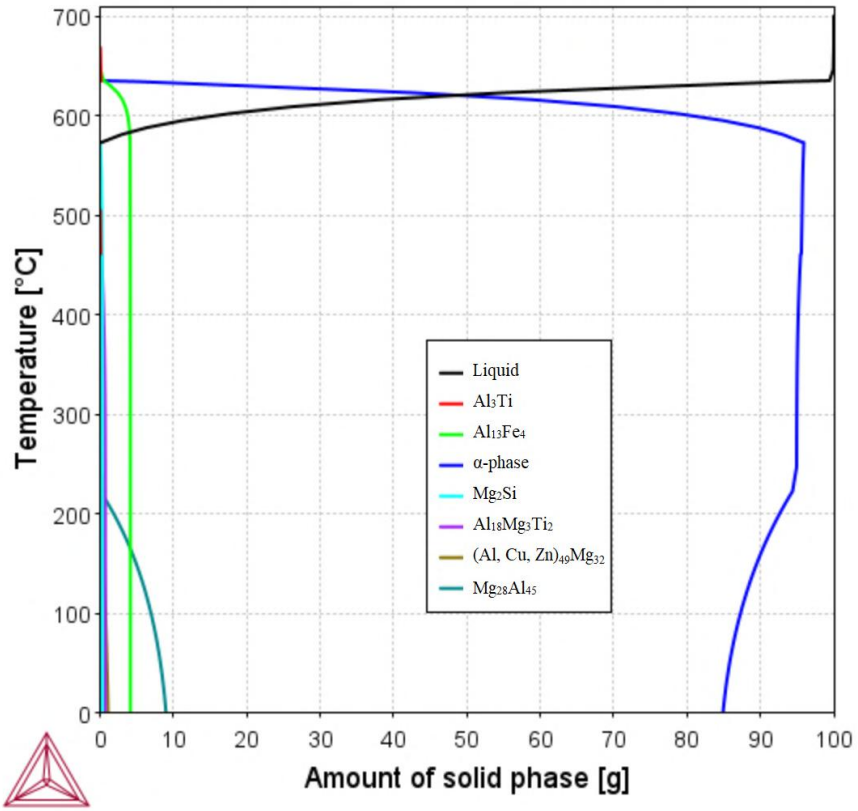
Aluminum alloy*:* 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Zn – 0,15Ti

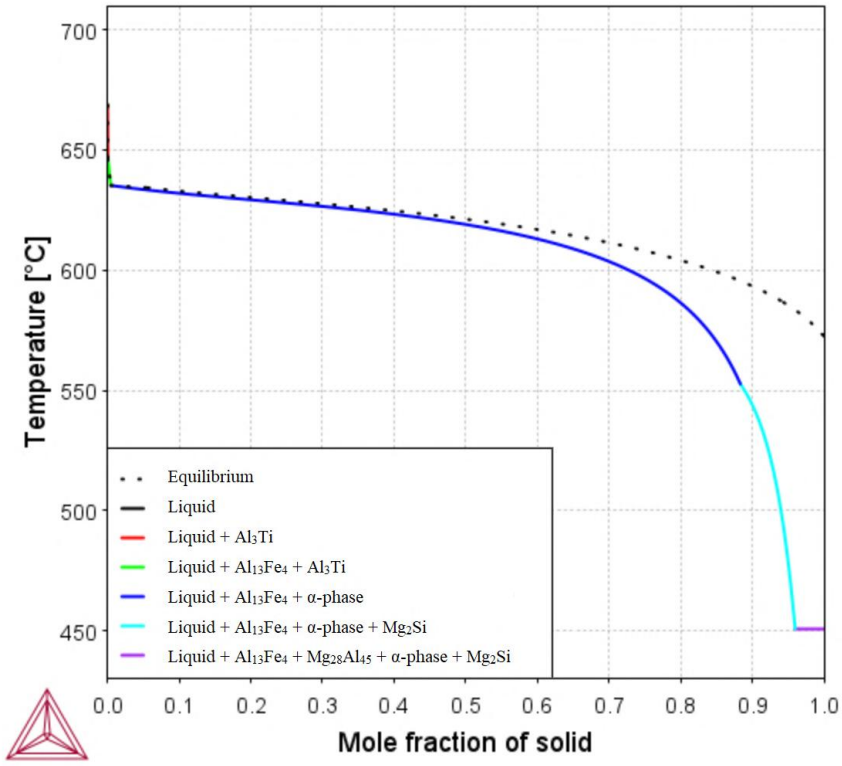




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
701,33	572,83	701,32	450,74	7,94	$5{,}0691 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2584 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5746 \cdot 10^{-7}$

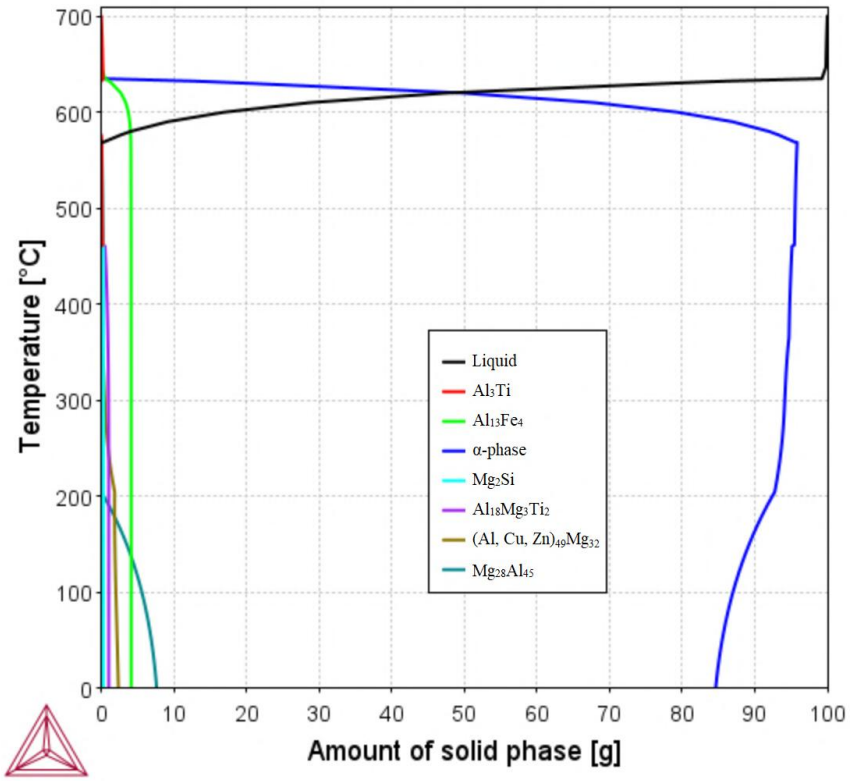
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Zn – 0,1Ti

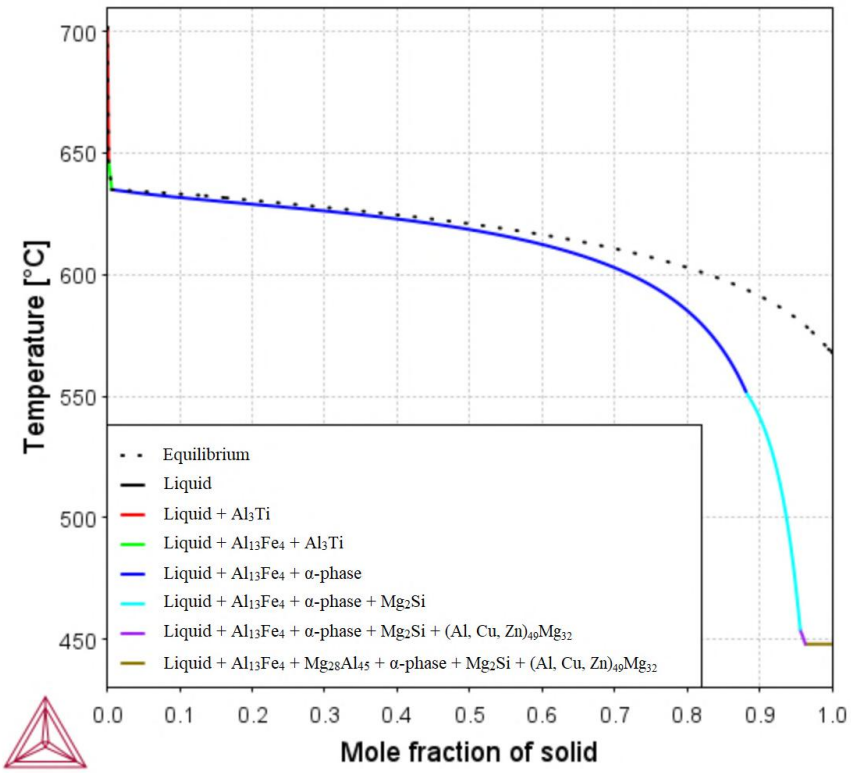




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
668,44	573,09	668,43	450,71	7,55	$5{,}0644 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2566 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5743 \cdot 10^{-7}$

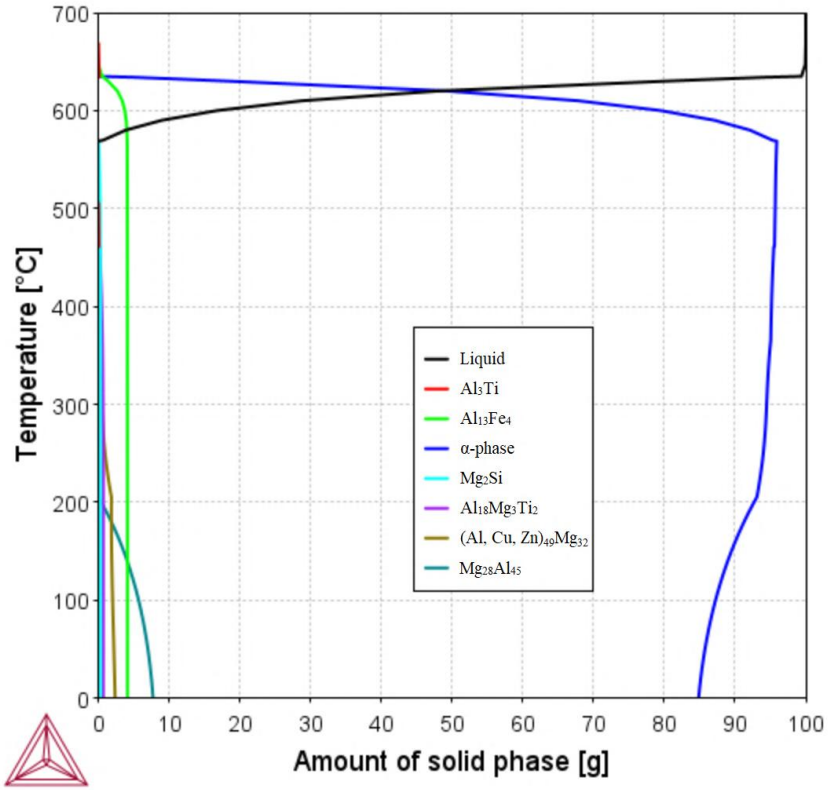
Aluminum alloy*:* 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,2Zn – 0,15Ti

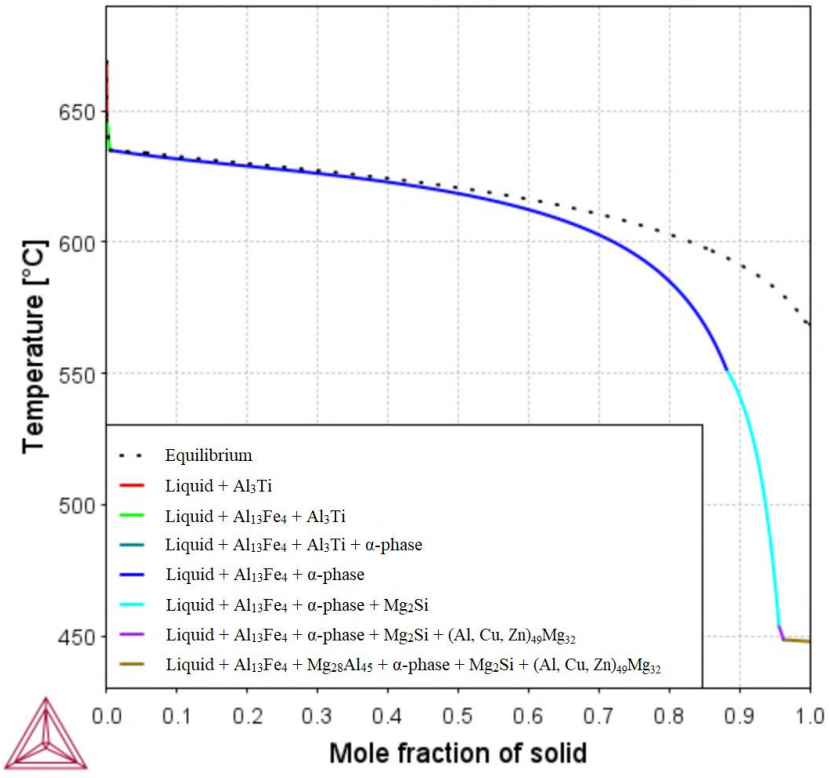




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
701,43	568,49	701,43	447,95	7,98	$5{,}0687 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2579 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5742 \cdot 10^{-7}$

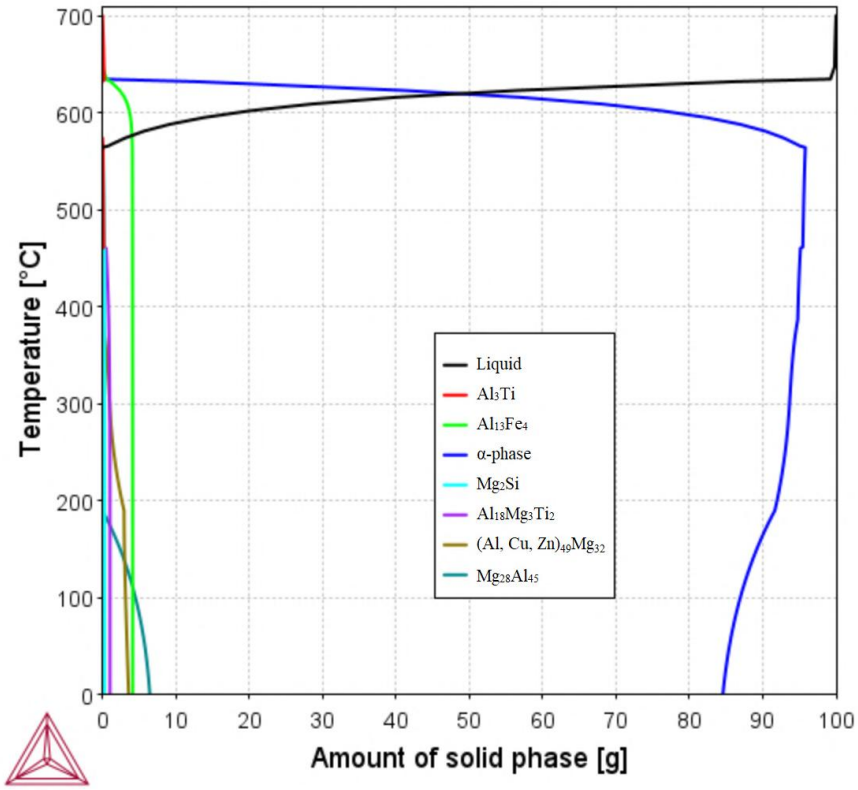
Aluminum alloy*:* 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,2Zn – 0,1Ti

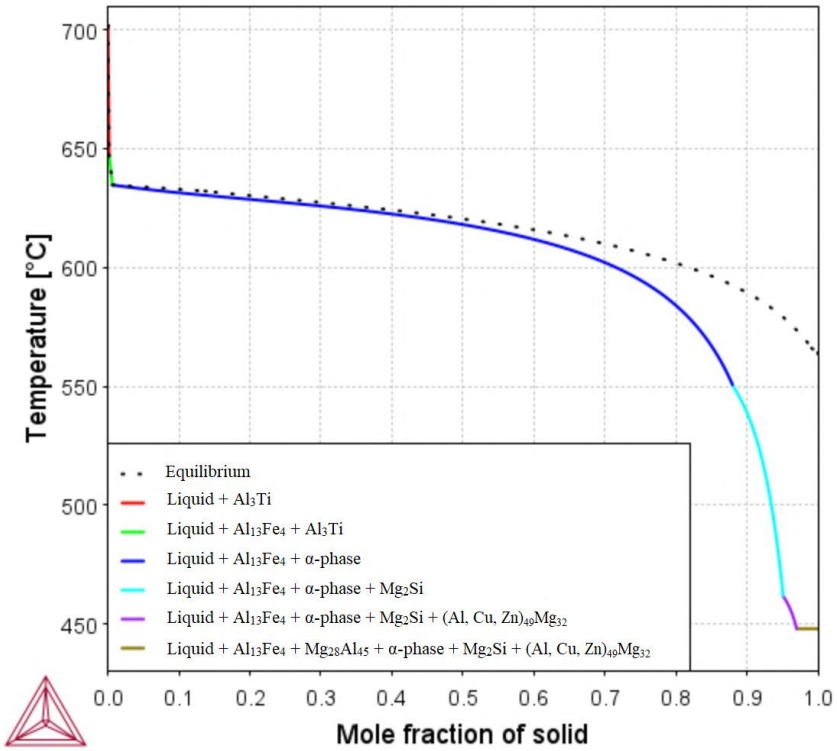




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
668,55	568,78	668,54	447,97	7,59	$5{,}0640 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2562 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5739 \cdot 10^{-7}$

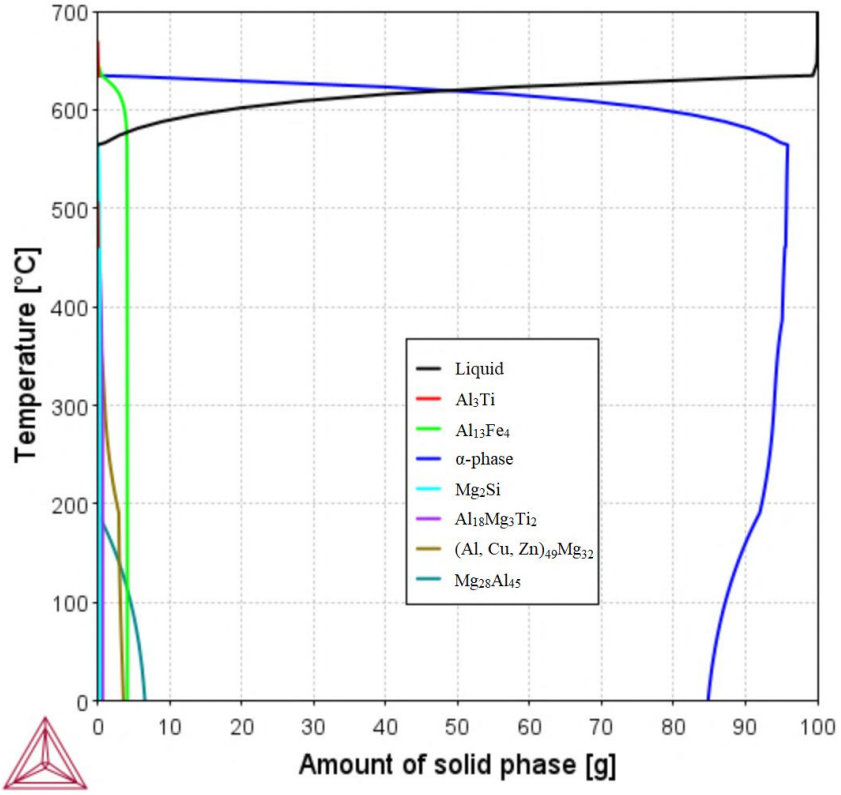
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,2Zn – 0,15Ti

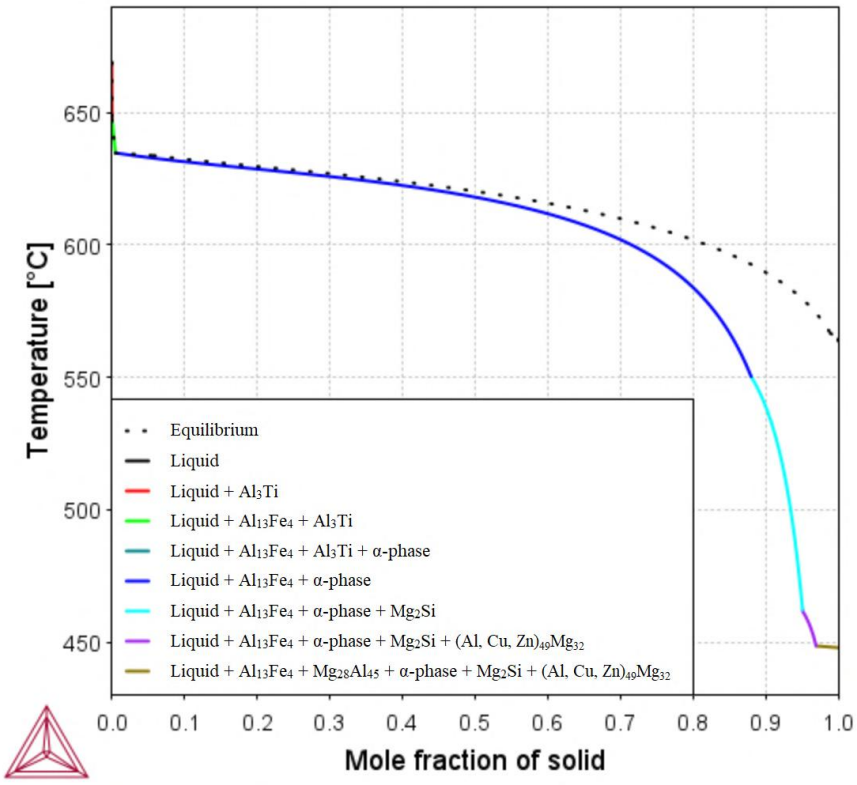




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
701,54	564,07	701,53	447,95	8,02	$5{,}0682 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2575 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5738 \cdot 10^{-7}$

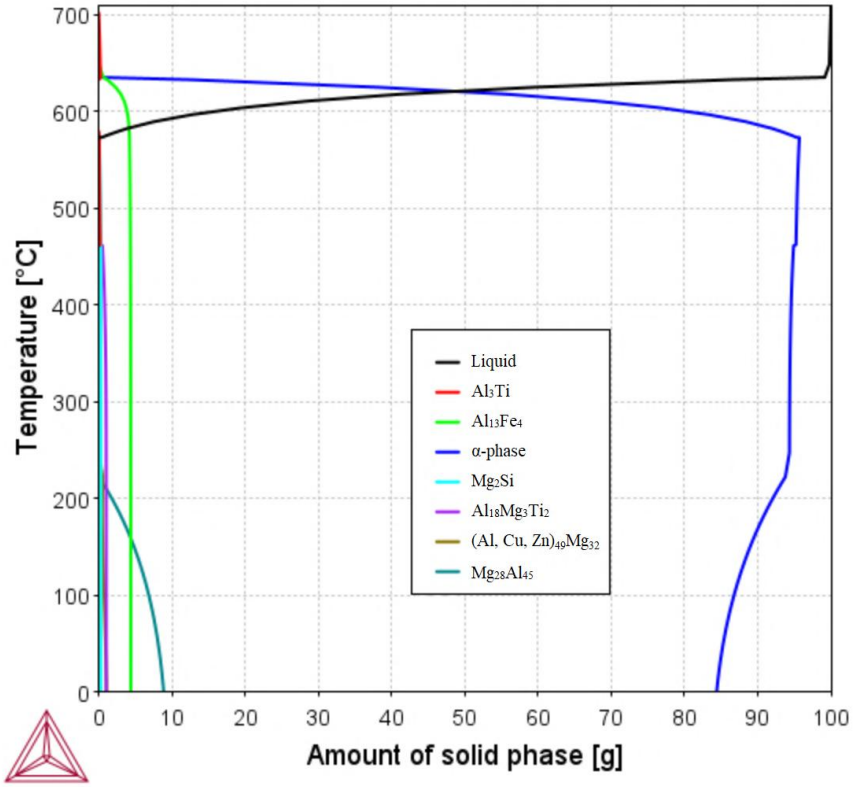
Aluminum alloy*:* 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,2Zn – 0,1Ti

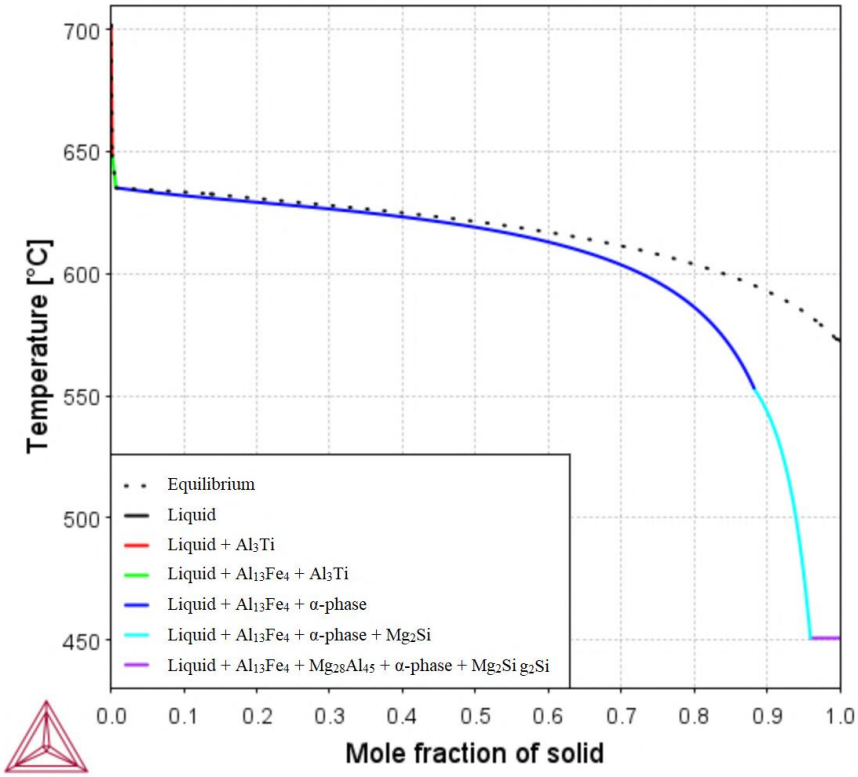




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
668,65	564,39	668,65	447,97	7,62	$5{,}0635 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2558 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5736 \cdot 10^{-7}$

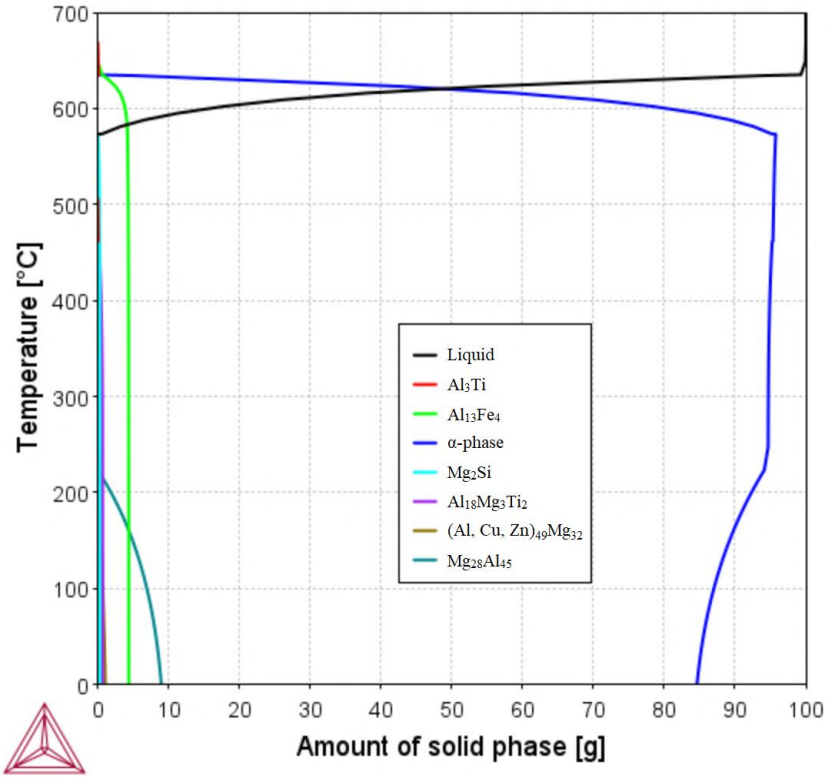
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Mn – 0,2Zn – 0,15Ti

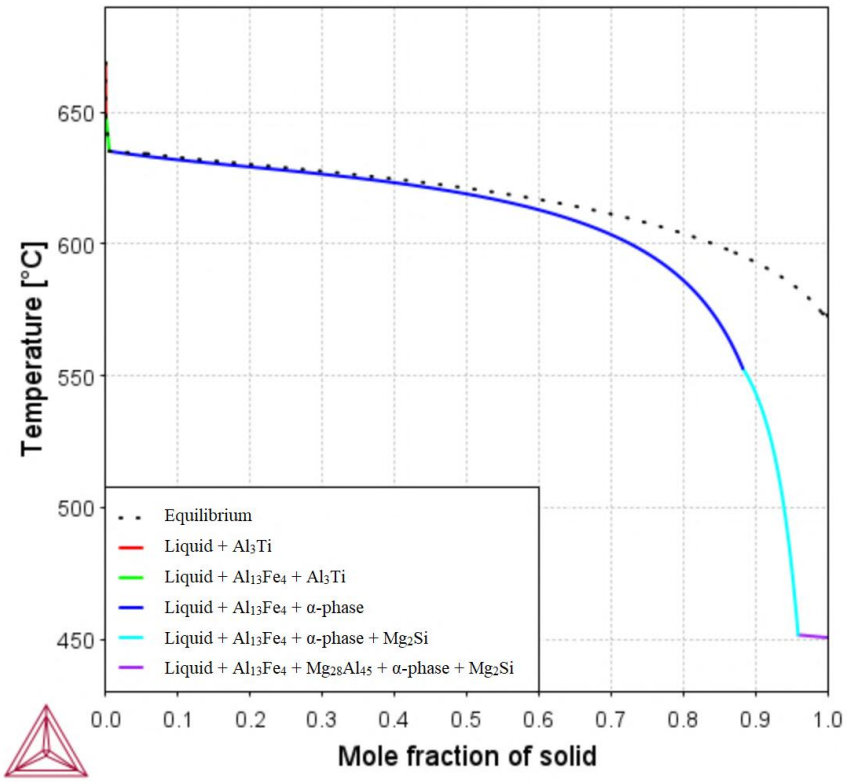




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
701,45	572,82	701,45	450,70	7,95	$5{,}0752 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2649 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5818 \cdot 10^{-7}$

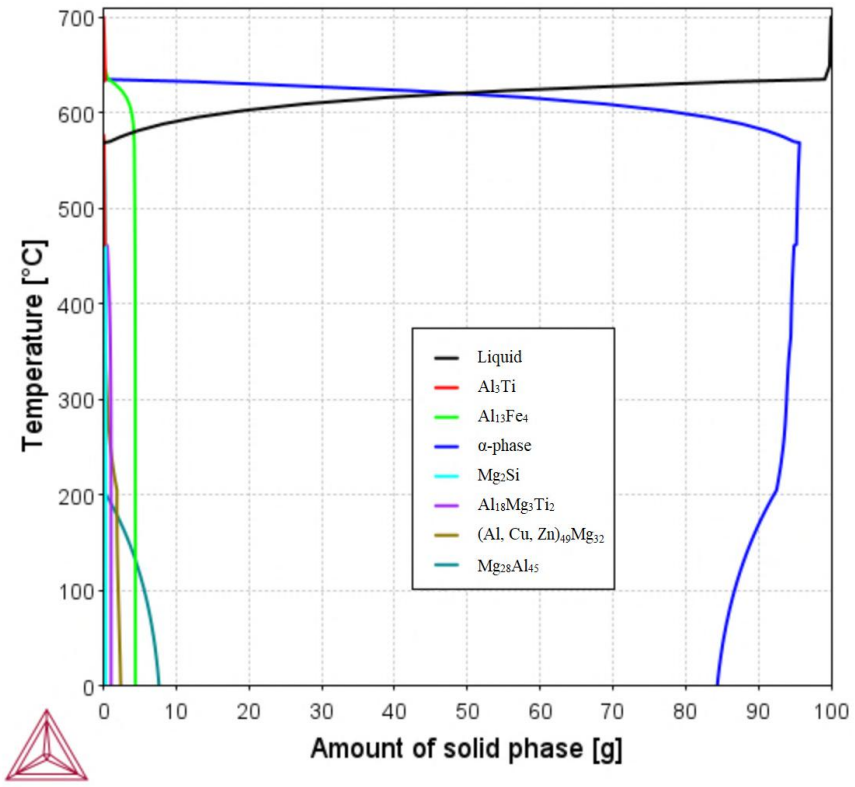
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Mn – 0,2Zn – 0,1Ti

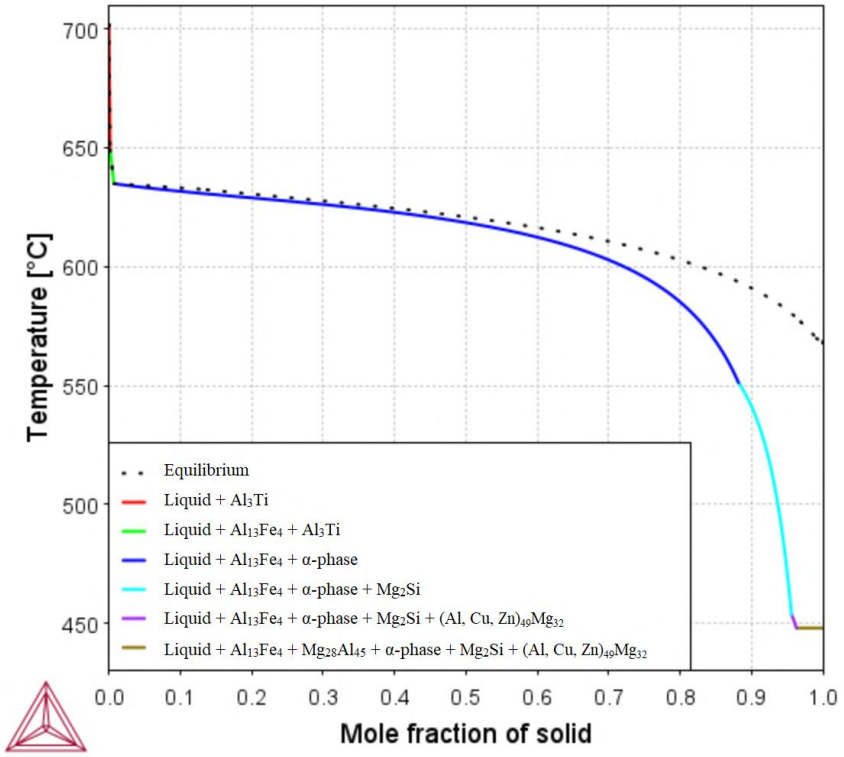




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
668,57	573,08	668,56	450,71	7,55	$5{,}0705 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2631 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5815 \cdot 10^{-7}$

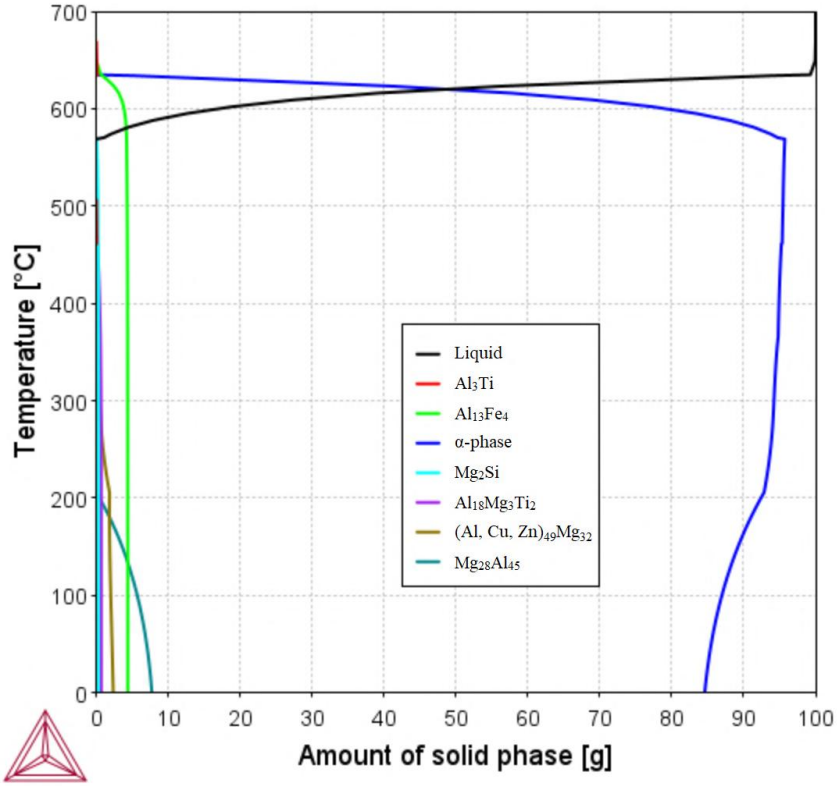
Aluminum alloy*:* 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,1Mn – 0,2Zn – 0,15Ti

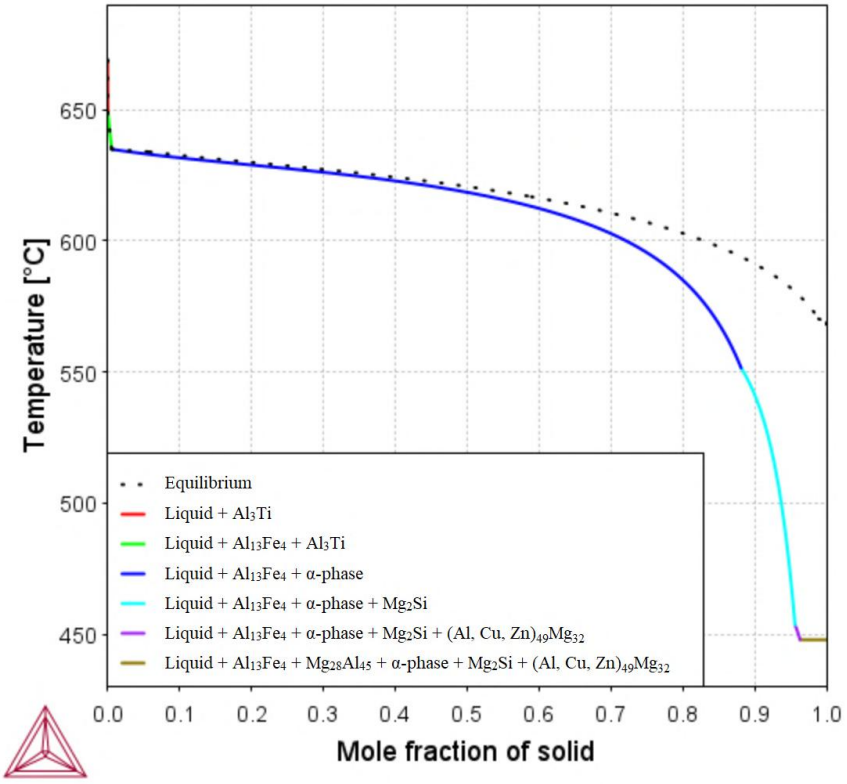




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
701,56	568,45	701,55	447,97	7,98	$5{,}0748 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2645 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5814 \cdot 10^{-7}$

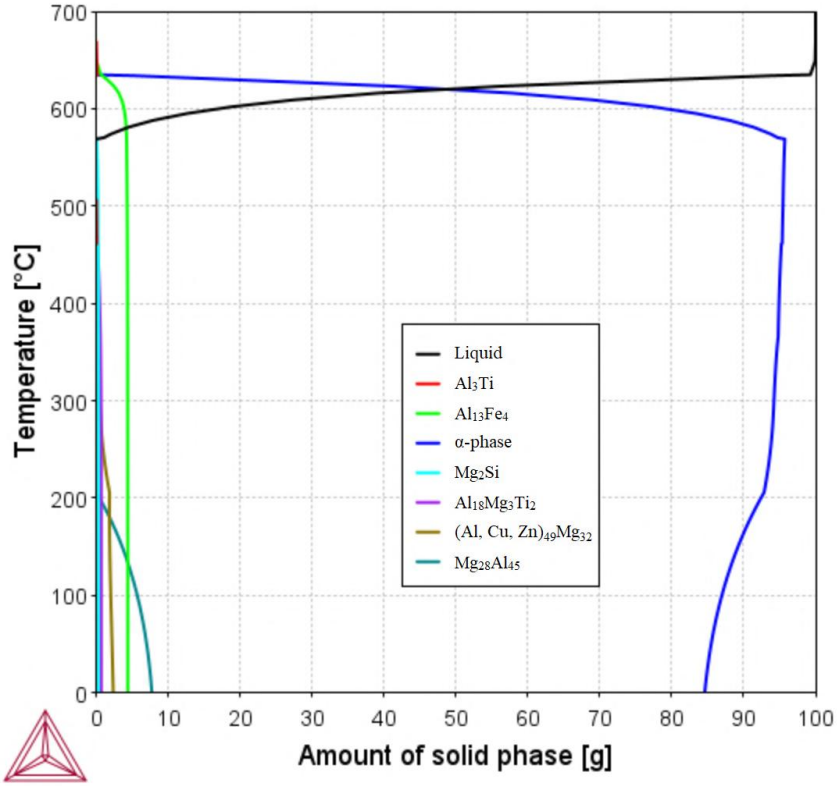
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,1Mn – 0,2Zn – 0,1Ti

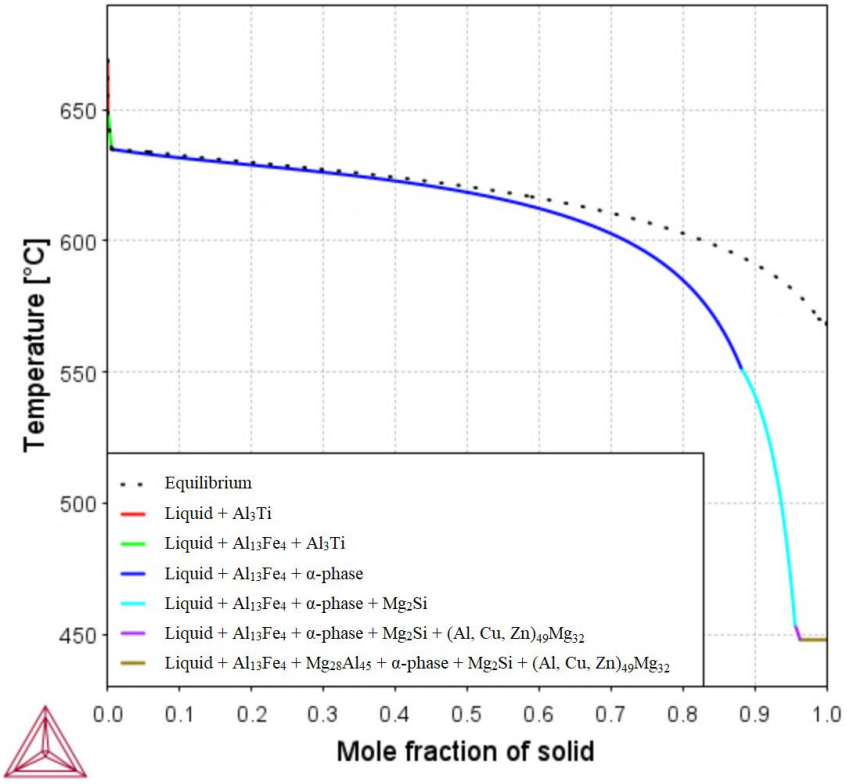




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
668,68	568,74	668,67	447,96	7,59	$5{,}0701 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2627 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5811 \cdot 10^{-7}$

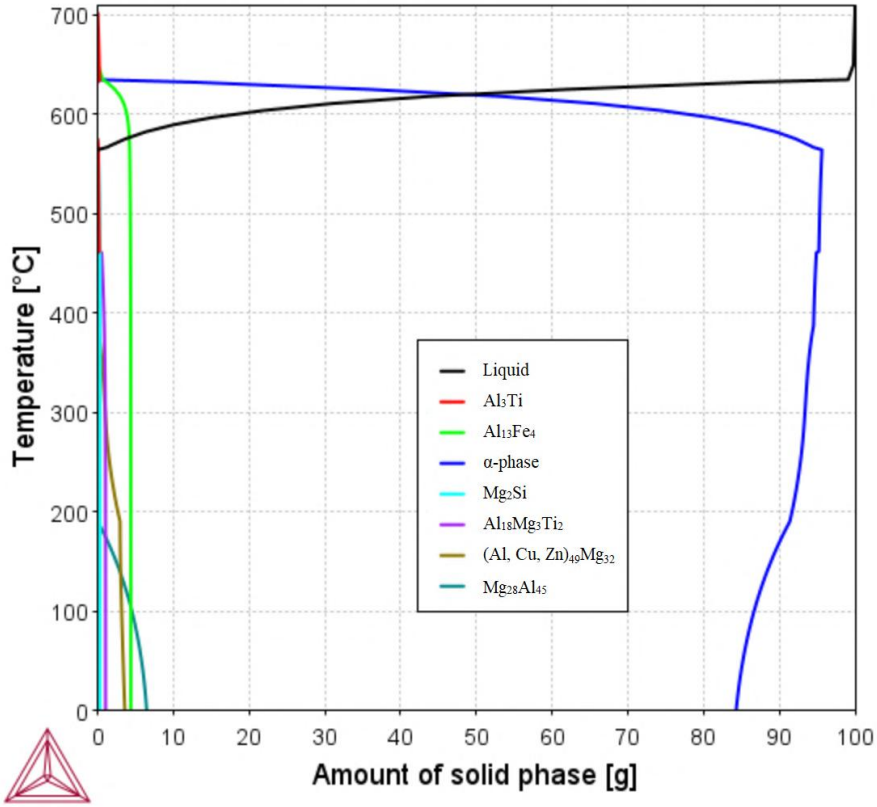
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,1Mn – 0,2Zn – 0,1Ti

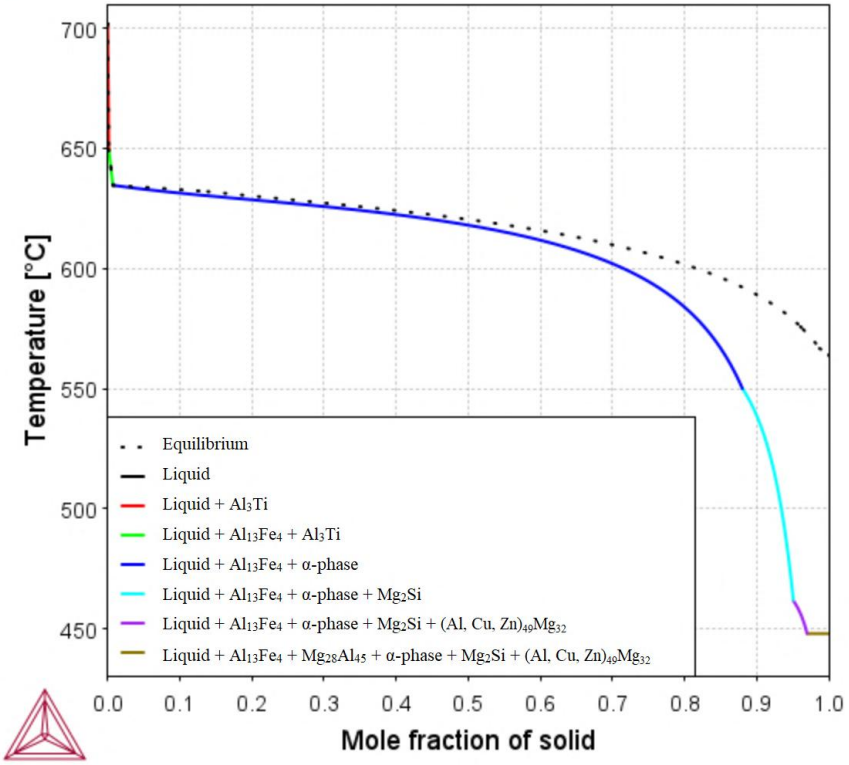




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
668,68	568,74	668,67	447,96	7,59	$5{,}0701 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2627 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5811 \cdot 10^{-7}$

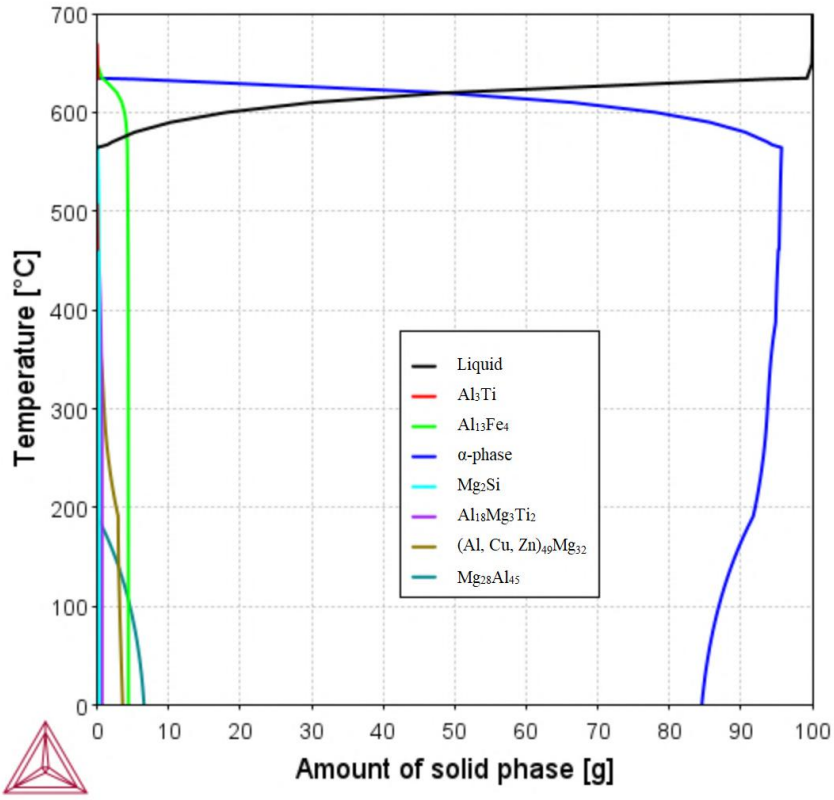
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,1Mn – 0,2Zn – 0,15Ti

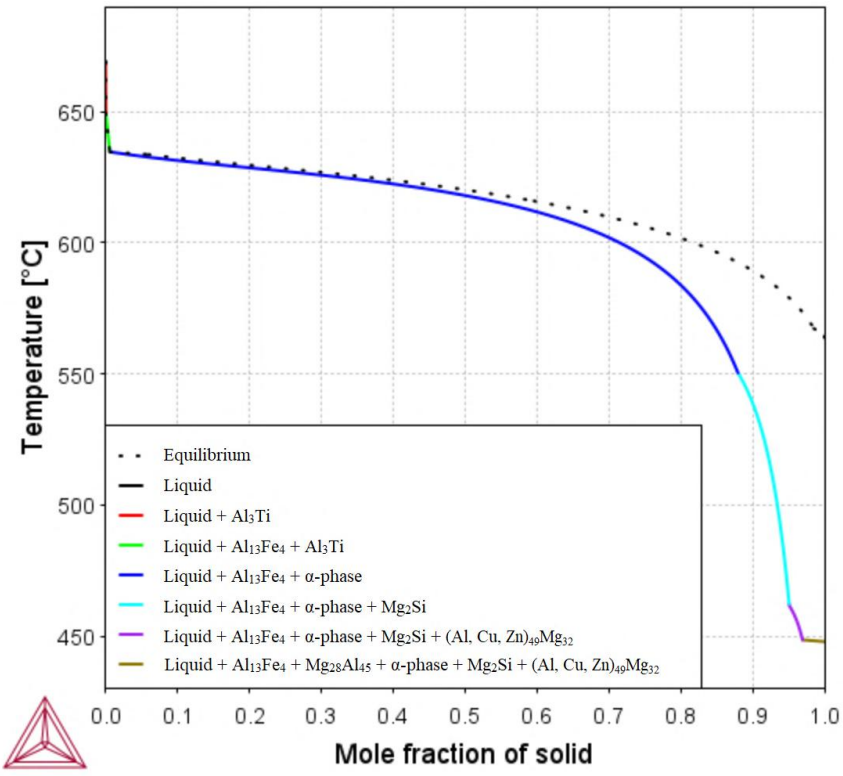




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
701,66	564,00	701,66	447,95	8,02	$5{,}0744 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2641 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5810 \cdot 10^{-7}$

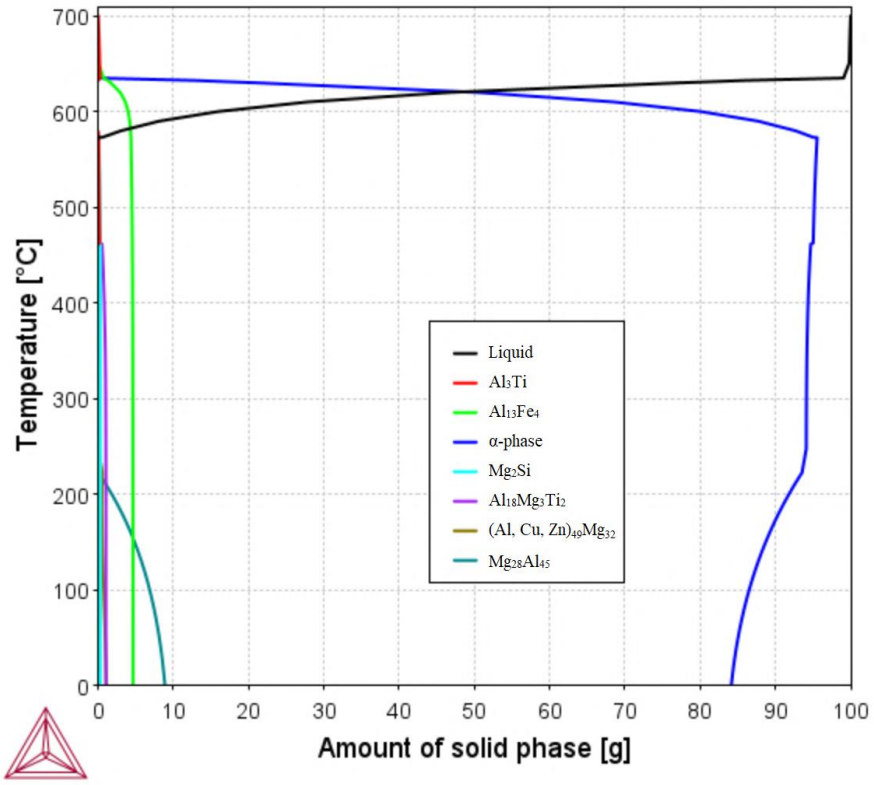
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,1Mn – 0,2Zn – 0,1Ti

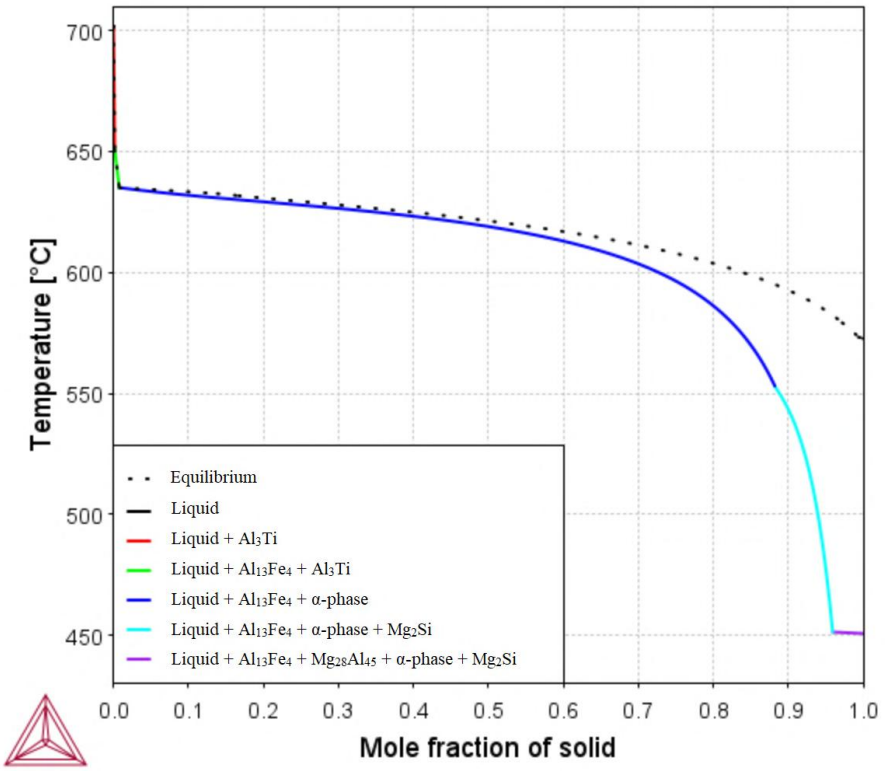




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
668,79	564,33	668,78	447,98	7,62	$5{,}0697 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2623 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5808 \cdot 10^{-7}$

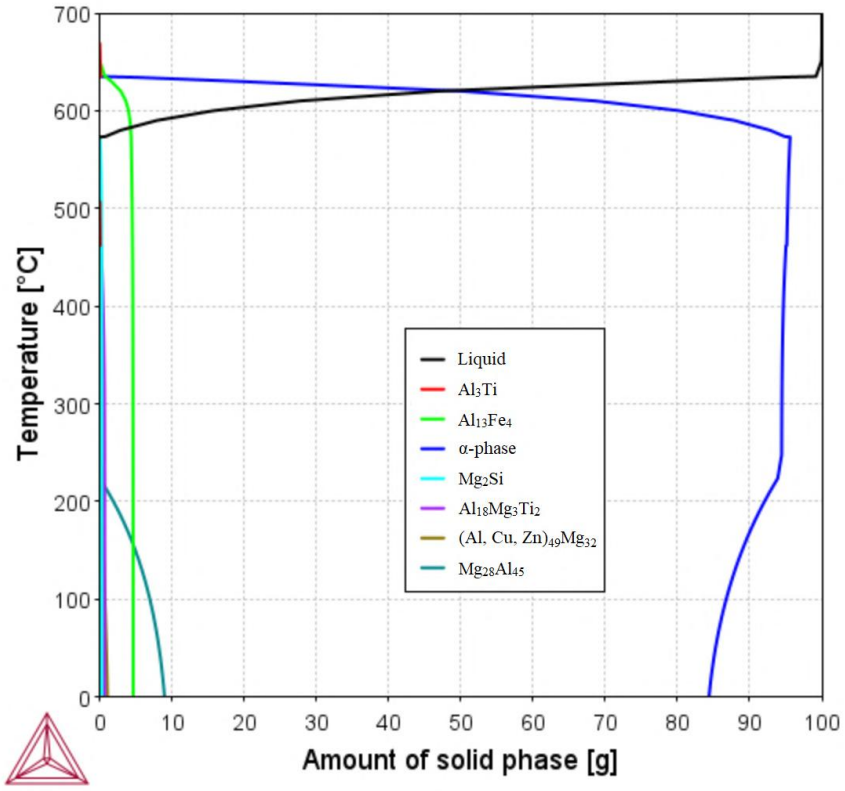
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1 Si – 1,6Fe – 0,2Mn – 0,2Zn – 0,15Ti

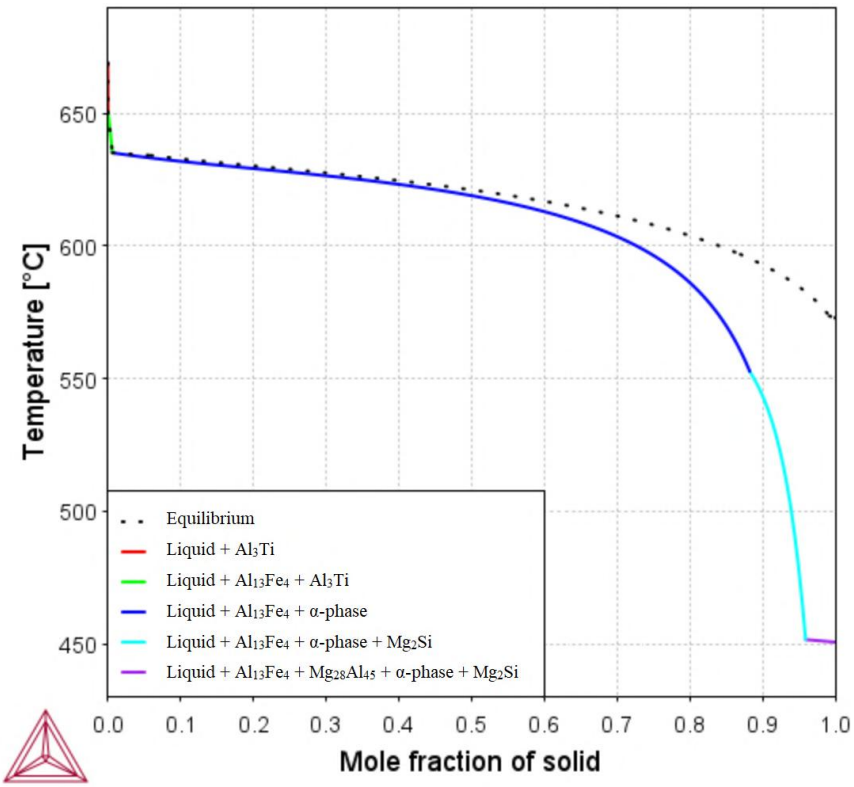




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
701,57	572,70	701,57	450,73	7,94	$5{,}0814 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2714 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5873 \cdot 10^{-7}$

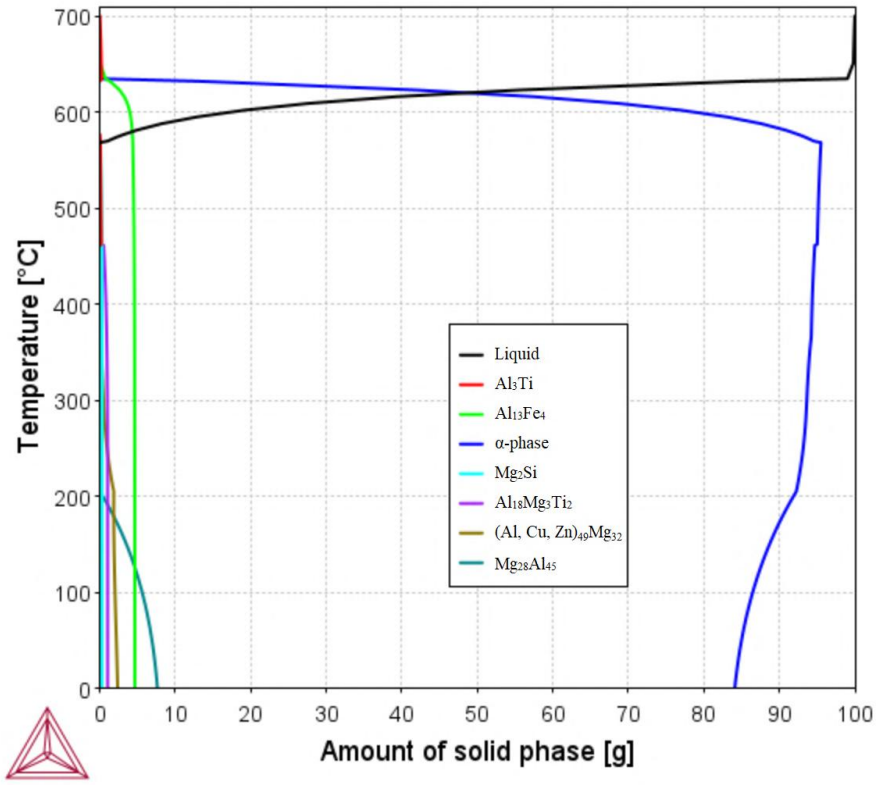
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1 Si – 1,6Fe – 0,2Mn – 0,2Zn – 0,1Ti

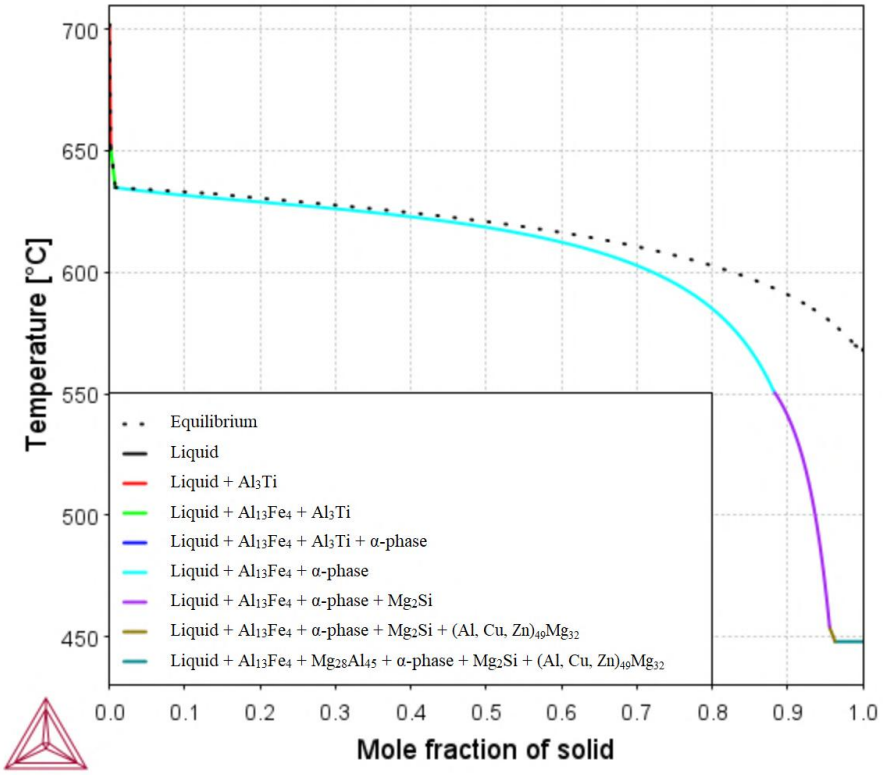




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
668,70	572,97	668,70	450,71	7,55	$5{,}0767 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2696 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5874 \cdot 10^{-7}$

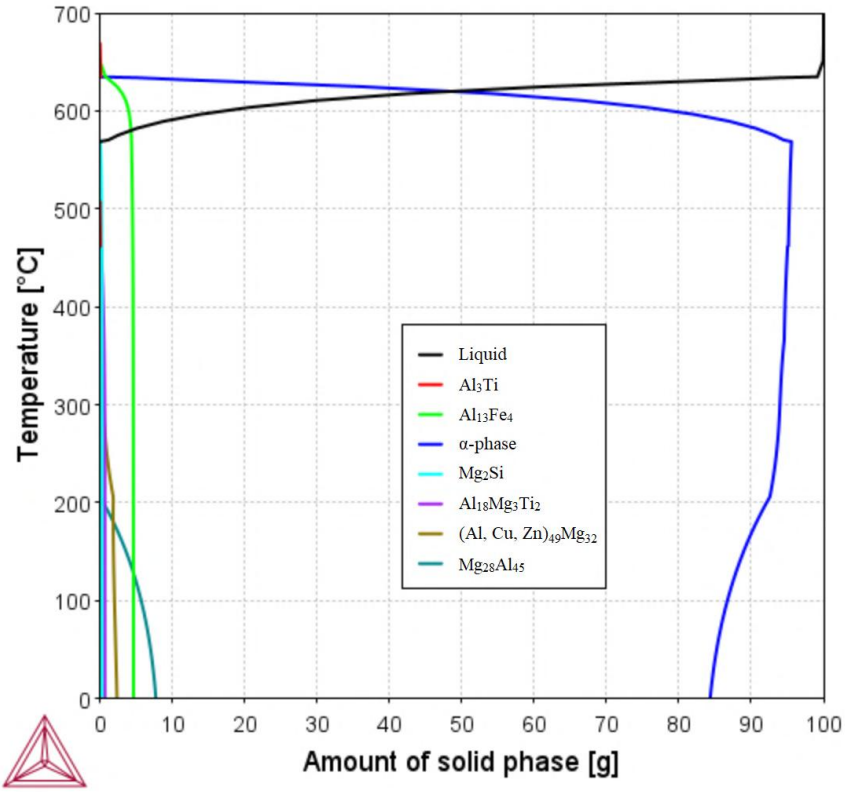
Aluminum alloy*:* 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,2Mn – 0,2Zn – 0,15Ti

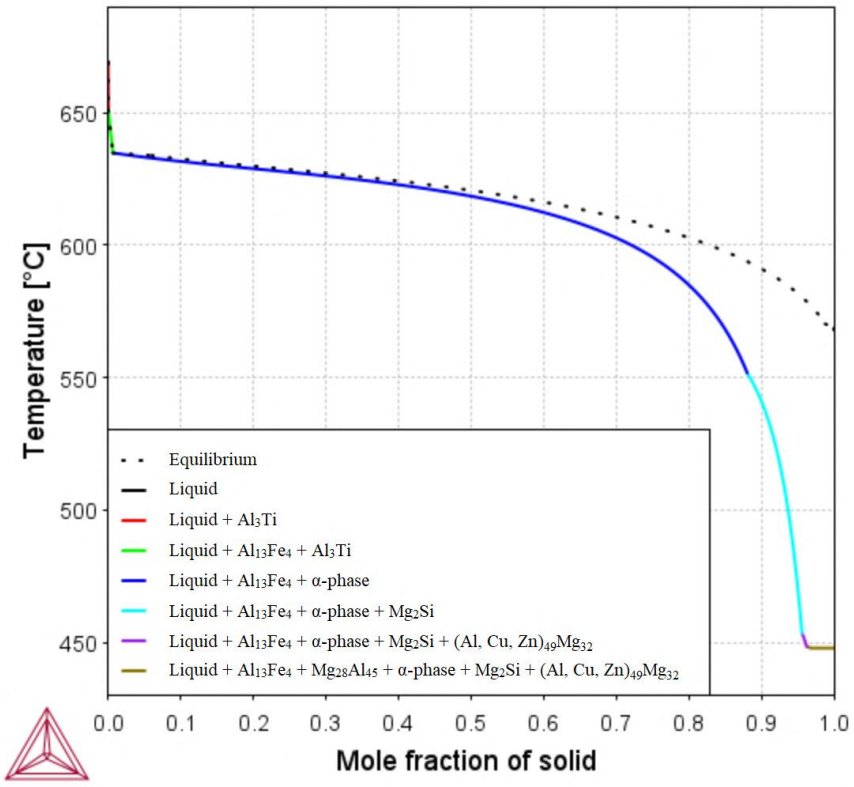




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
701,68	568,30	701,67	447,97	7,98	$5{,}0809 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2710 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5859 \cdot 10^{-7}$

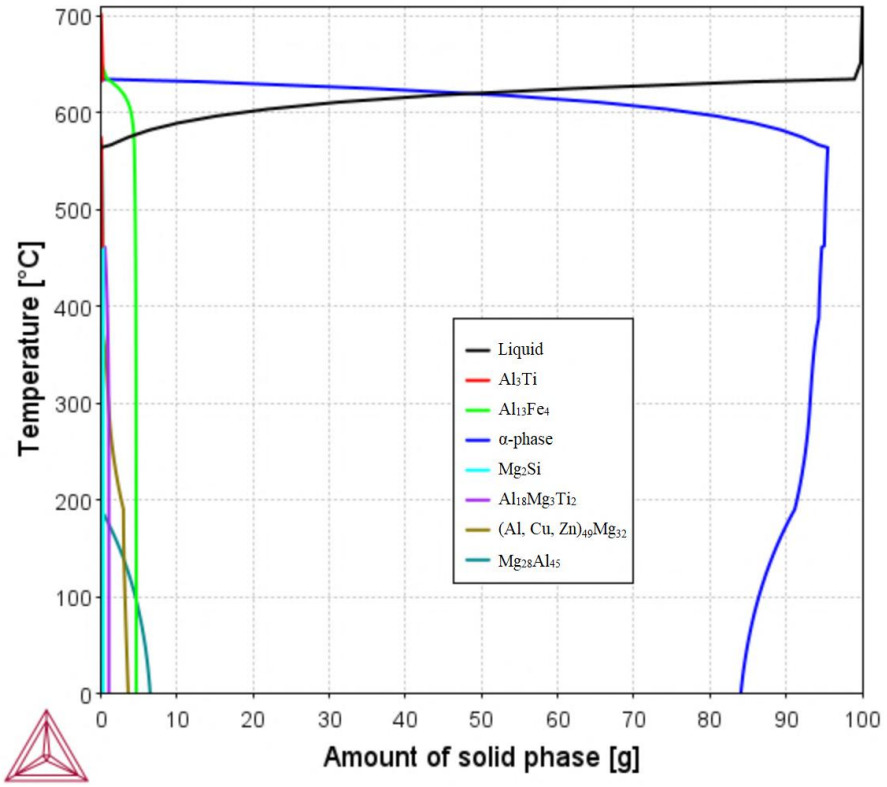
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,1Cu – 0,2Mn – 0,2Zn – 0,1Ti

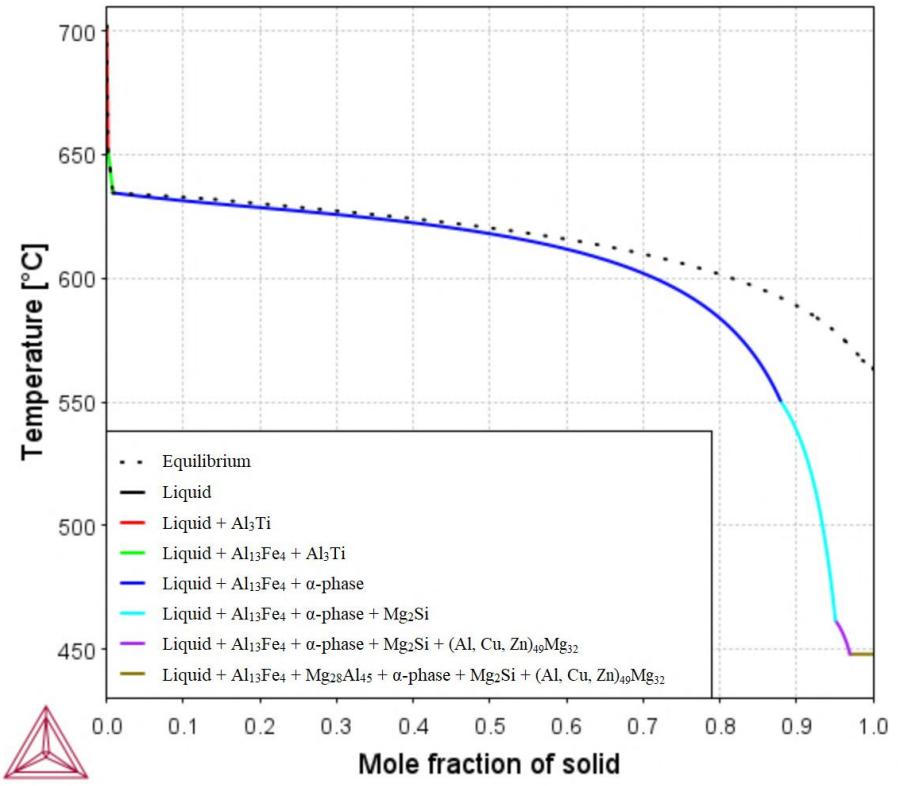




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
668,81	568,60	668,80	447,96	7,59	$5{,}0763 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2692 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5860 \cdot 10^{-7}$

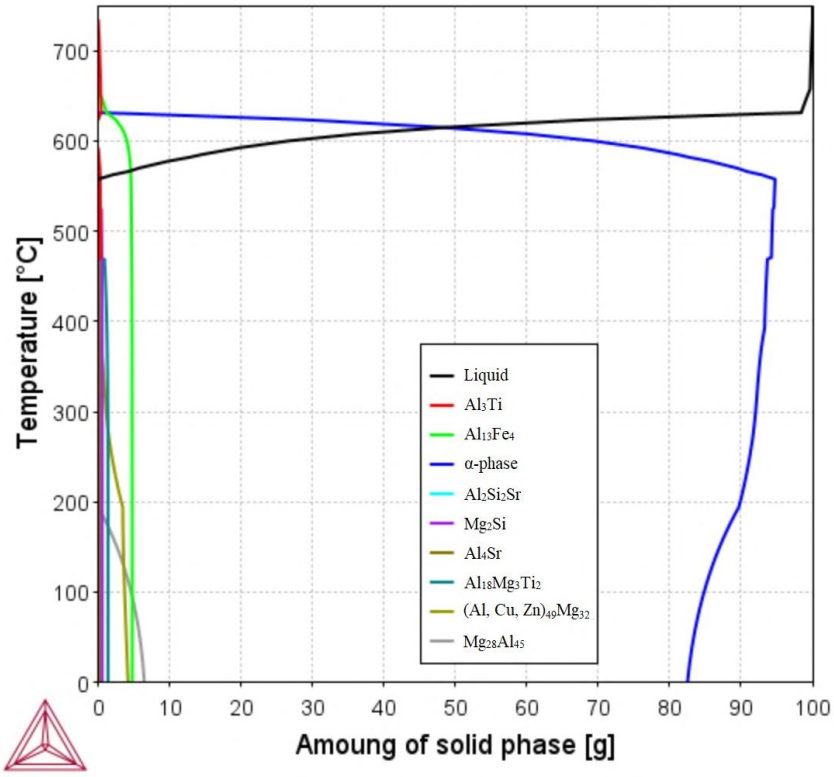
Aluminum alloy: 4,1Mg – 0,1Si – 1,6Fe – 0,2Cu – 0,2Mn – 0,2Zn – 0,15Ti

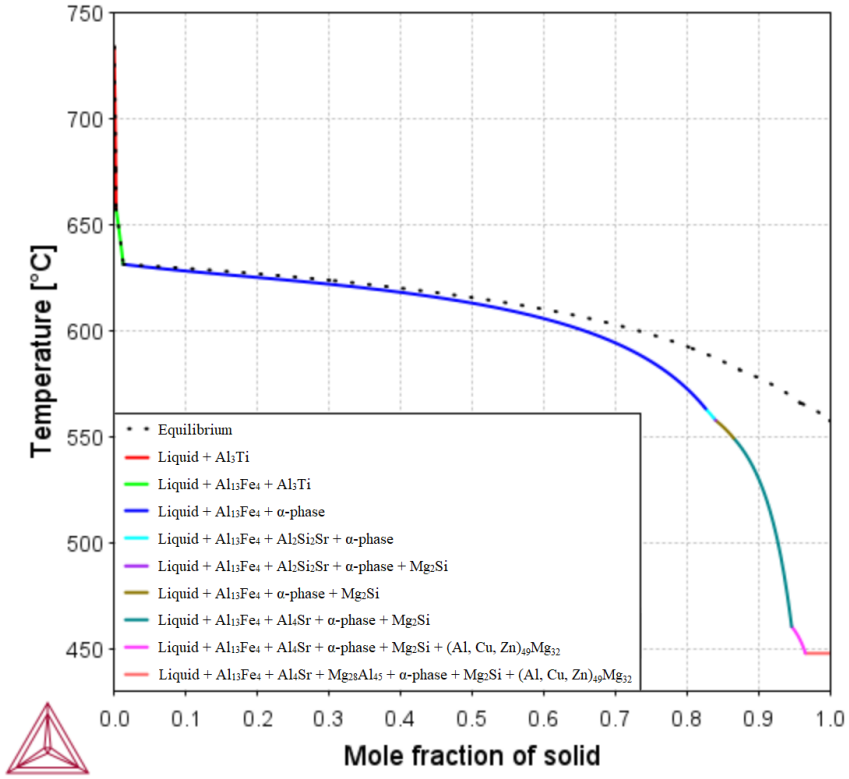




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
701,79	563,82	701,78	447,96	8,02	$5{,}0805 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2706 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5845 \cdot 10^{-7}$

Aluminum alloy: 4,5Mg – 0,2Si – 0,15Mn – 0,3Zn – 0,17Fe – 0,2Cu – 0,2Ti – 0,1Sr





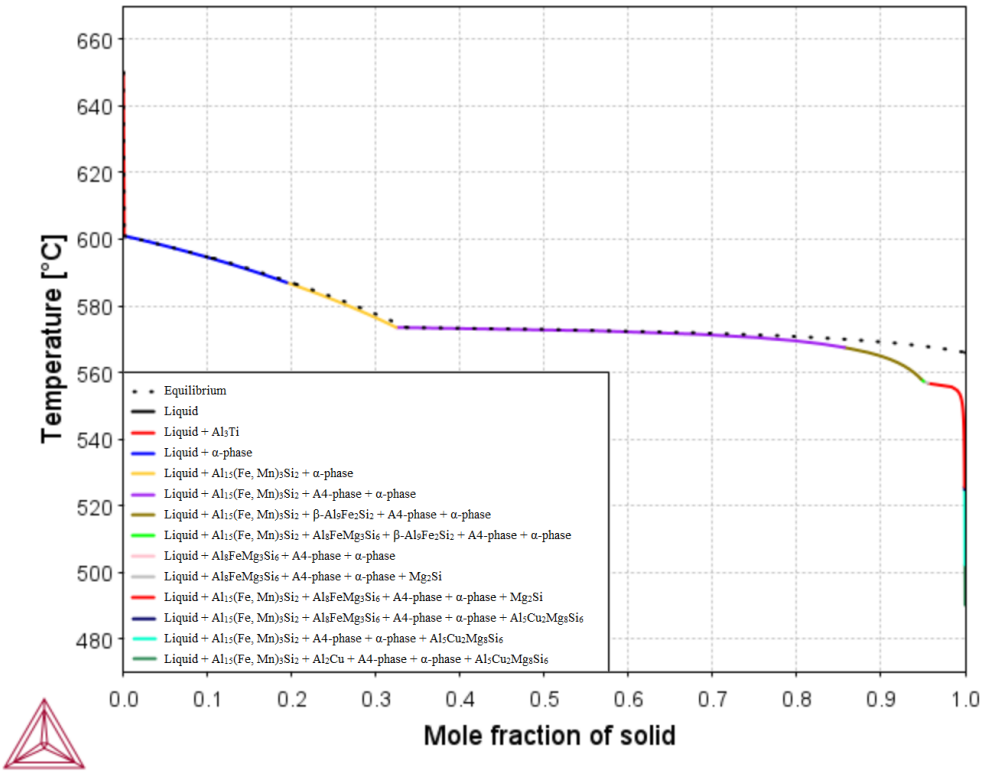
$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
733,34	557,58	733,33	447,97	8,44	$5{,}0355 \cdot 10^{-7}$	$5{,}2236 \cdot 10^{-7}$	$5{,}5198 \cdot 10^{-7}$

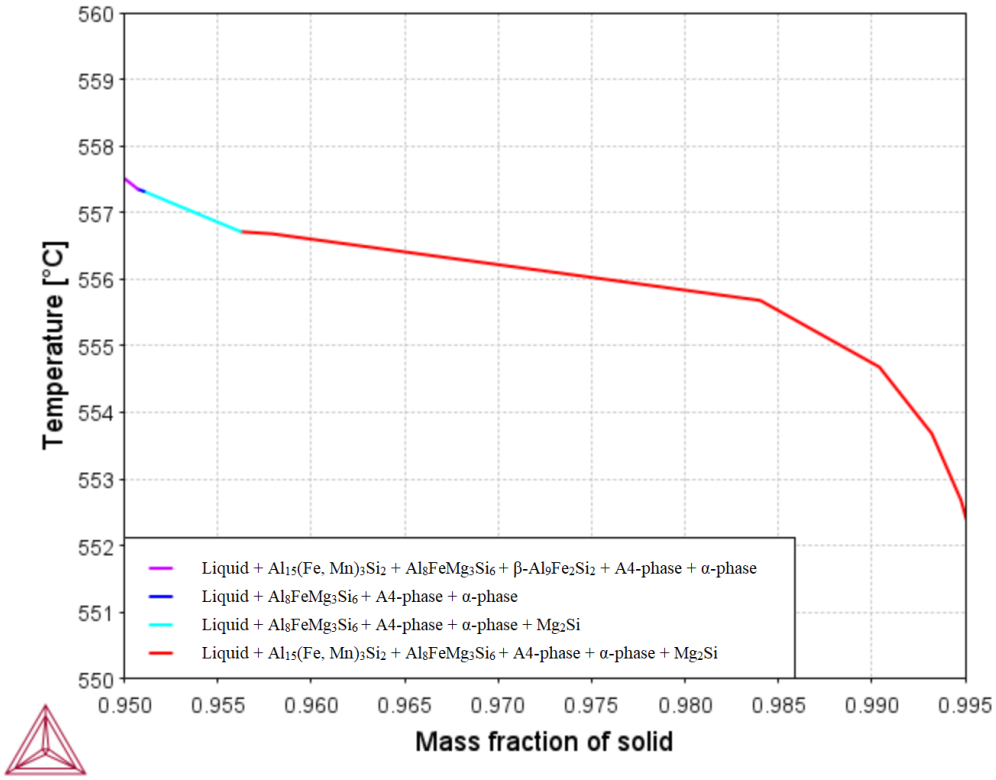
Appendice III.

Variante 7, gruppo 3 pag. 246
Variante 8, gruppo 3 pag. 247
Variante 9, gruppo 3 pag. 248
Variante 10, gruppo 3 pag. 249
Variante 11, gruppo 3 pag. 250
Variante 12, gruppo 3 pag. 251
Variante 7, gruppo 4 pag. 252
Variante 8, gruppo 4 pag. 253
Variante 9, gruppo 4 pag. 254
Variante 11, gruppo 4 pag. 255
Variante 12, gruppo 4 pag. 256
Variante 7, gruppo 5 pag. 257
Variante 8, gruppo 5 pag. 258
Variante 9, gruppo 5 pag. 259
Variante 10, gruppo 5 pag. 260
Variante 11, gruppo 5 pag. 261
Variante 12, gruppo 5 pag. 262
Variante 11, gruppo 6 pag. 263
Variante 12, gruppo 6 pag. 264
Variante 19, gruppo 6 pag. 265
Variante 22, gruppo 6 pag. 266
Variante 25, gruppo 6 pag. 267
Variante 7, gruppo 7 pag. 268
Variante 8, gruppo 7 pag. 269
Variante 9, gruppo 7 pag. 270
Variante 11, gruppo 7 pag. 271
Variante 12, gruppo 7 pag. 272
Variante 19, gruppo 7 pag. 273
Variante 22, gruppo 7 pag. 274
Variante 25, gruppo 7 pag. 275
Variante 7, gruppo 8.1 pag. 276
Variante 8, gruppo 8.1 pag. 277
Variante 9, gruppo 8.1 pag. 278

Variante 10, gruppo 8.1 pag. 279
Variante 12, gruppo 8.1 pag. 280
Variante 19, gruppo 8.1 pag. 281
Variante 22, gruppo 8.1 pag. 282
Variante 7, gruppo 8 pag. 283
Variante 8, gruppo 8 pag. 284
Variante 9, gruppo 8 pag. 285
Variante 10, gruppo 8 pag. 286
Variante 11, gruppo 8 pag. 287
Variante 12, gruppo 8 pag. 288
Variante 19, gruppo 8 pag. 289
Variante 22, gruppo 8 pag. 290
Variante 25, gruppo 8 pag. 291
Variante 8, gruppo 9 pag. 292
Variante 9, gruppo 9 pag. 293
Variante 20, gruppo 9 pag. 294
Variante 21, gruppo 9 pag. 295
Variante 22, gruppo 9 pag. 296
Variante 25, gruppo 9 pag. 297
Variante 7, gruppo 10 pag. 298
Variante 8, gruppo 10 pag. 299
Variante 9, gruppo 10 pag. 300
Variante 20, gruppo 10 pag. 301
Variante 21, gruppo 10 pag. 302
Variante 22, gruppo 10 pag. 303
Variante 25, gruppo 10 pag. 304
Variante 3, gruppo 11 pag. 305
Variante 7, gruppo 11 pag. 306
Variante 9, gruppo 11 pag. 307
Variante 20, gruppo 11 pag. 308
Variante 21, gruppo 11 pag. 309
Variante 25, gruppo 11 pag. 310

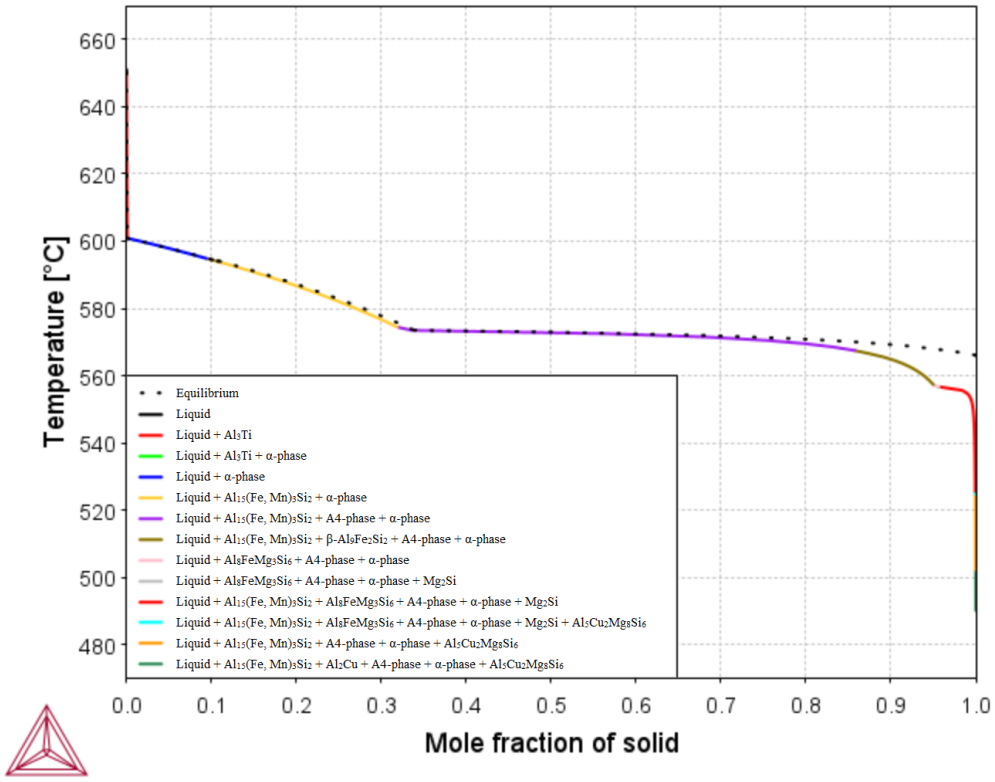
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,35Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

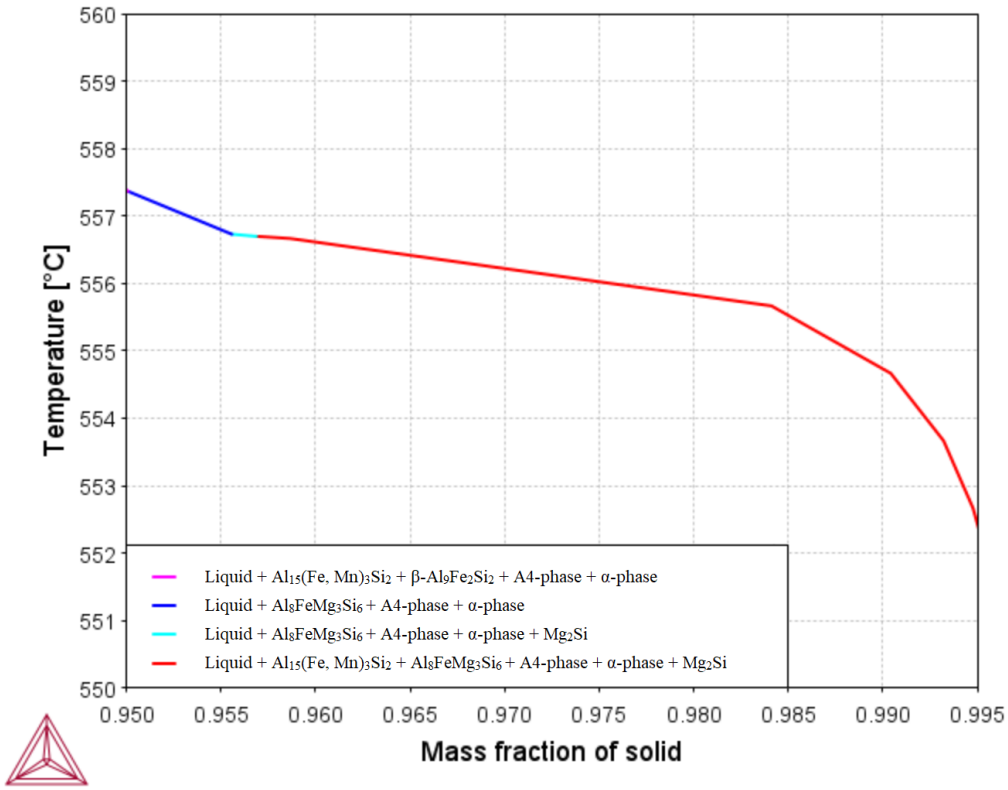




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,89	566,03	649,89	490,28	6,96	$3{,}7241 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8442 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0428 \cdot 10^{-7}$

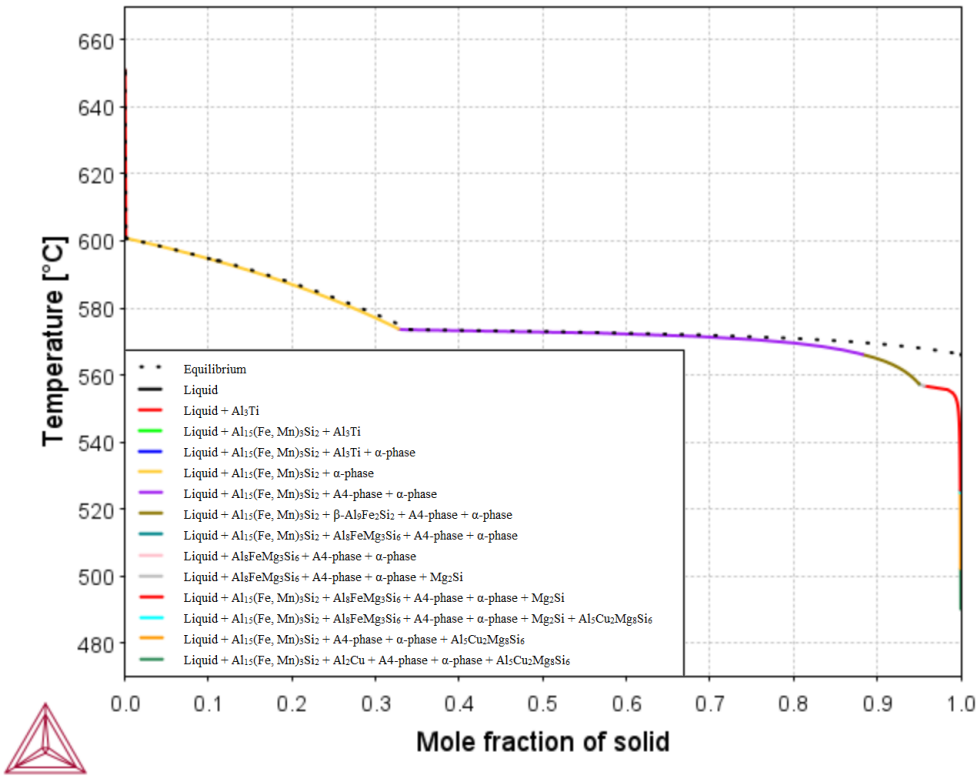
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,55Mn – 0,35Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

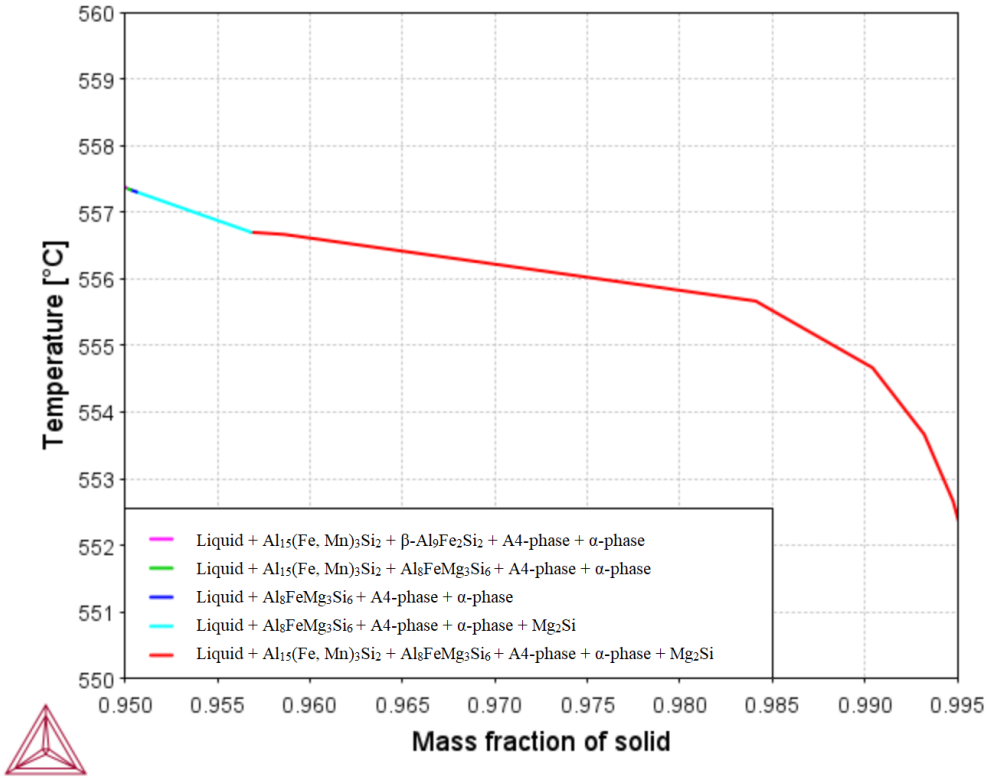




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,02	566,12	650,02	490,26	6,98	$3{,}7295 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8499 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0490 \cdot 10^{-7}$

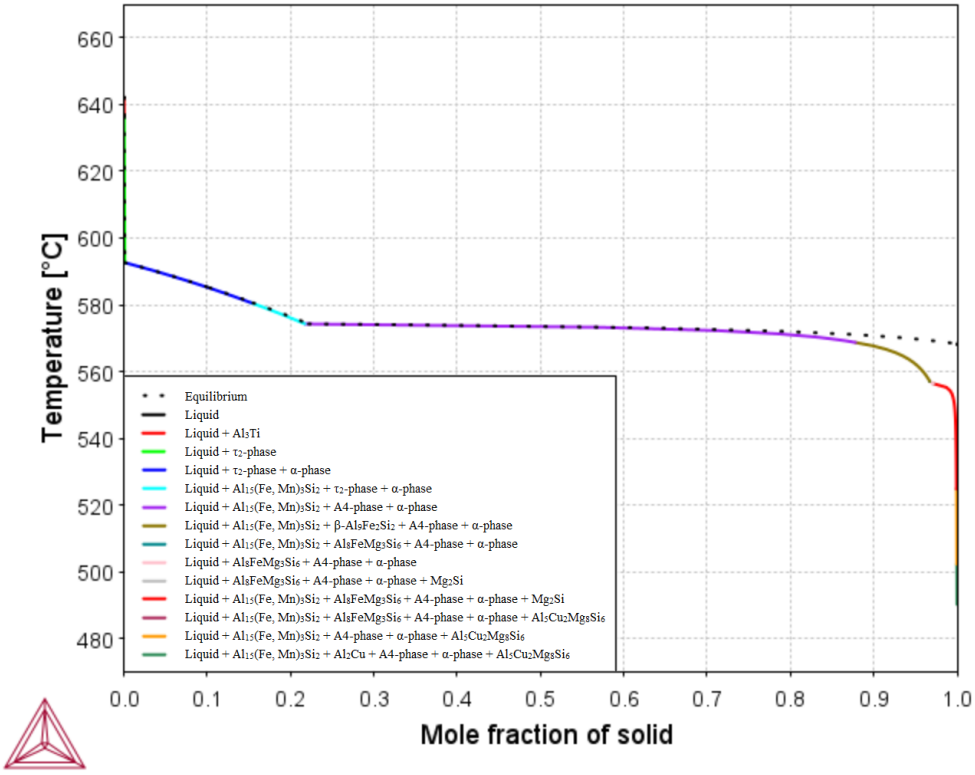
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,65Mn – 0,35Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

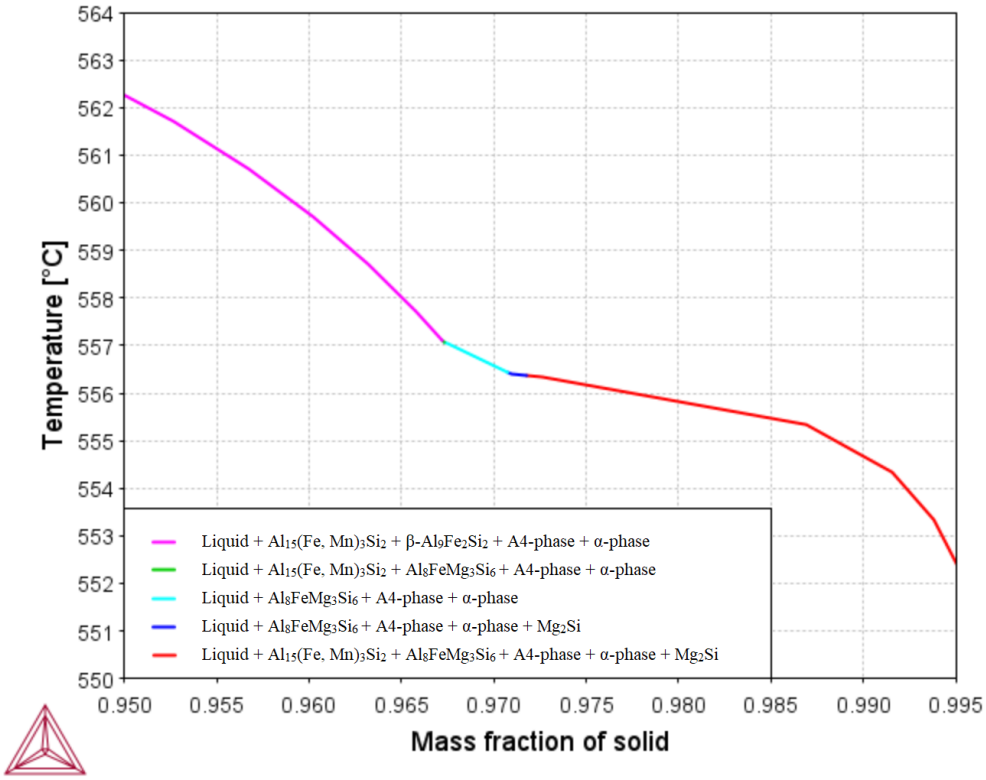




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,14	566,19	650,14	490,28	7,01	$3{,}7349 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8556 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0552 \cdot 10^{-7}$

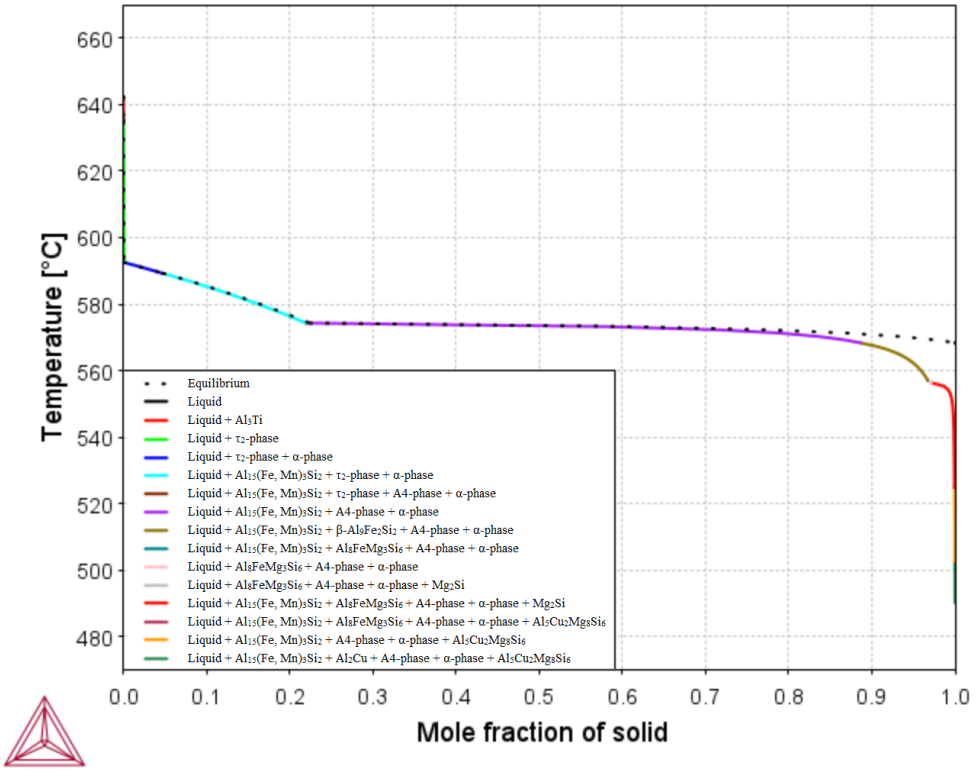
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

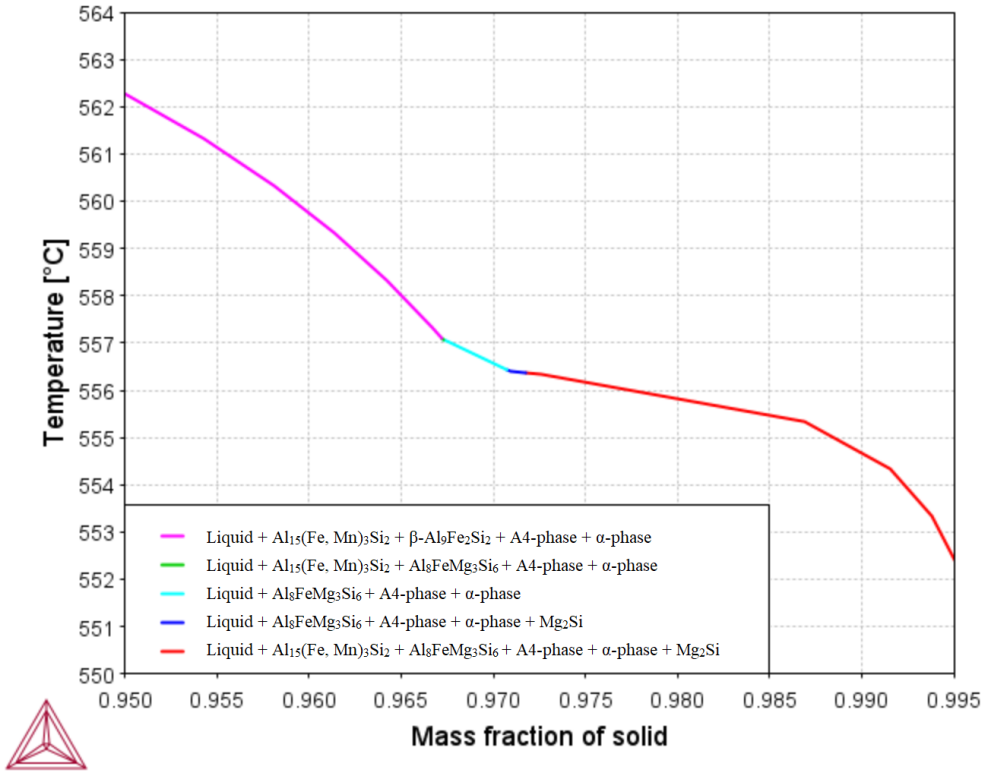




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,02	568,35	642,02	490,35	7,09	$3{,}6063 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7209 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9103 \cdot 10^{-7}$

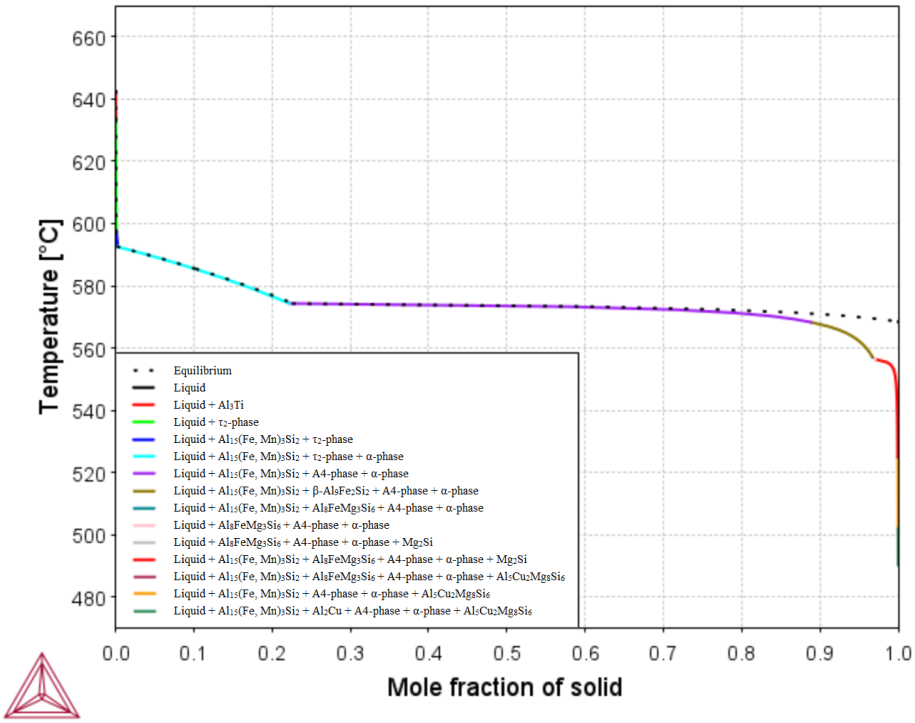
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,55Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

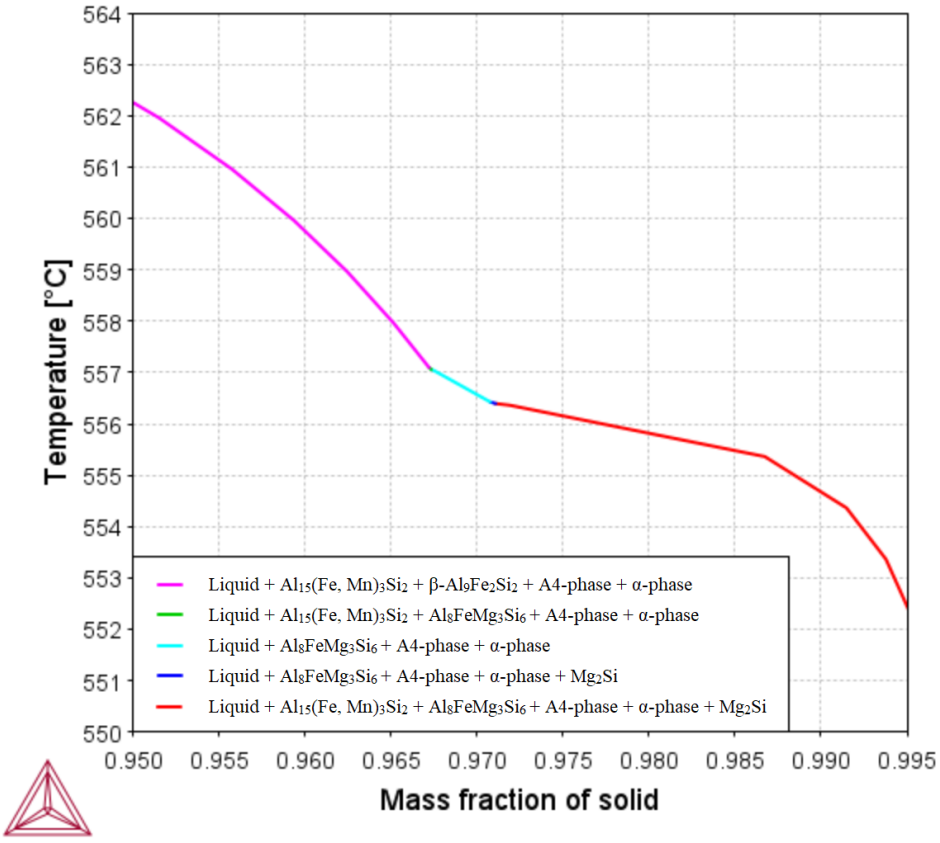




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,16	568,46	642,15	490,32	6,64	$3{,}6117 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7265 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9165 \cdot 10^{-7}$

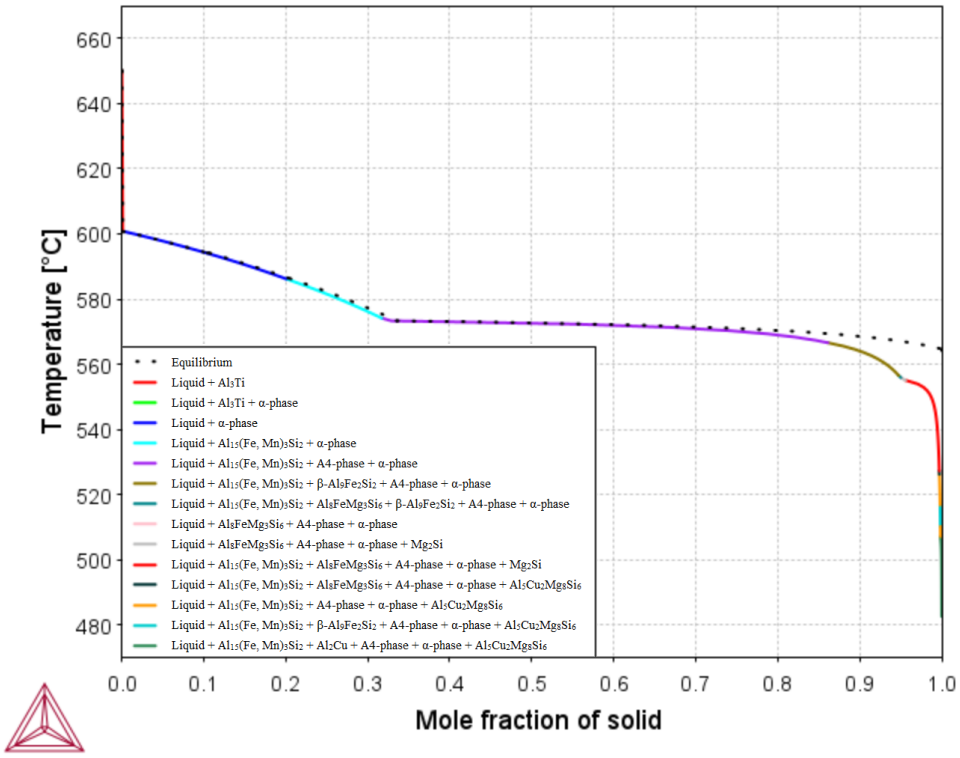
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,65Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

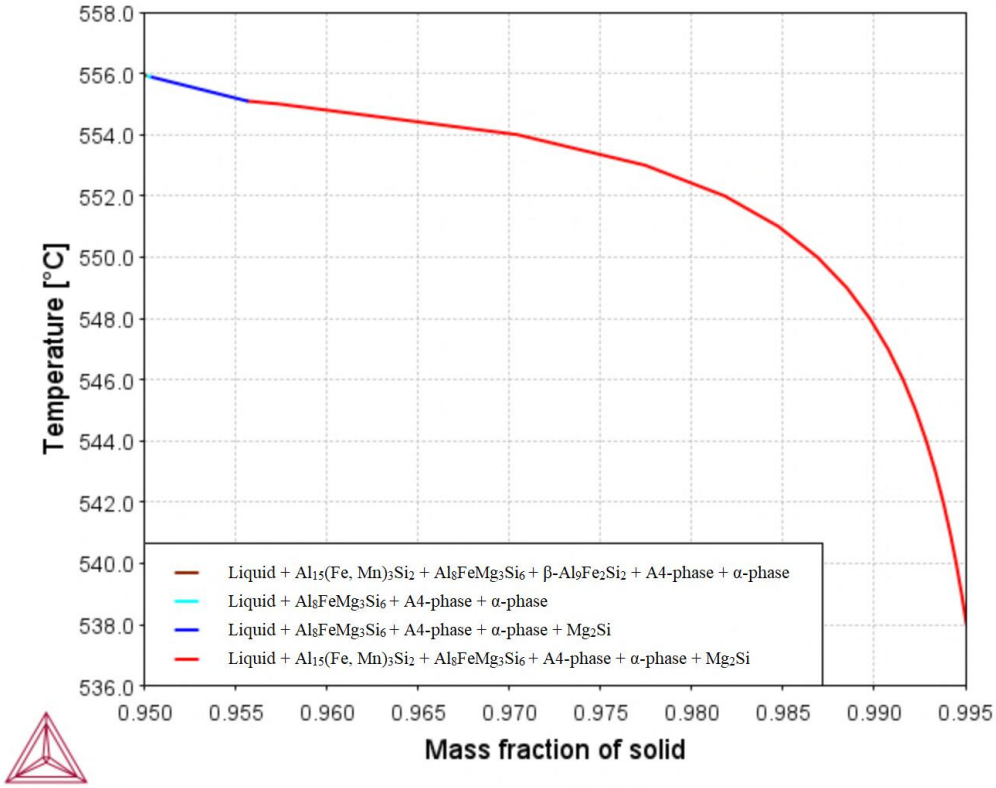




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,29	568,53	642,28	490,31	6,67	$3{,}6171 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7322 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9227 \cdot 10^{-7}$

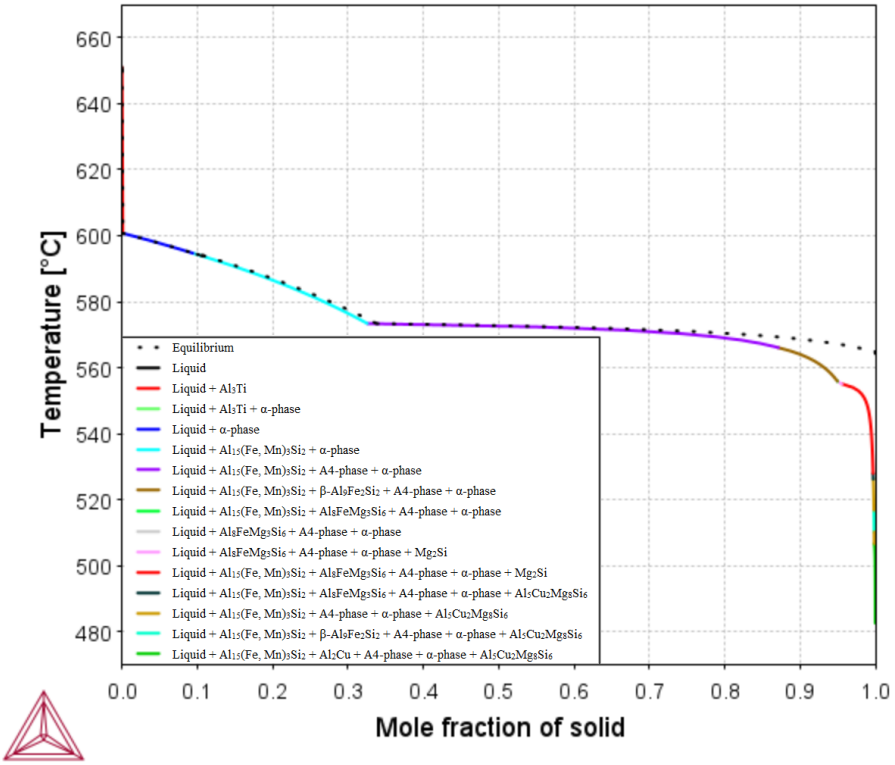
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,45Mn – 0,35Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

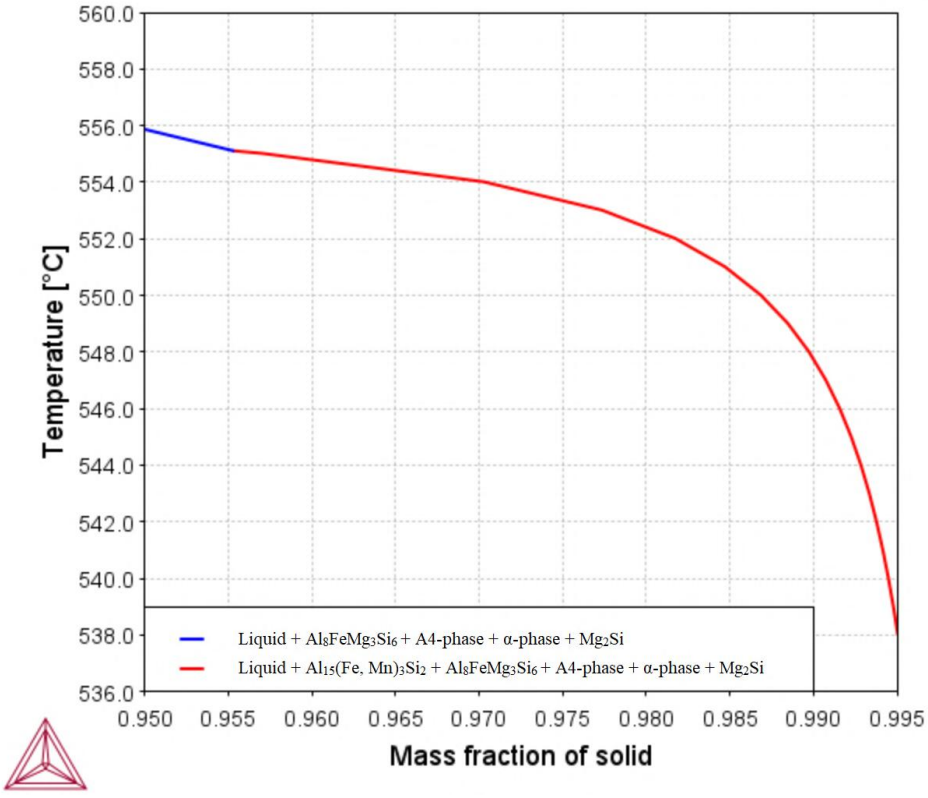




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,96	564,71	649,95	482,74	6,97	$3{,}7246 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8447 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0434 \cdot 10^{-7}$

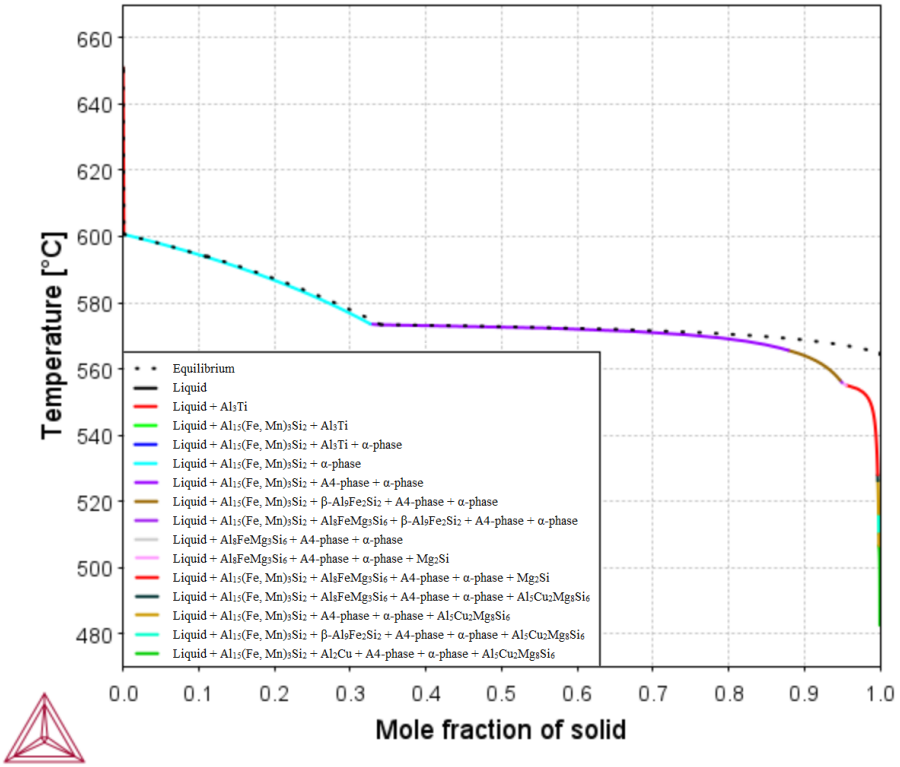
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,55Mn – 0,35Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

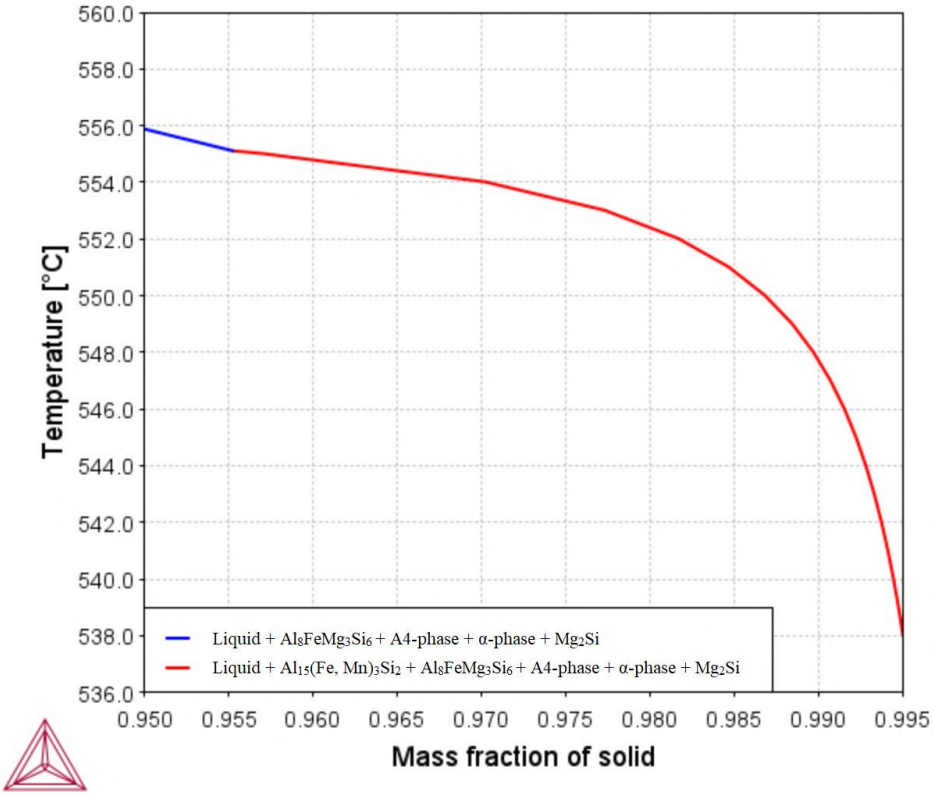




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,09	564,79	650,09	482,69	6,99	$3{,}7300 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8504 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0496 \cdot 10^{-7}$

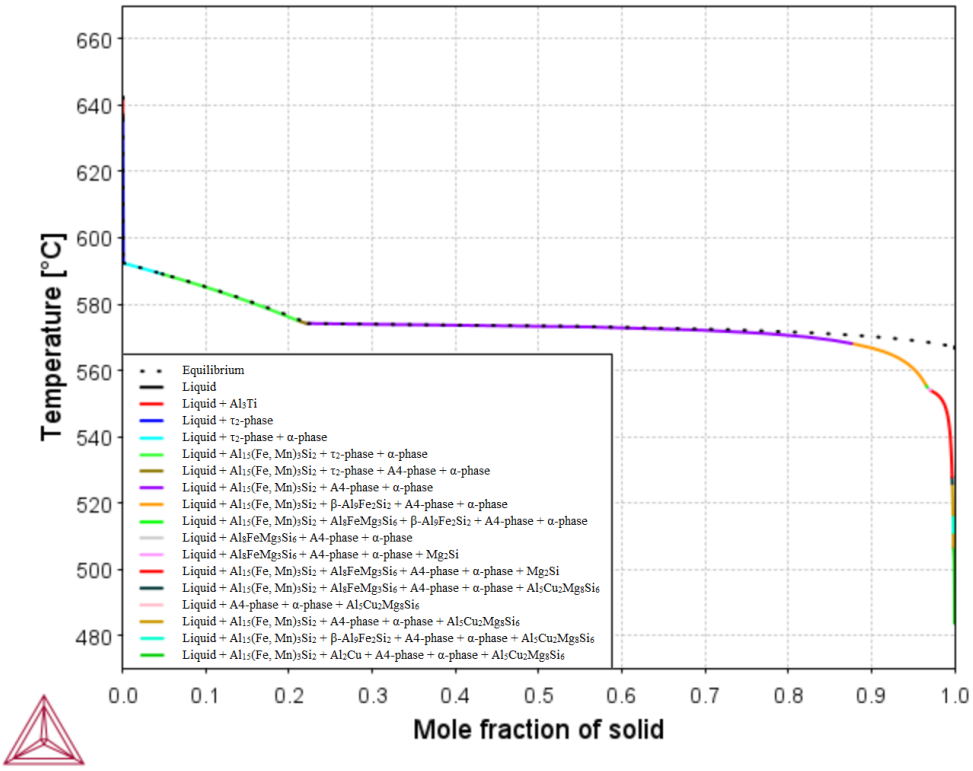
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,65Mn – 0,35Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

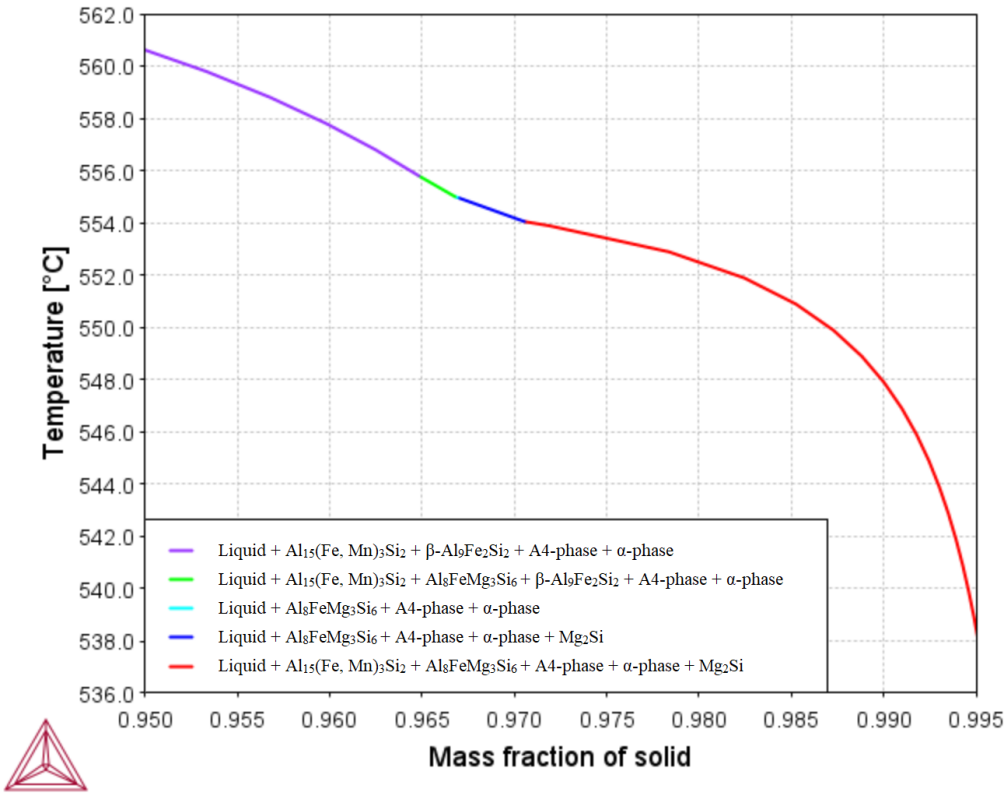




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,21	564,84	650,21	482,69	7,02	$3{,}7354 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8561 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0559 \cdot 10^{-7}$

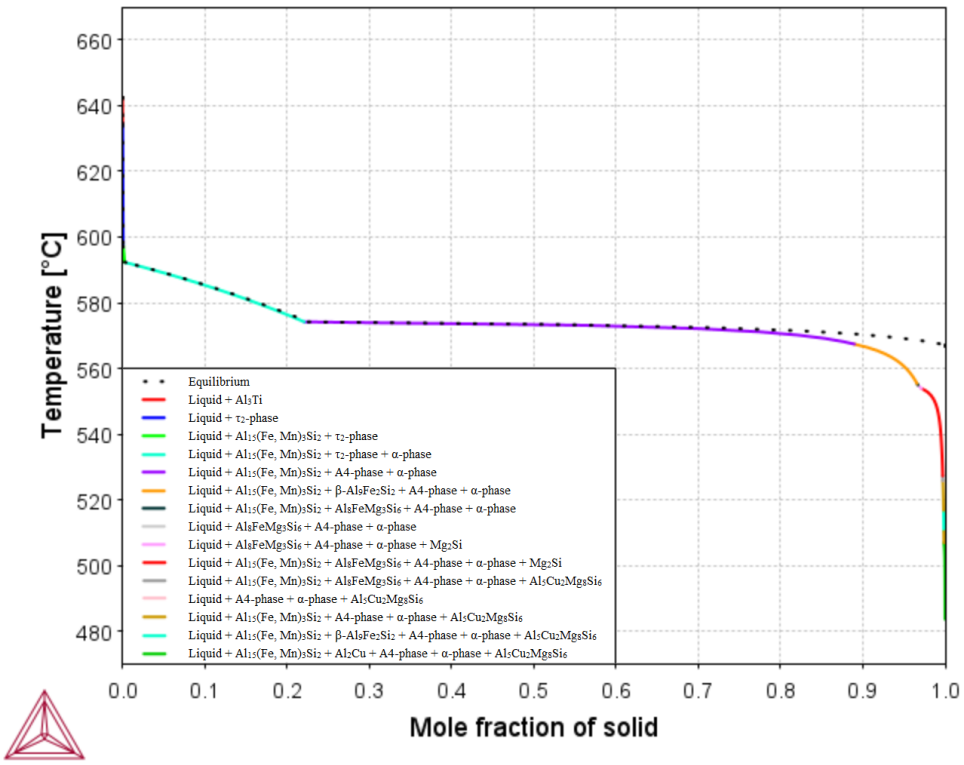
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,55Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

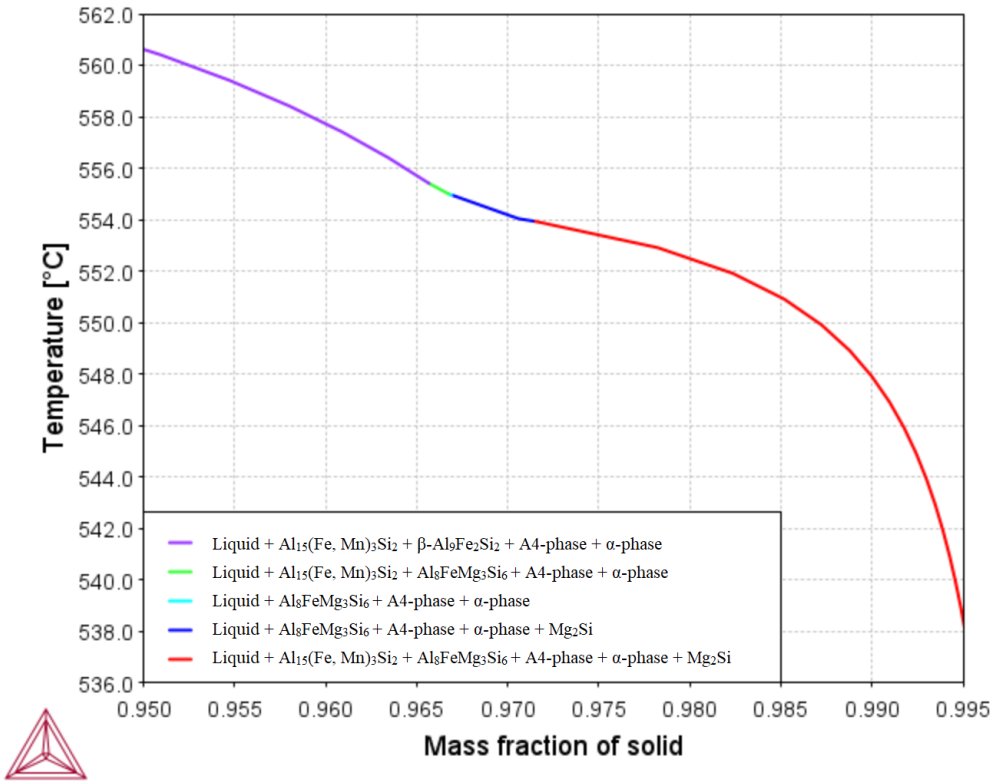




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,22	567,14	642,22	483,81	6,65	$3{,}6123 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7272 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9173 \cdot 10^{-7}$

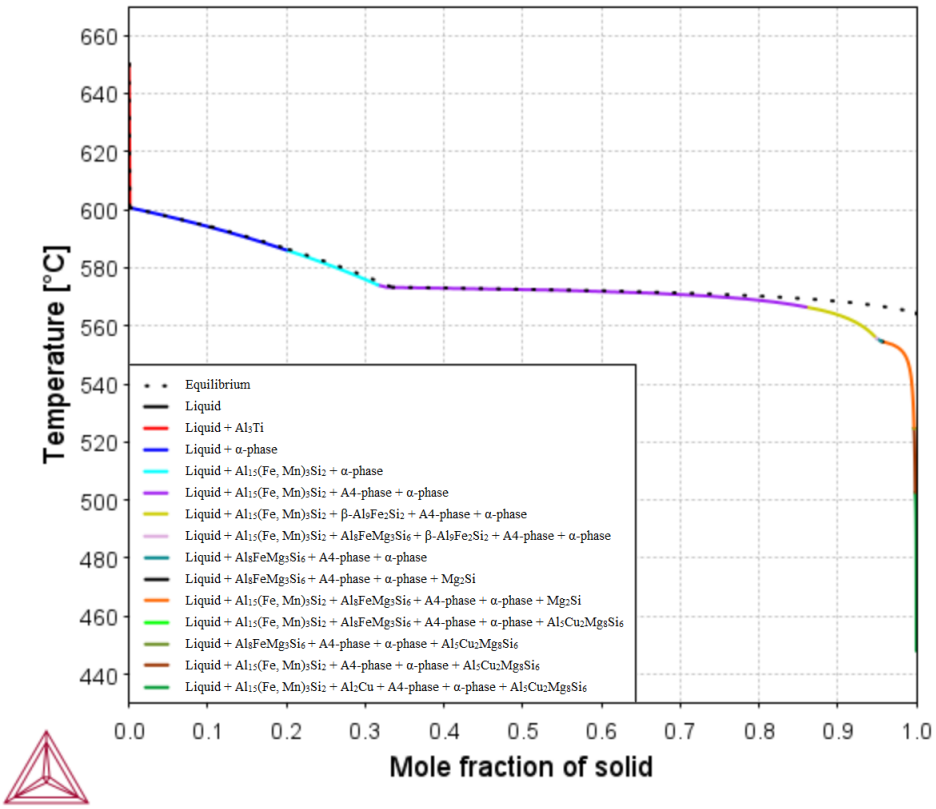
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,65Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

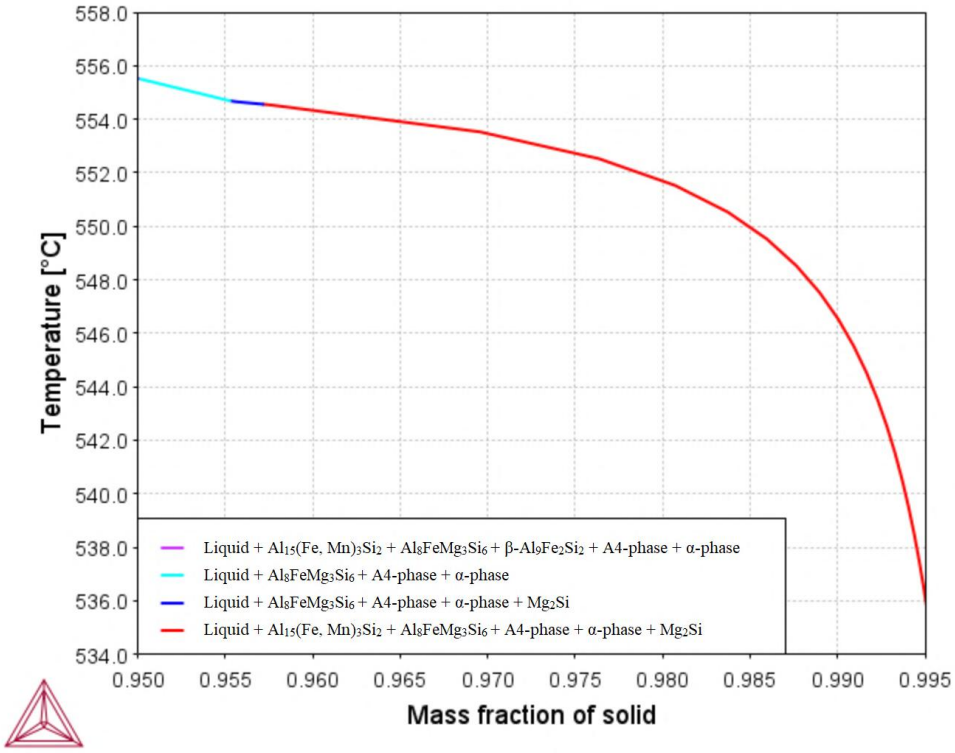




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,36	567,20	642,36	483,81	6,67	$3{,}6177 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7329 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9235 \cdot 10^{-7}$

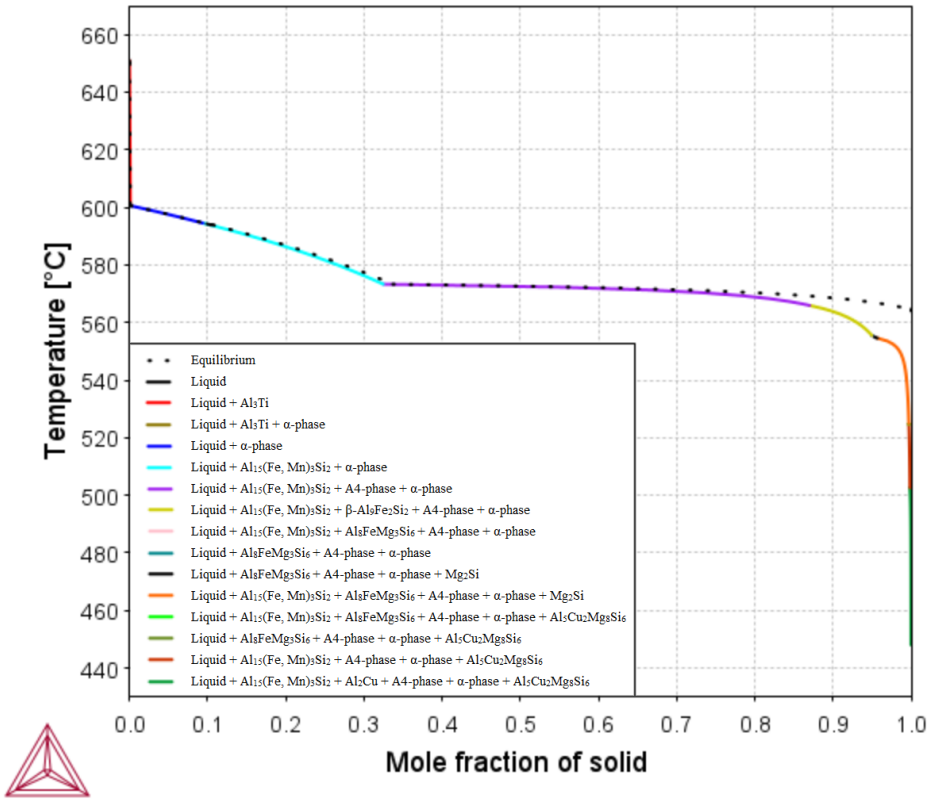
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,45Mn – 0,35Mg – 0,12Zn – 0,1Ti

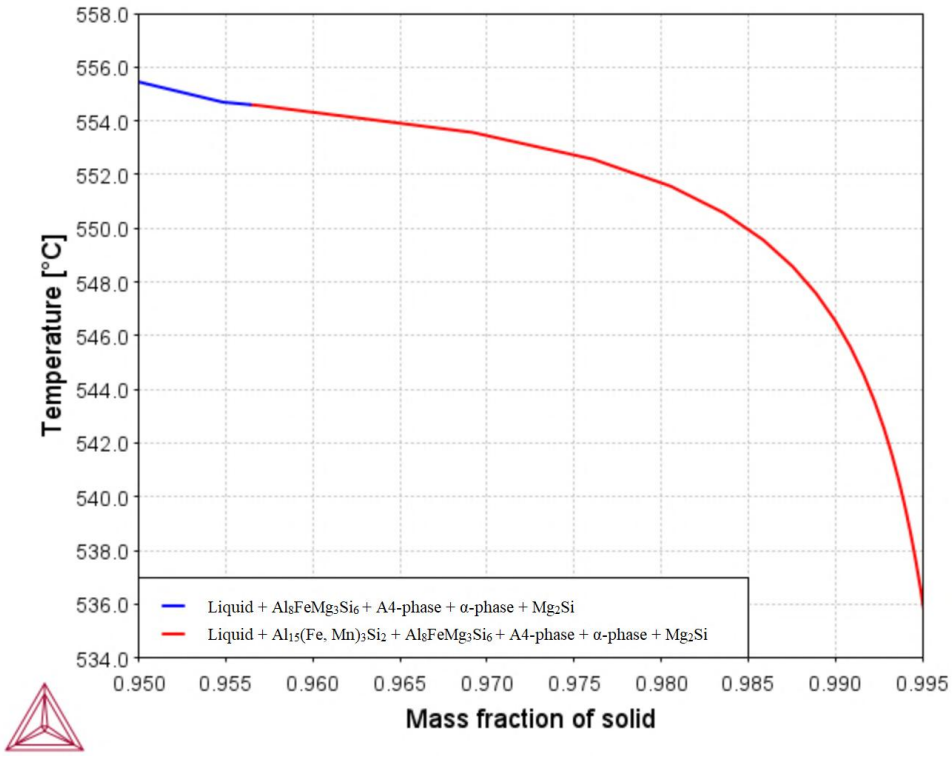




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,96	564,52	649,96	448,09	6,97	$3{,}7238 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8439 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0425 \cdot 10^{-7}$

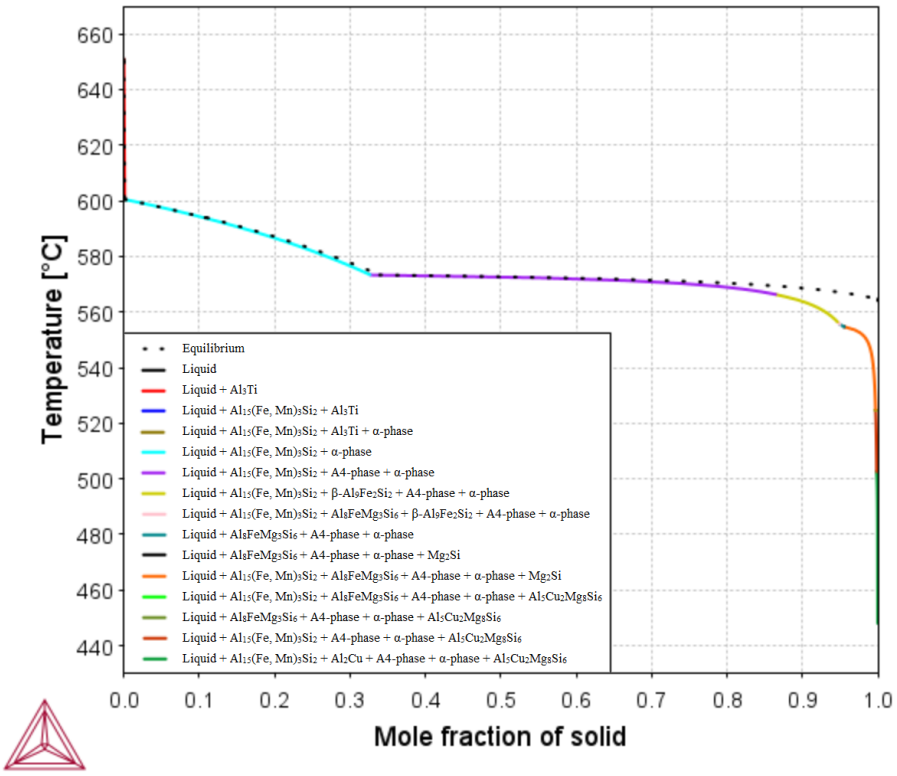
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,55Mn – 0,35Mg – 0,12Zn – 0,1Ti

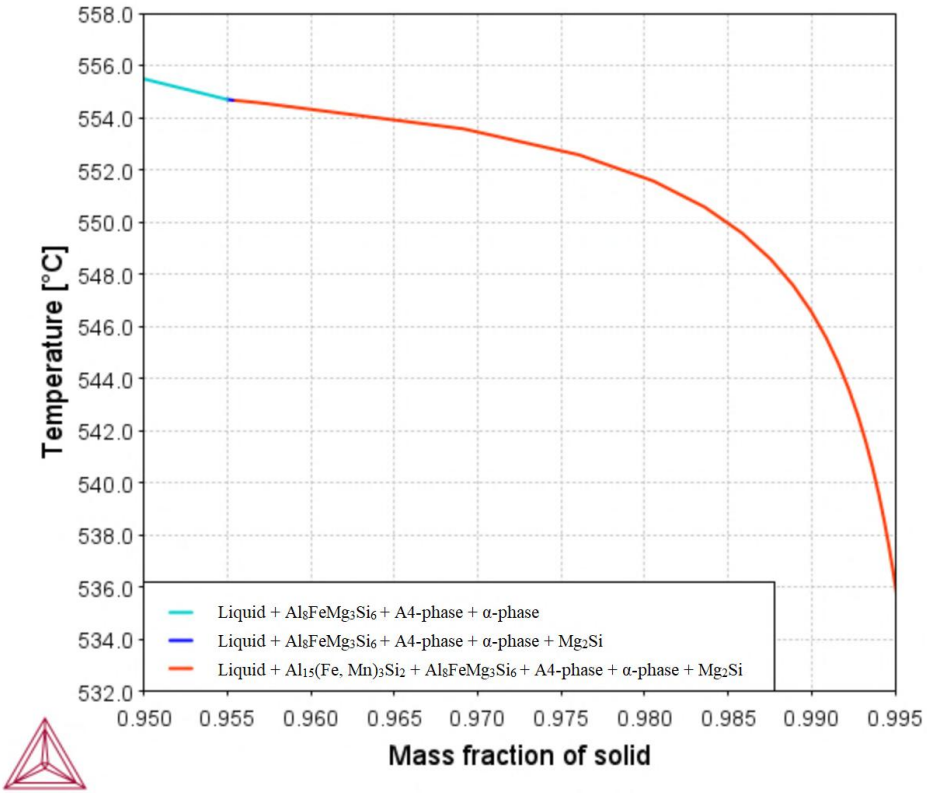




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,09	564,60	650,09	448,08	6,99	$3{,}7292 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8496 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0487 \cdot 10^{-7}$

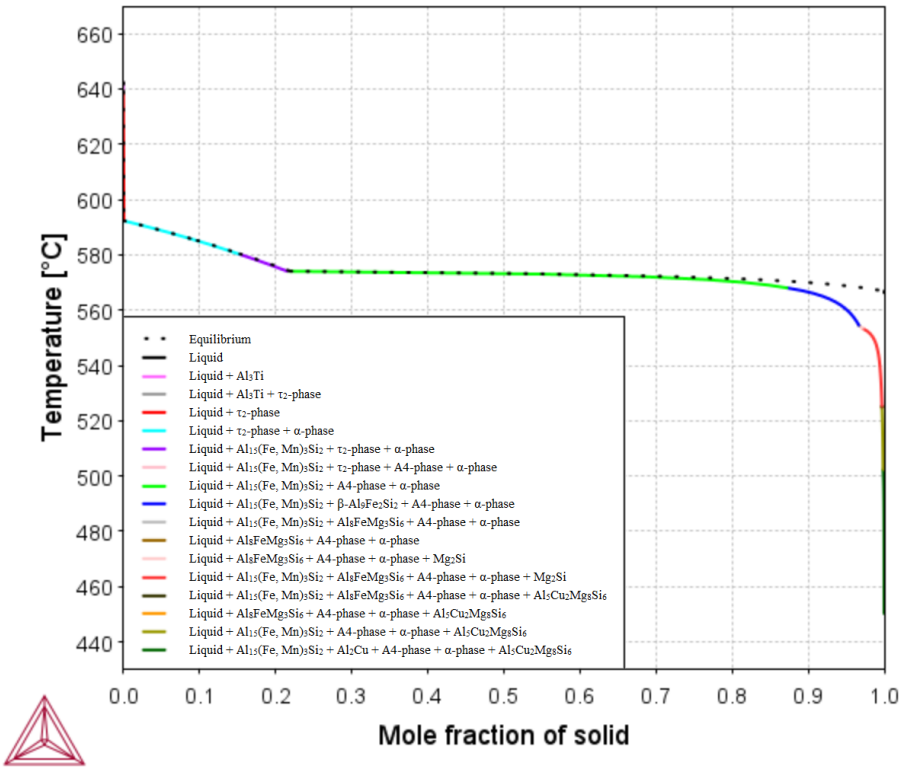
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,65Mn – 0,35Mg – 0,12Zn – 0,1Ti

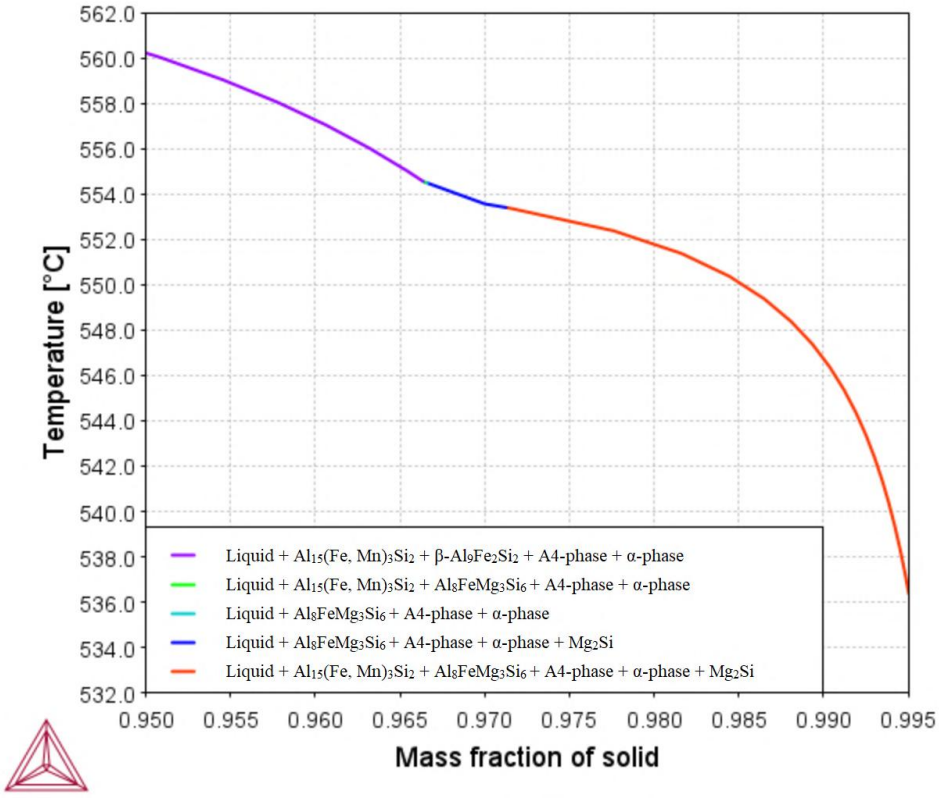




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
650,22	564,64	650,21	448,05	7,02	$3{,}7346 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8553 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0550 \cdot 10^{-7}$

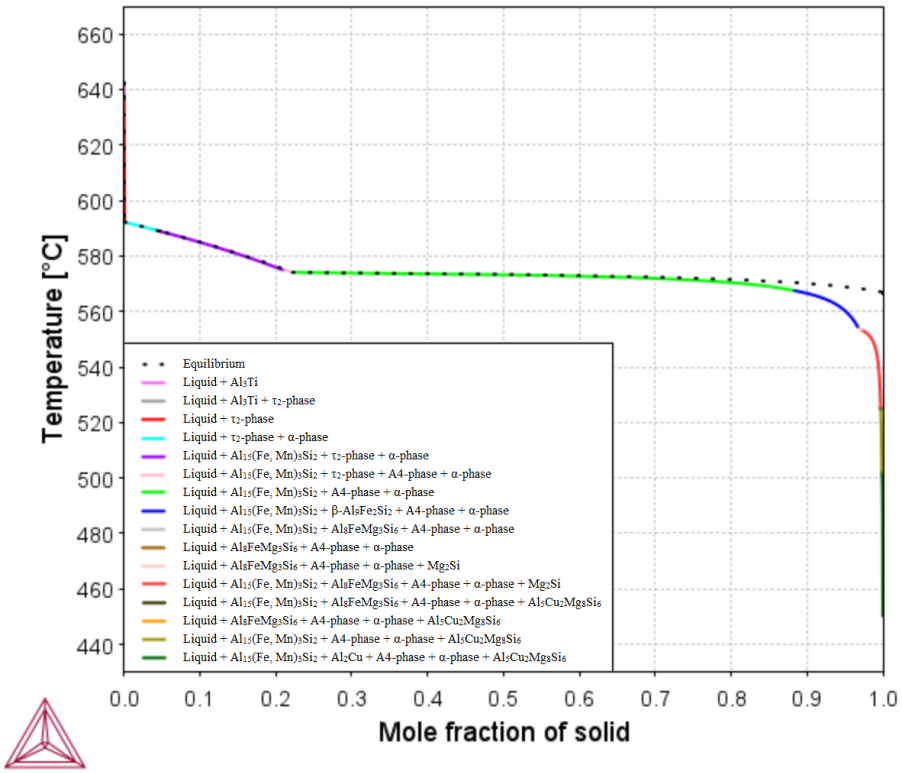
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,45Mn – 0,25Mg – 0,12Zn – 0,1Ti

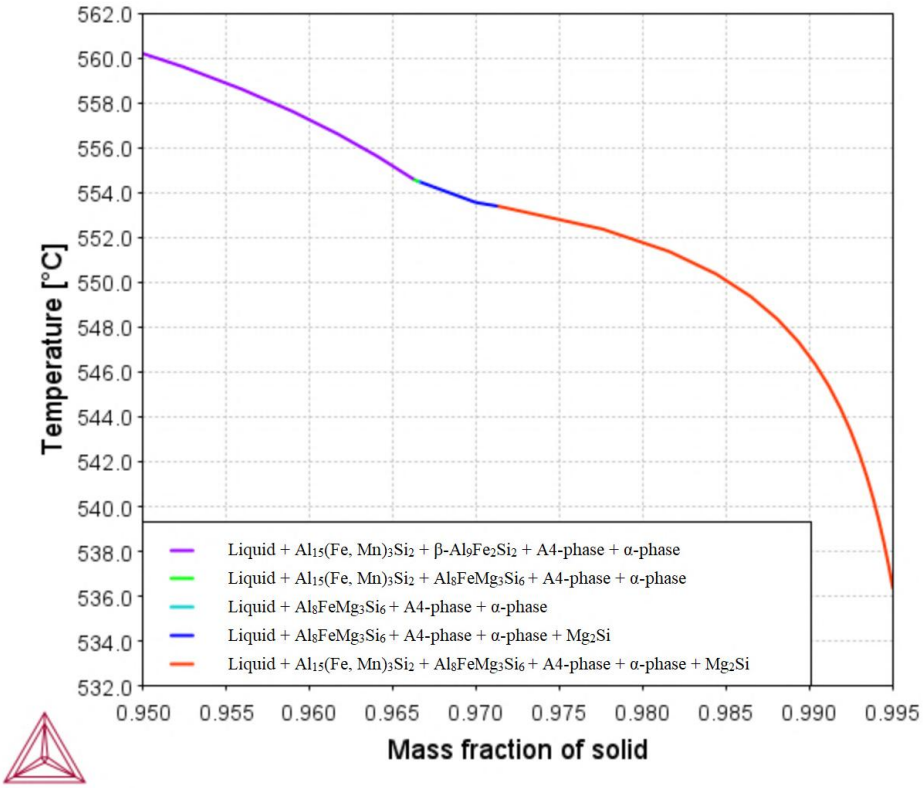




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,09	566,87	642,09	450,32	6,63	$3{,}6063 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7208 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9103 \cdot 10^{-7}$

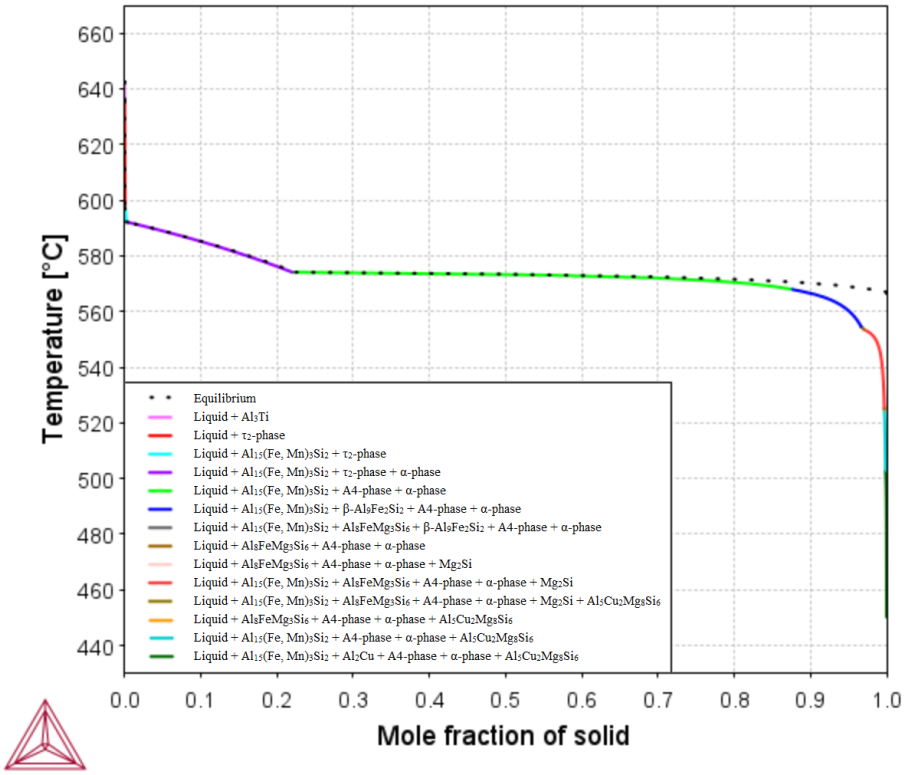
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,55Mn – 0,25Mg – 0,12Zn – 0,1Ti

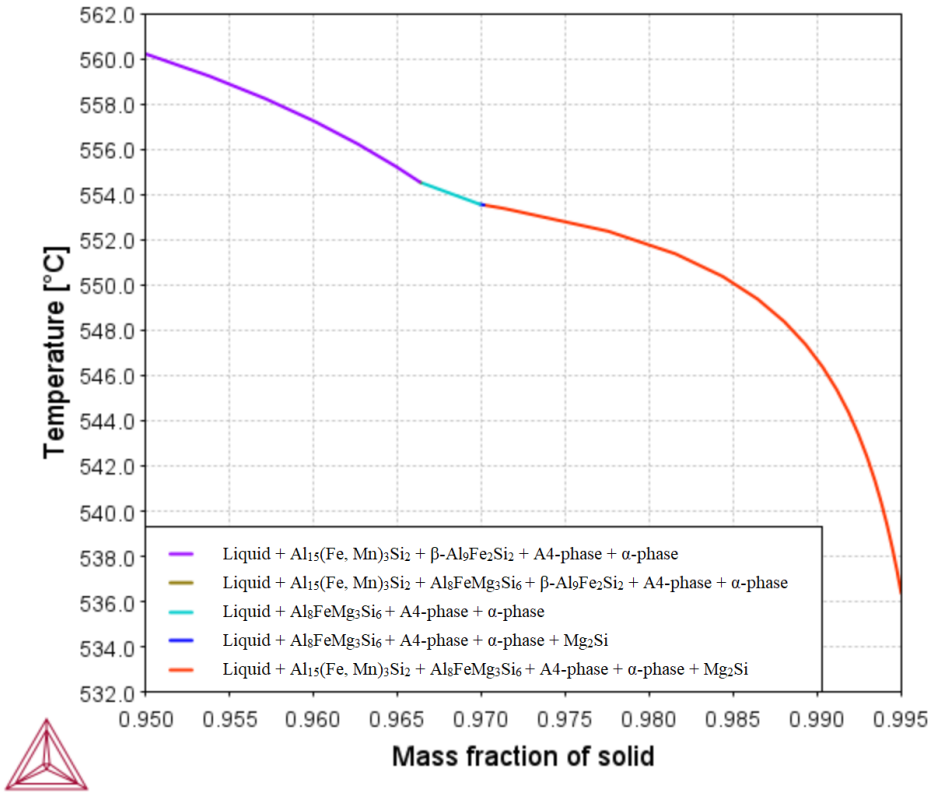




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,23	566,95	642,22	450,31	6,65	$3{,}6116 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7265 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9165 \cdot 10^{-7}$

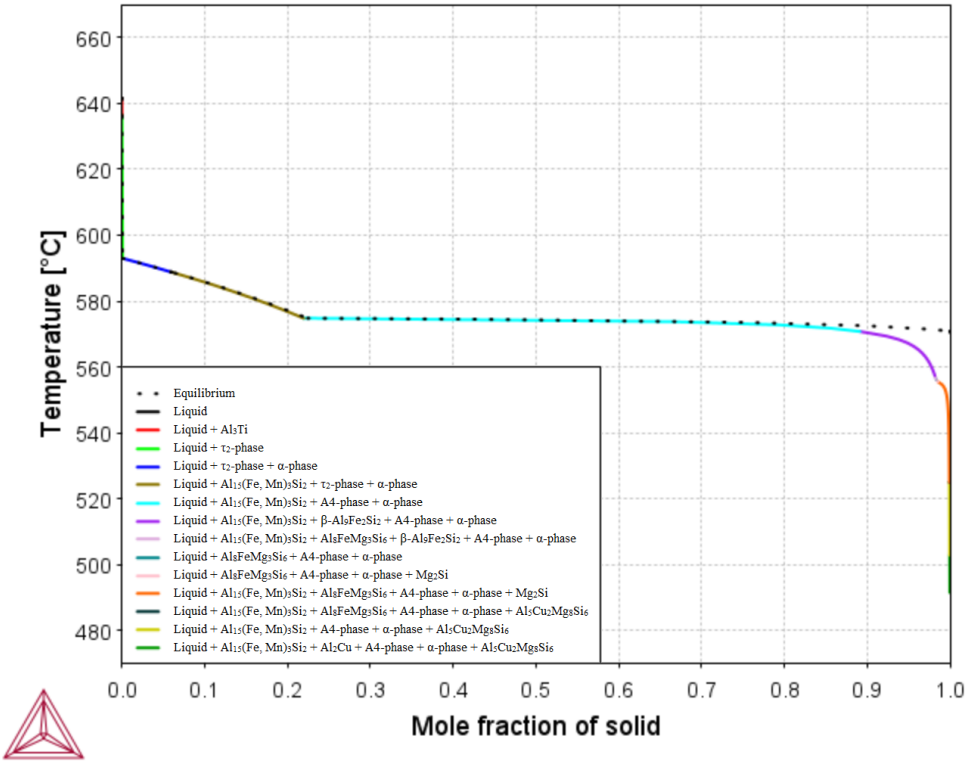
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,65Mn – 0,25Mg – 0,12Zn – 0,1Ti

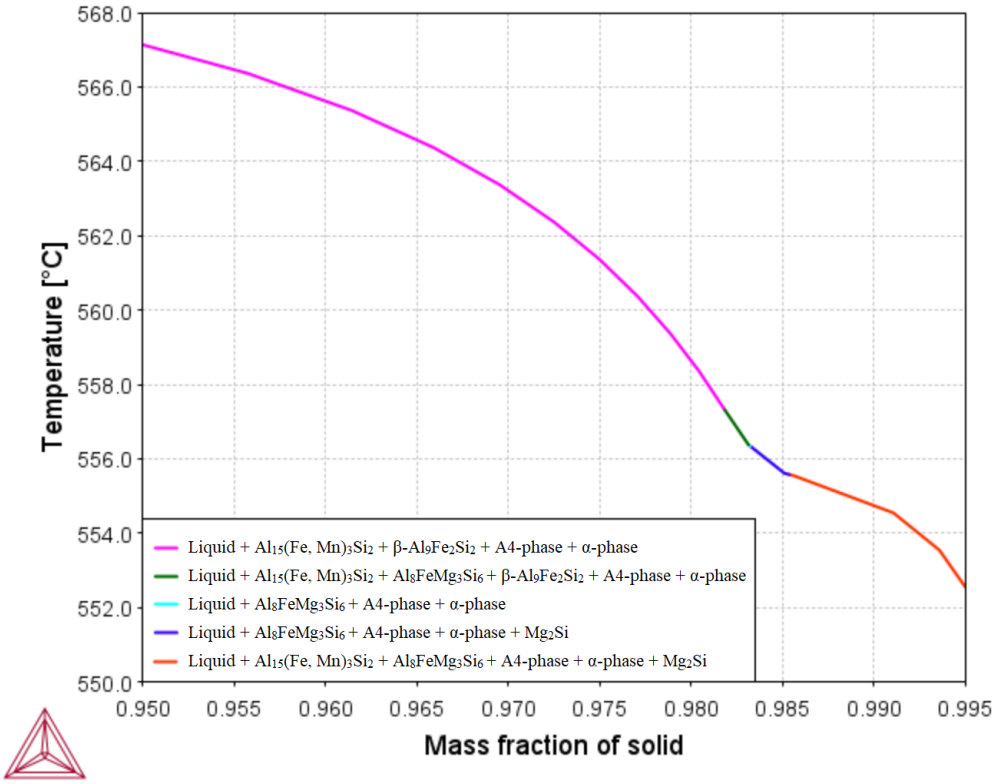




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
642,36	567,01	642,36	450,29	6,68	$3{,}6170 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7322 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9227 \cdot 10^{-7}$

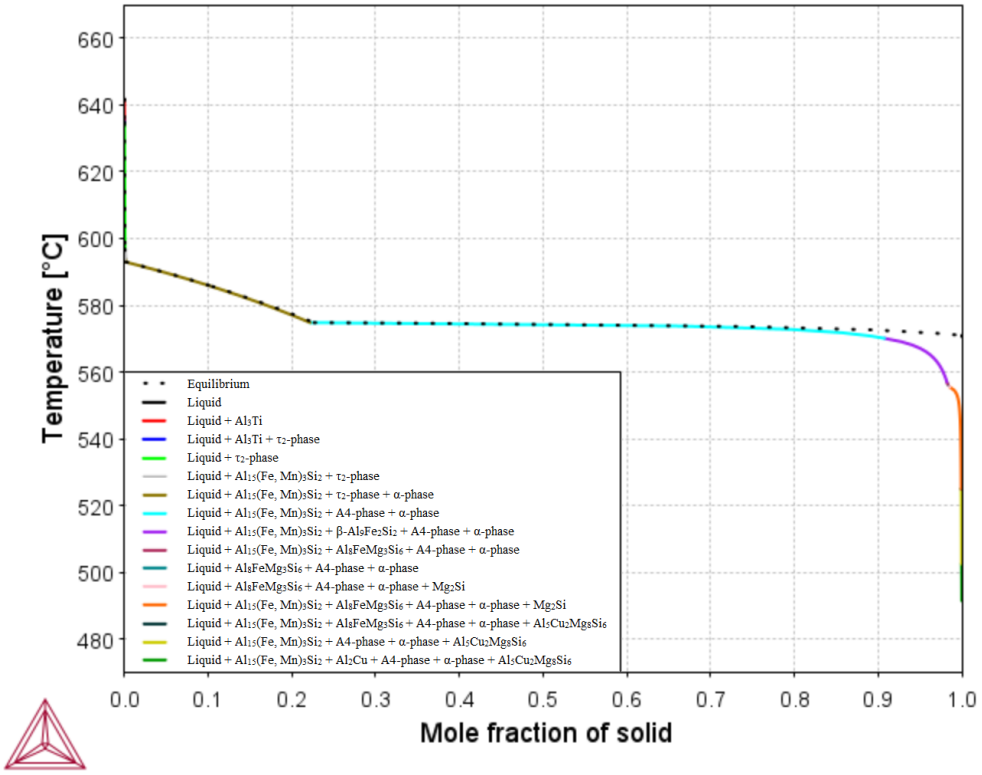
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,55Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

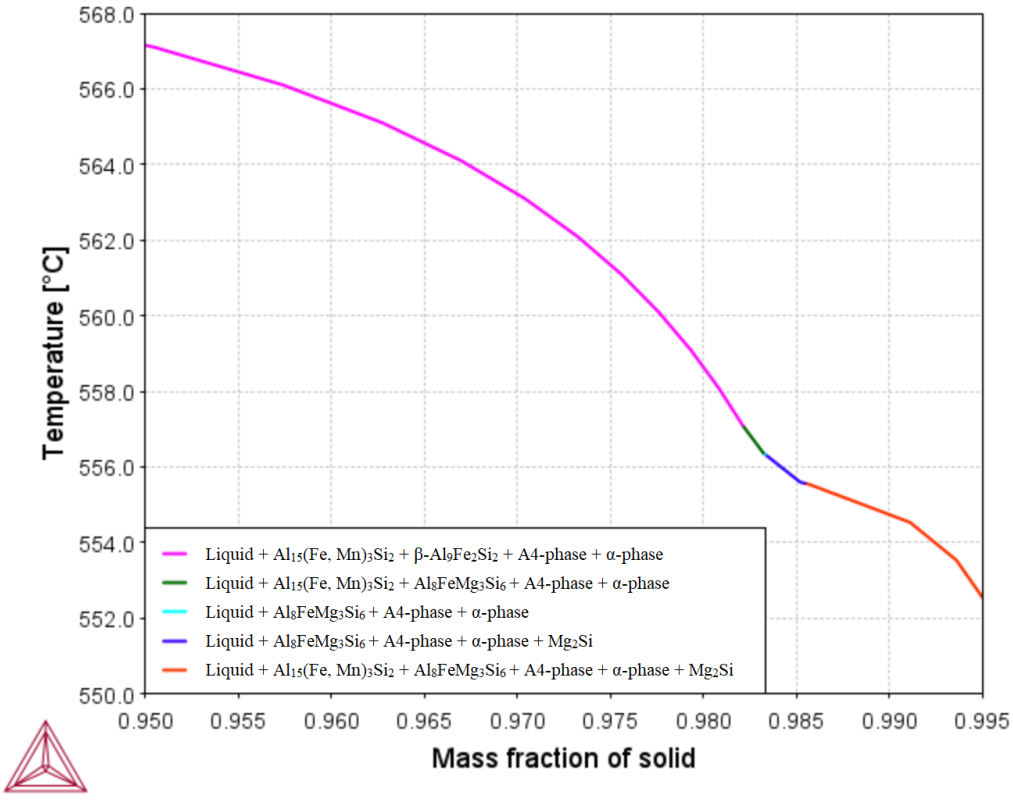




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,44	570,93	641,44	491,62	6,63	$3{,}6128 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7277 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9177 \cdot 10^{-7}$

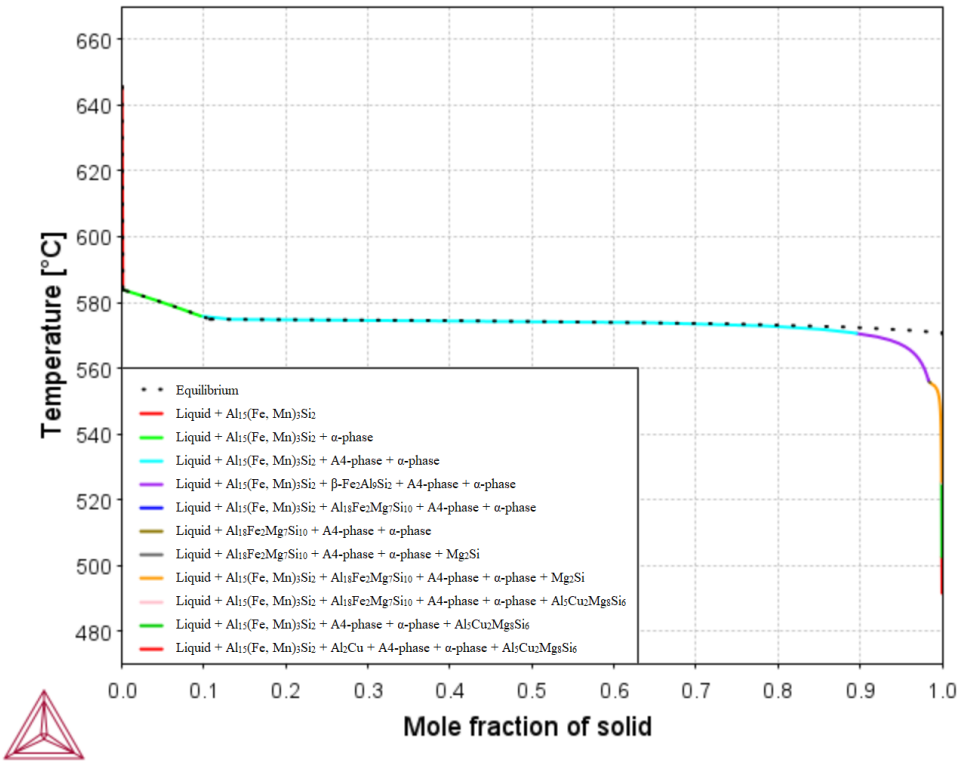
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,65Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

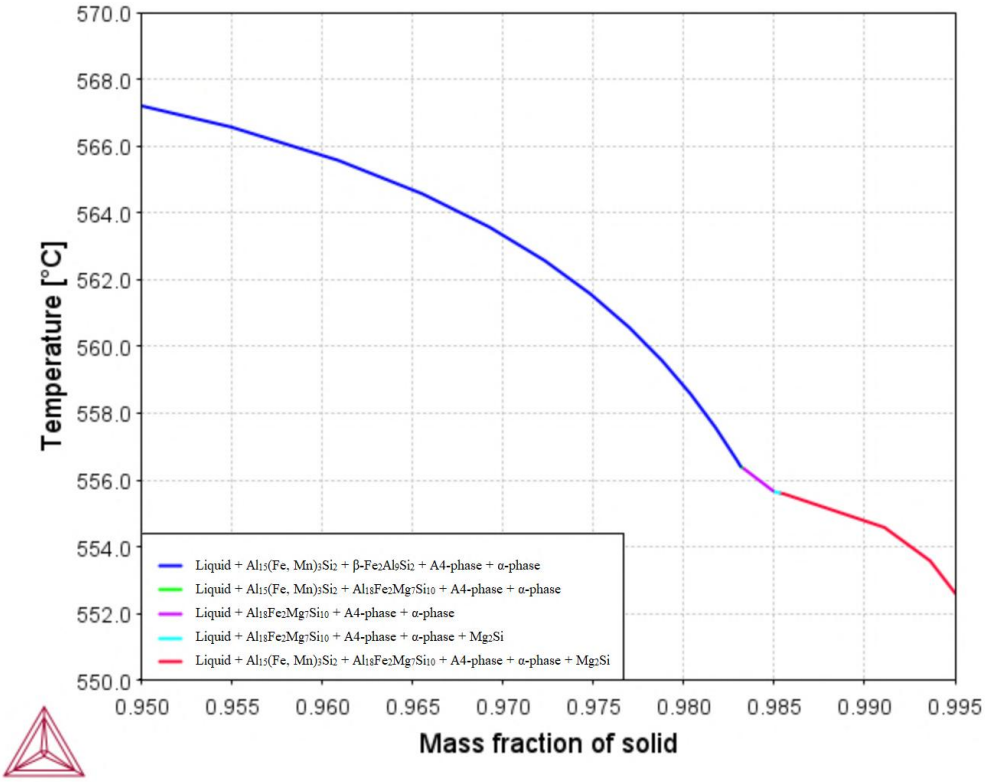




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,58	571,01	641,57	491,61	6,65	$3{,}6182 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7334 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9239 \cdot 10^{-7}$

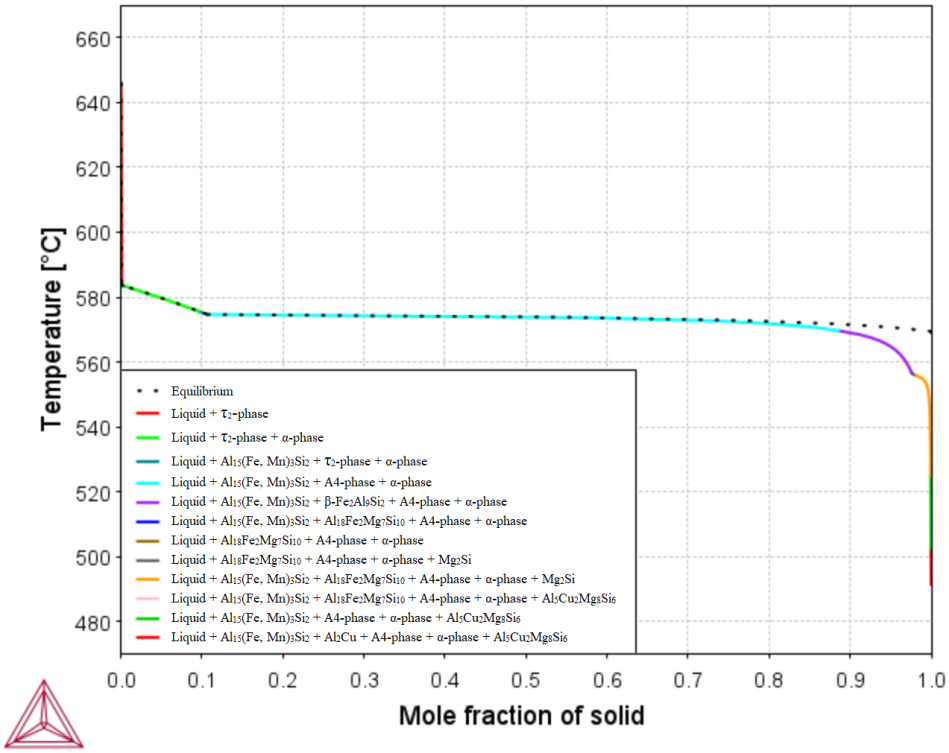
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

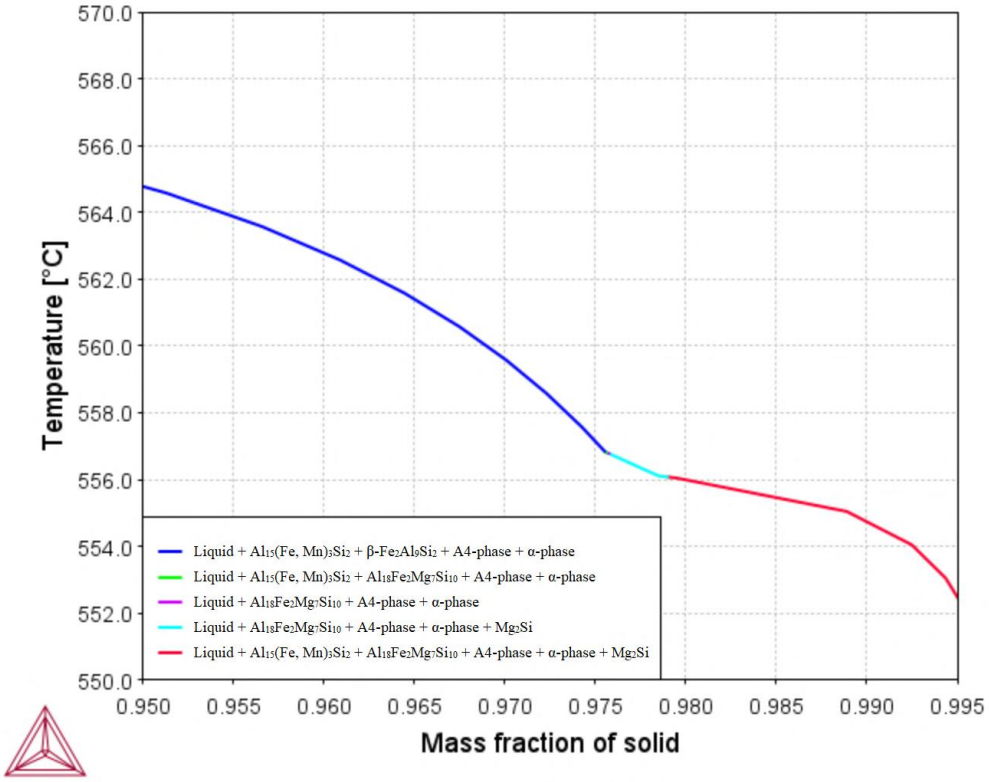




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,42	570,75	645,42	491,69	6,40	$3{,}5039 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6138 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7954 \cdot 10^{-7}$

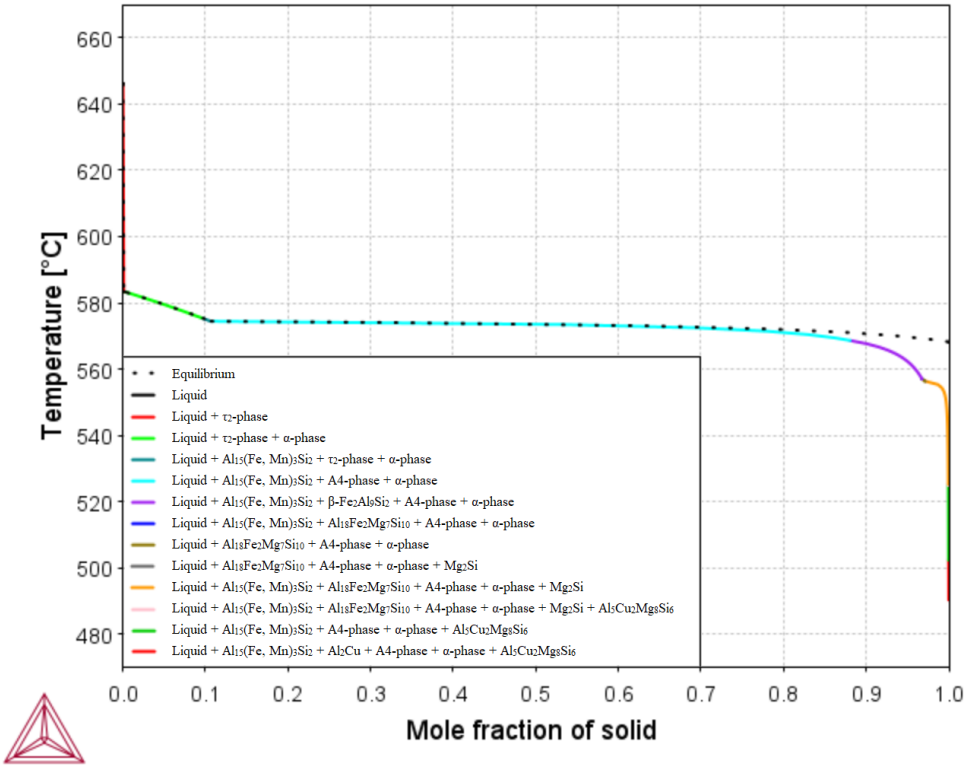
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,2Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

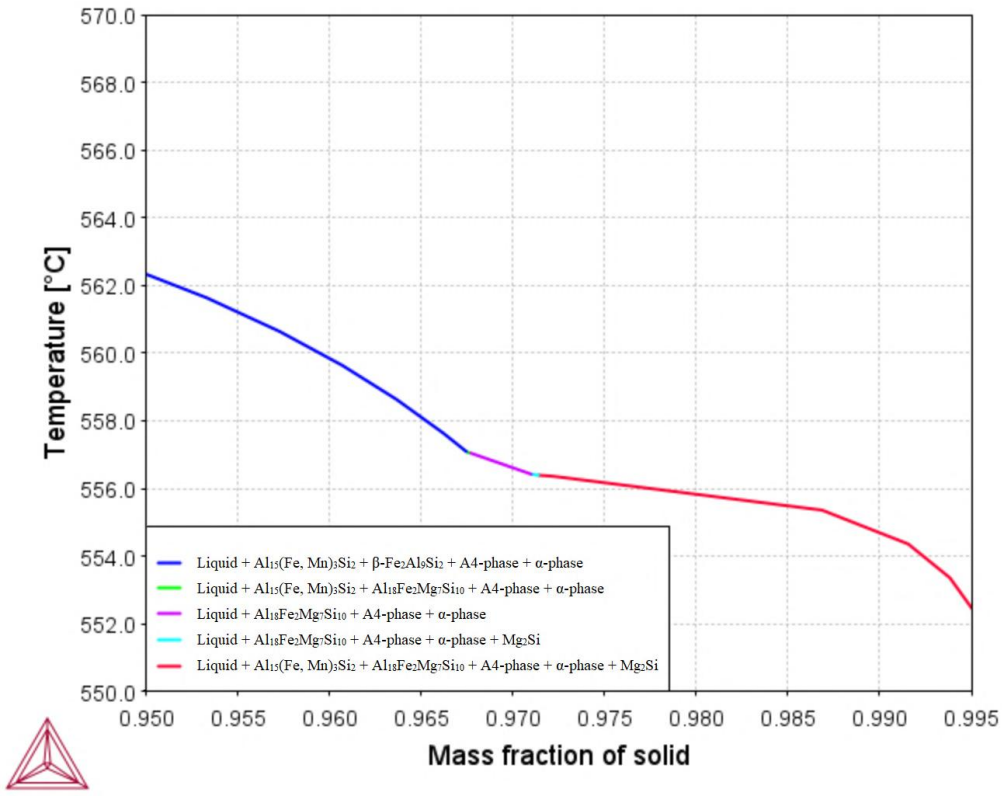




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,73	569,50	645,73	491,50	6,41	$3{,}5036 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6135 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7951 \cdot 10^{-7}$

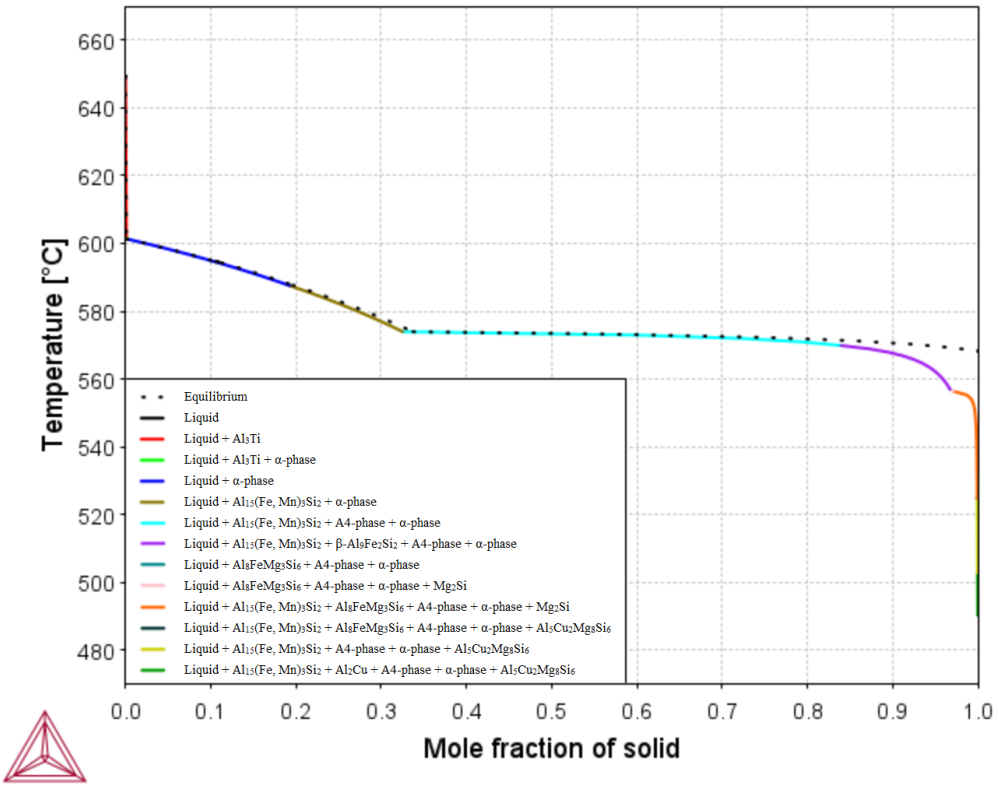
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

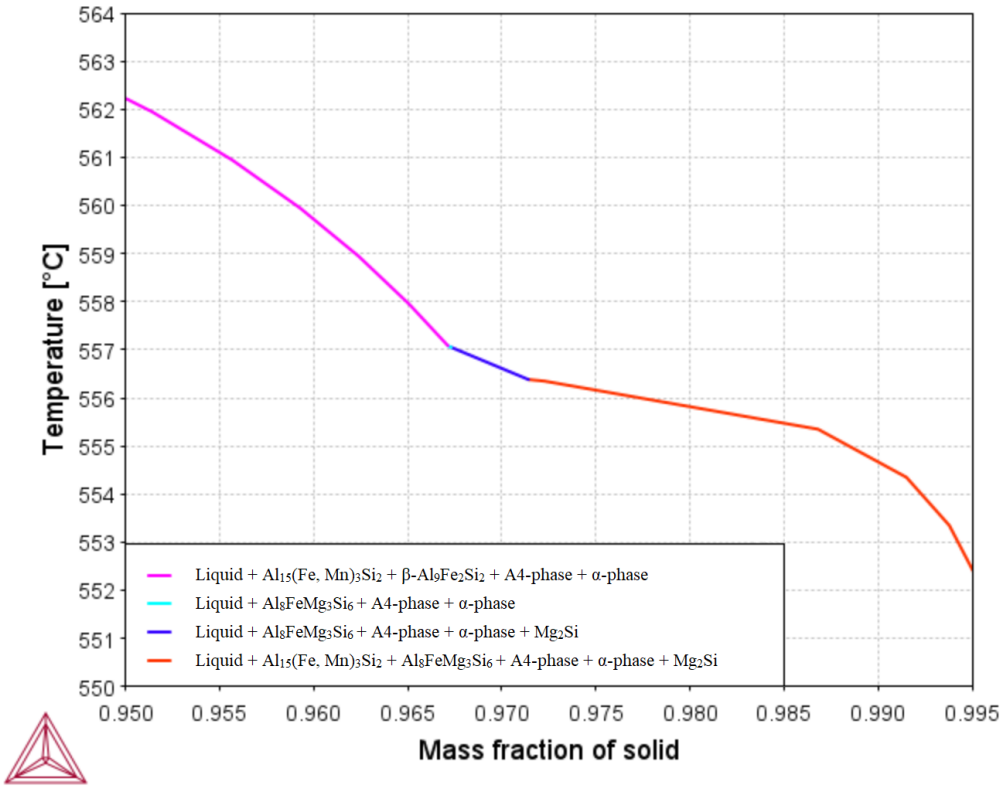




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
646,03	568,26	646,03	490,40	6,42	$3{,}5033 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6132 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7949 \cdot 10^{-7}$

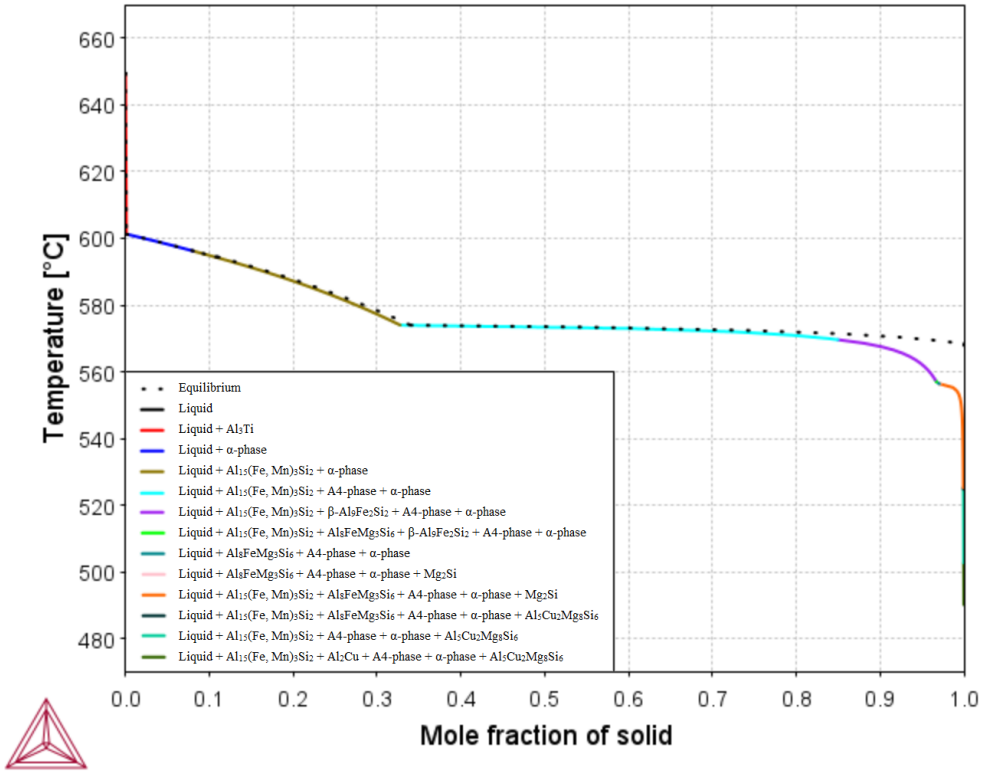
Aluminum alloy: 9Si – 0,25Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

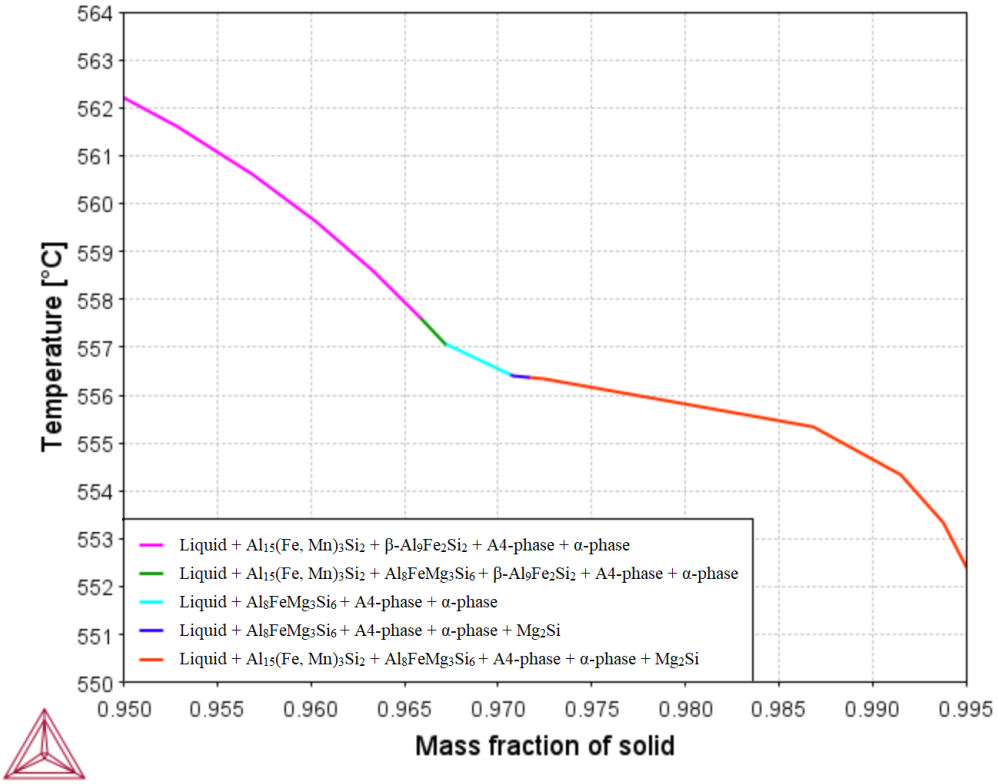




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,21	568,31	649,20	490,33	6,95	$3{,}7304 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8508 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0500 \cdot 10^{-7}$

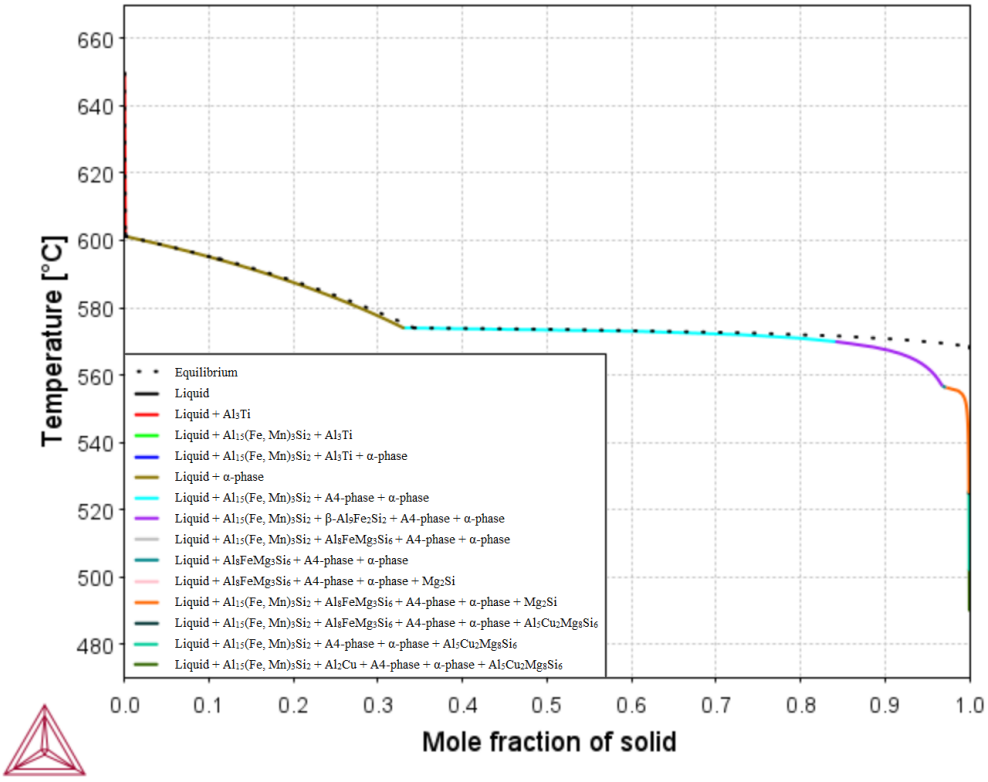
Aluminum alloy: 9Si – 0,25Fe – 0,02Cu – 0,55Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

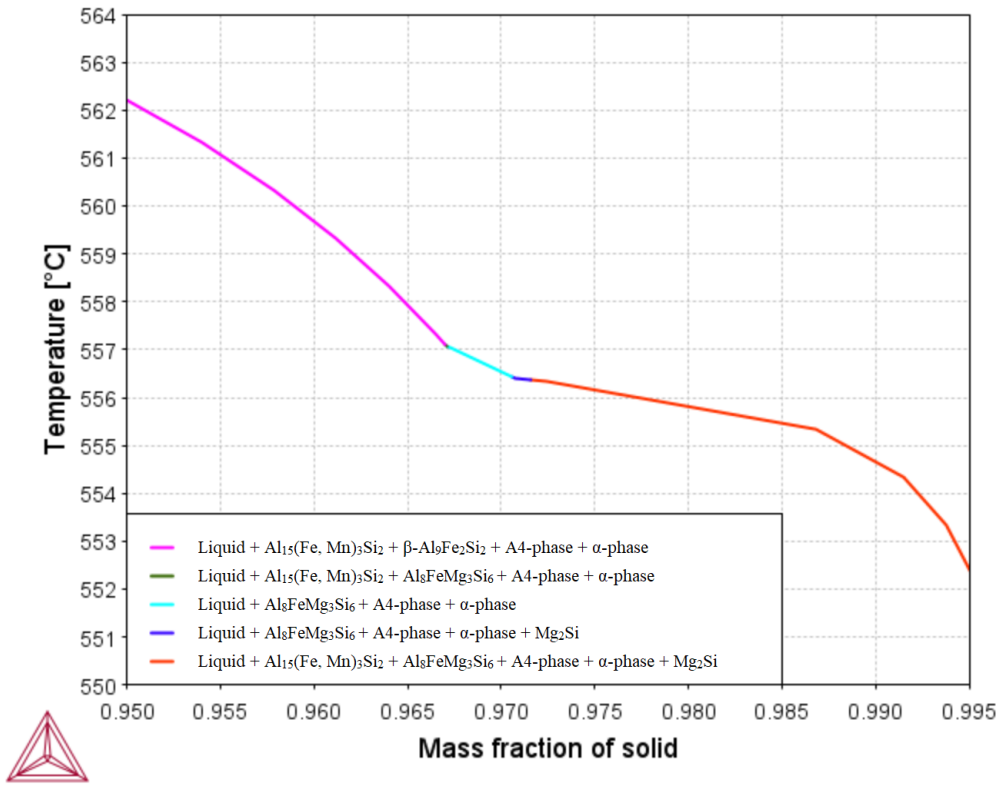




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,34	568,42	649,33	490,29	6,98	$3{,}7358 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8565 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0562 \cdot 10^{-7}$

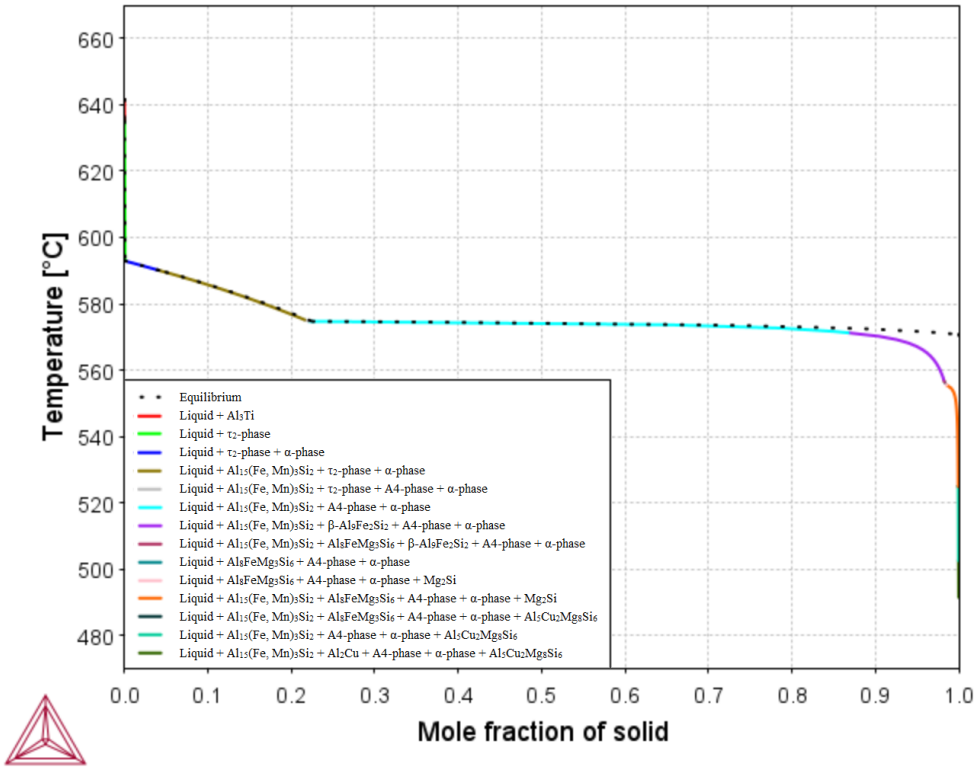
Aluminum alloy: 9Si – 0,25Fe – 0,02Cu – 0,65Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

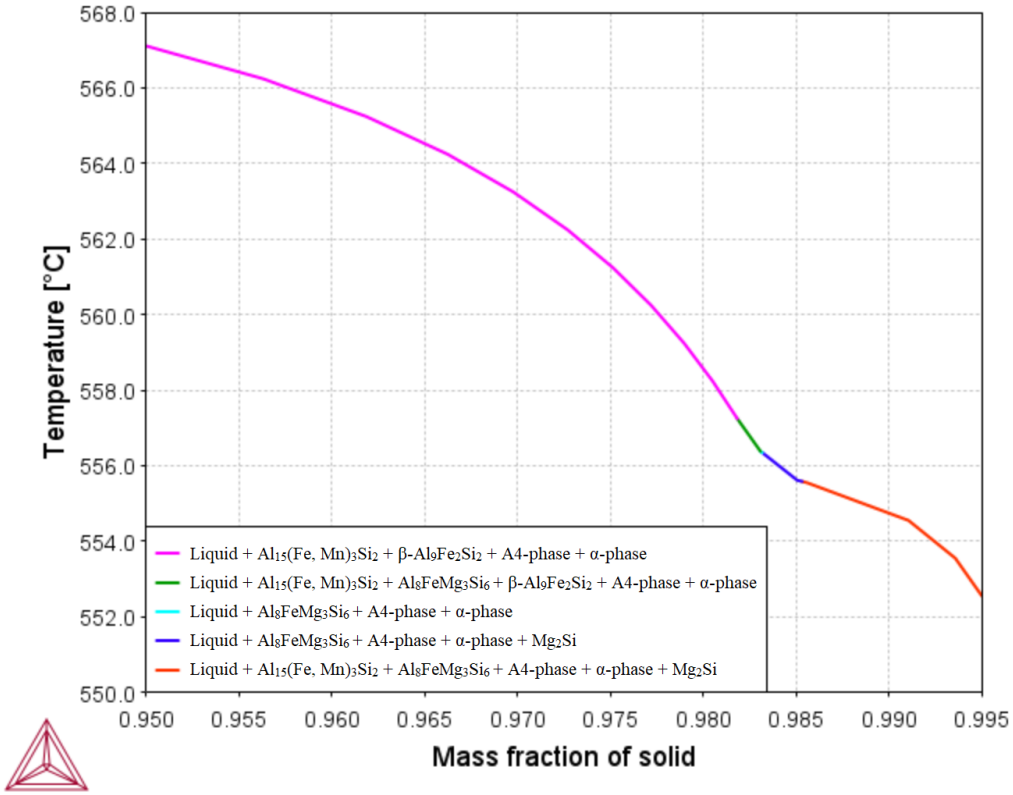




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,47	568,50	649,45	490,25	7,00	$3{,}7413 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8622 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0625 \cdot 10^{-7}$

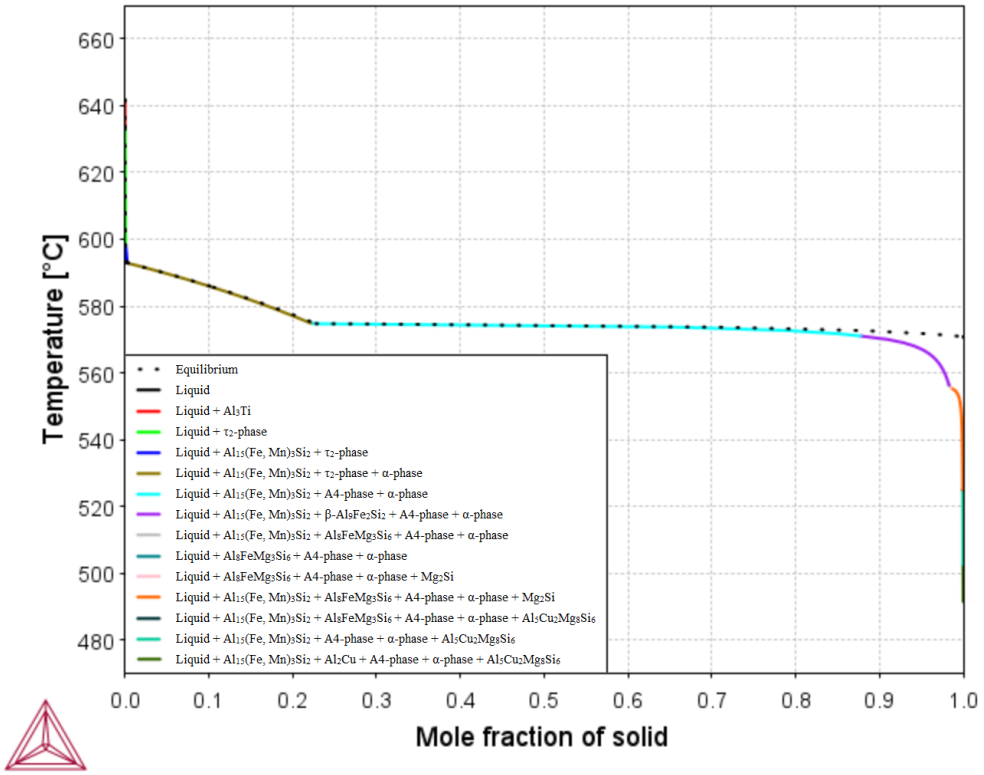
Aluminum alloy*:* 10,25Si – 0,25Fe – 0,02Cu – 0,55Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

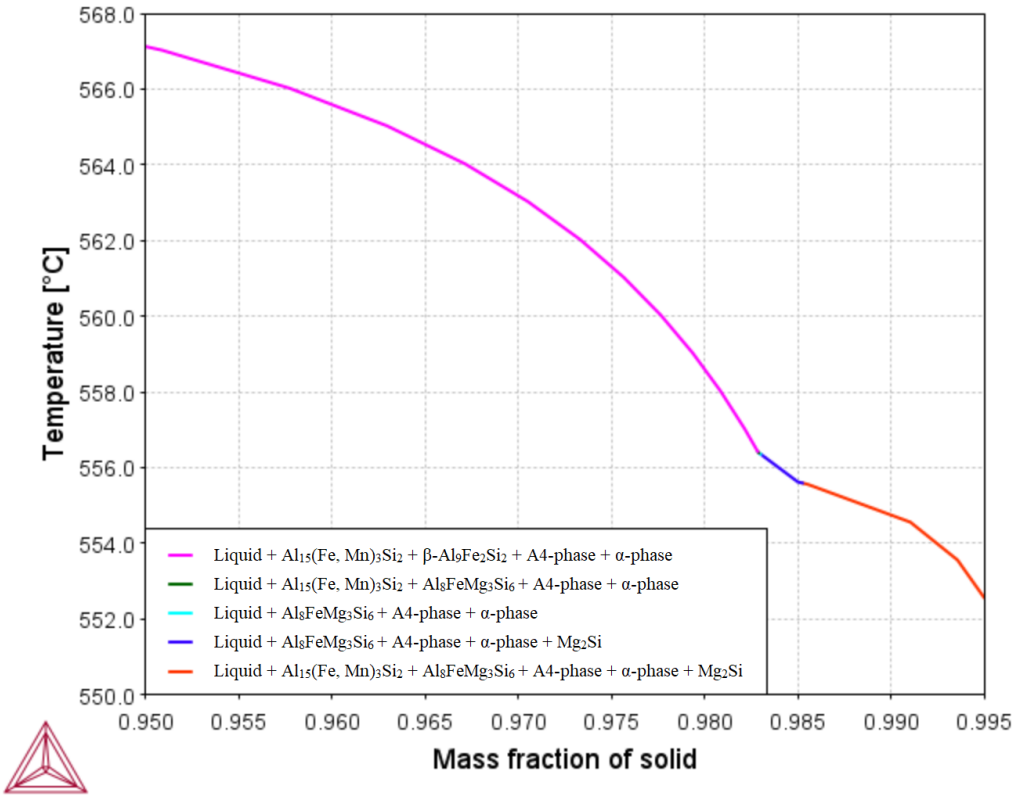




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,45	570,80	641,44	491,60	6,63	$3{,}6174 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7325 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9230 \cdot 10^{-7}$

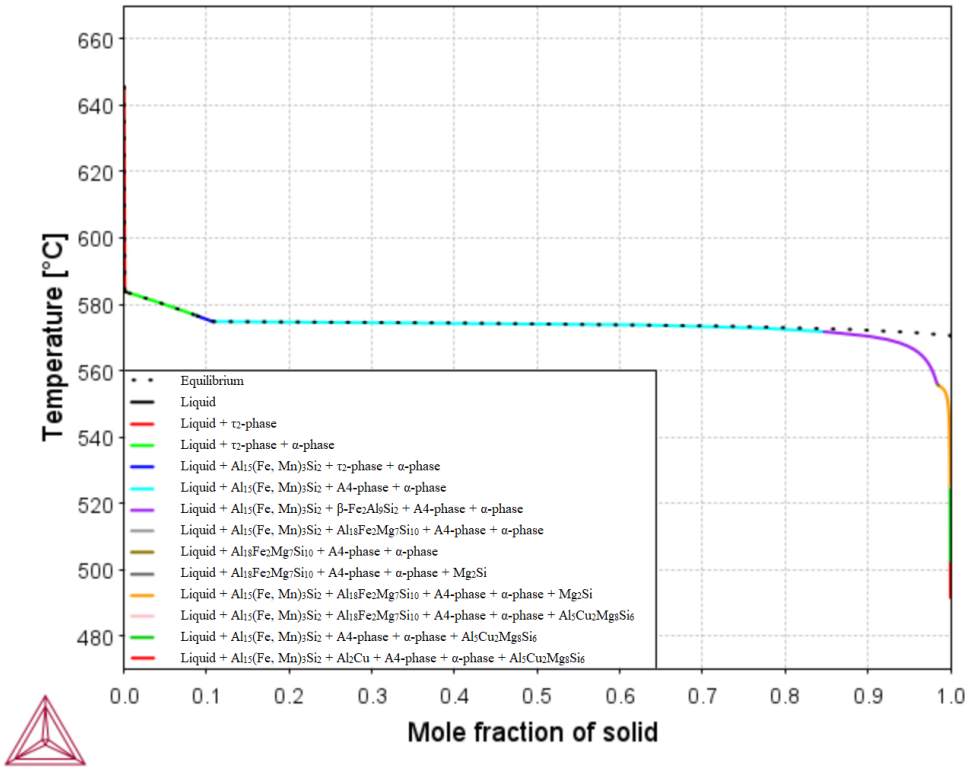
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,25Fe – 0,02Cu – 0,65Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

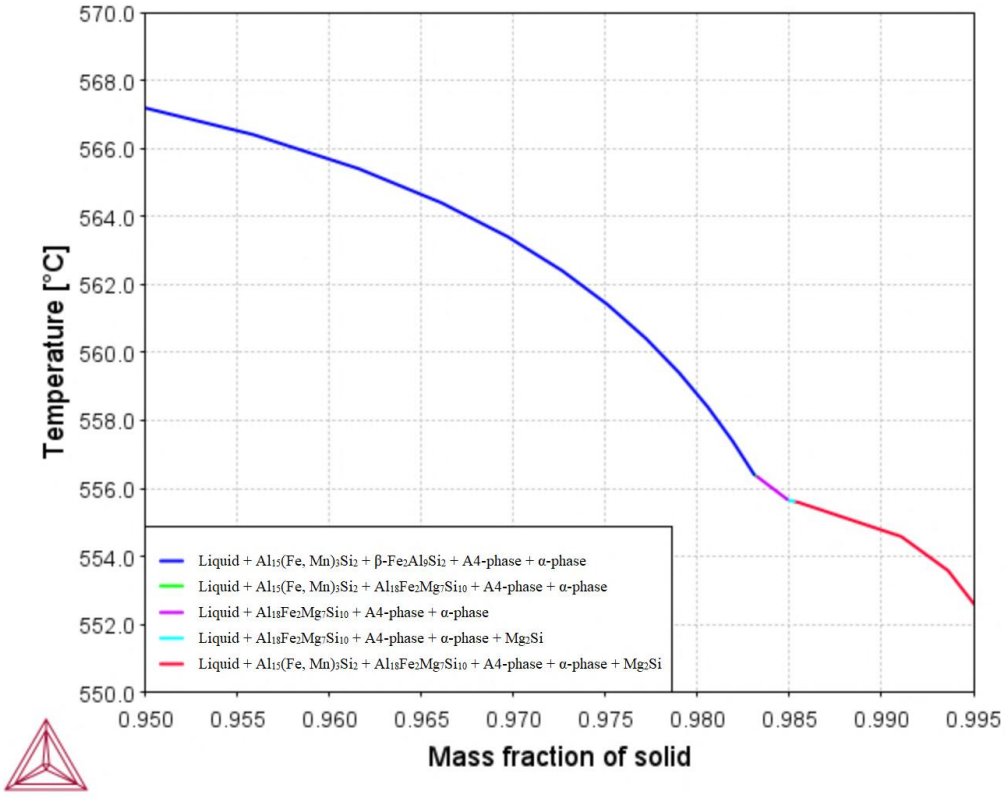




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,58	570,89	641,58	491,60	6,66	$3{,}6228 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7382 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9292 \cdot 10^{-7}$

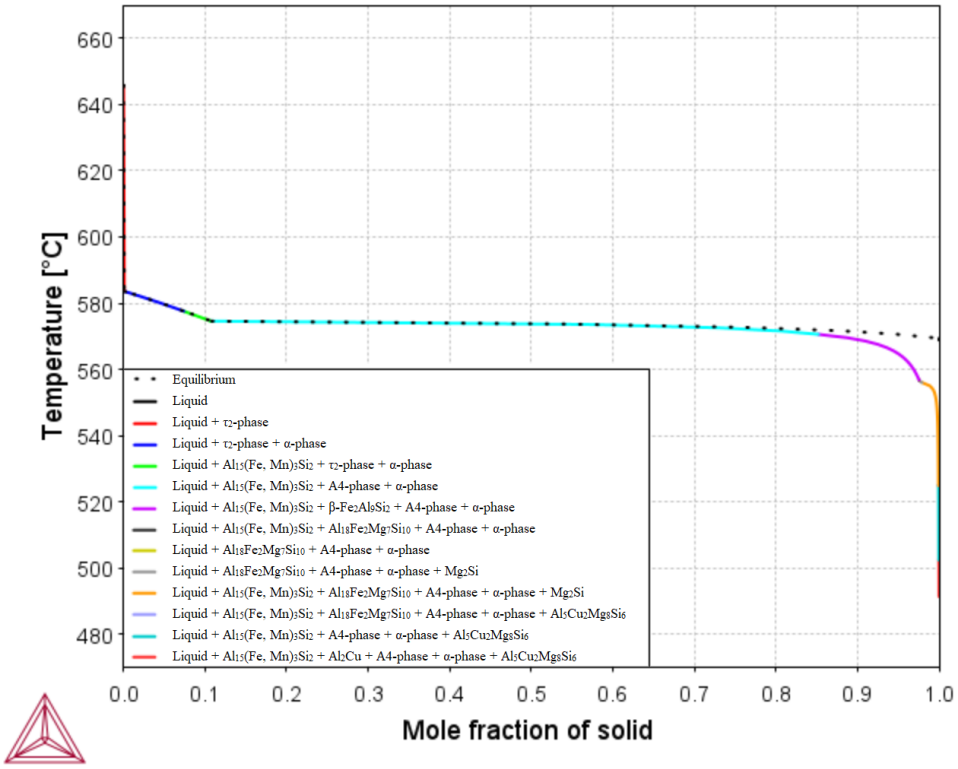
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,25Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

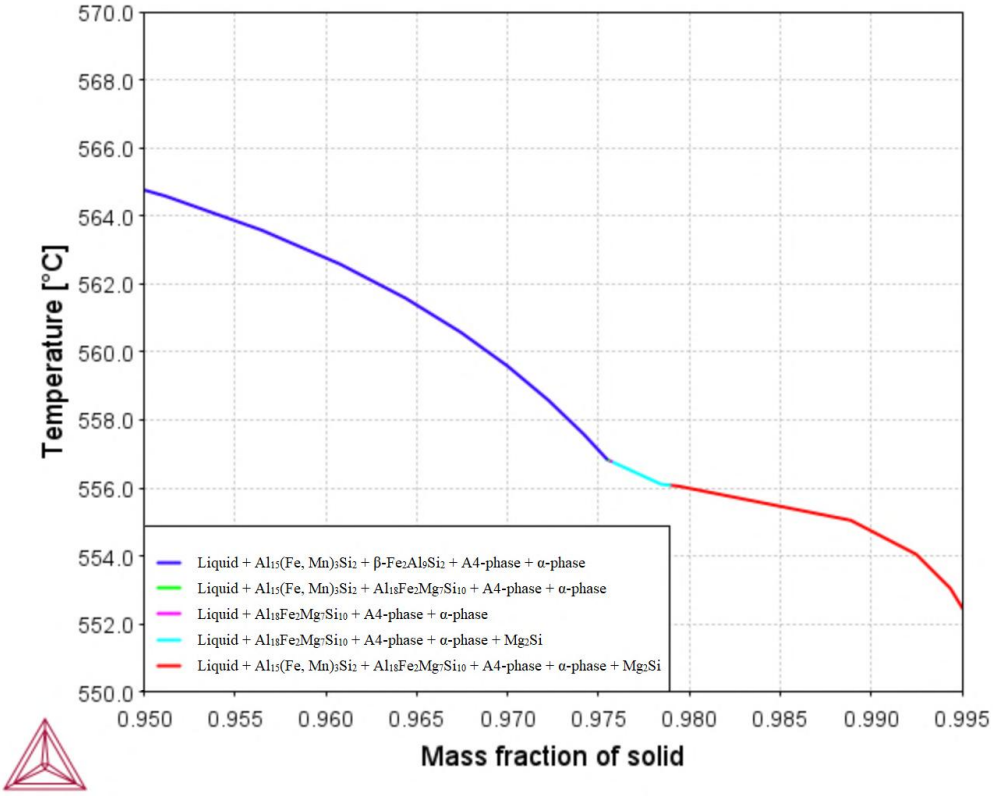




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,35	570,61	645,34	491,69	6,41	$3{,}5084 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6186 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8007 \cdot 10^{-7}$

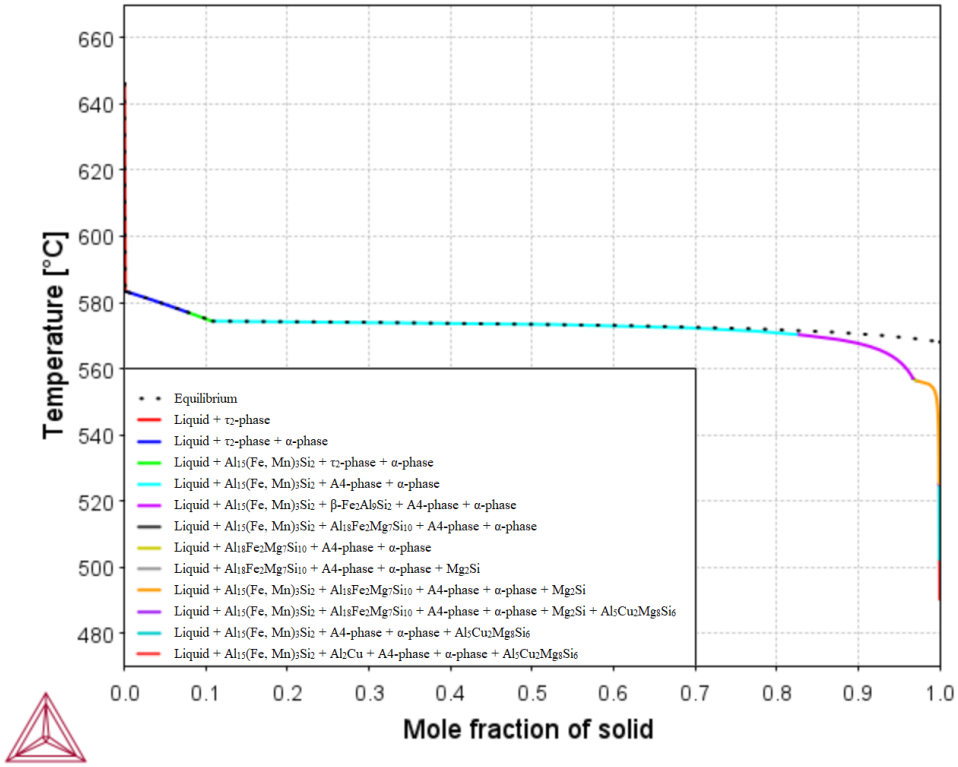
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,25Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,2Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

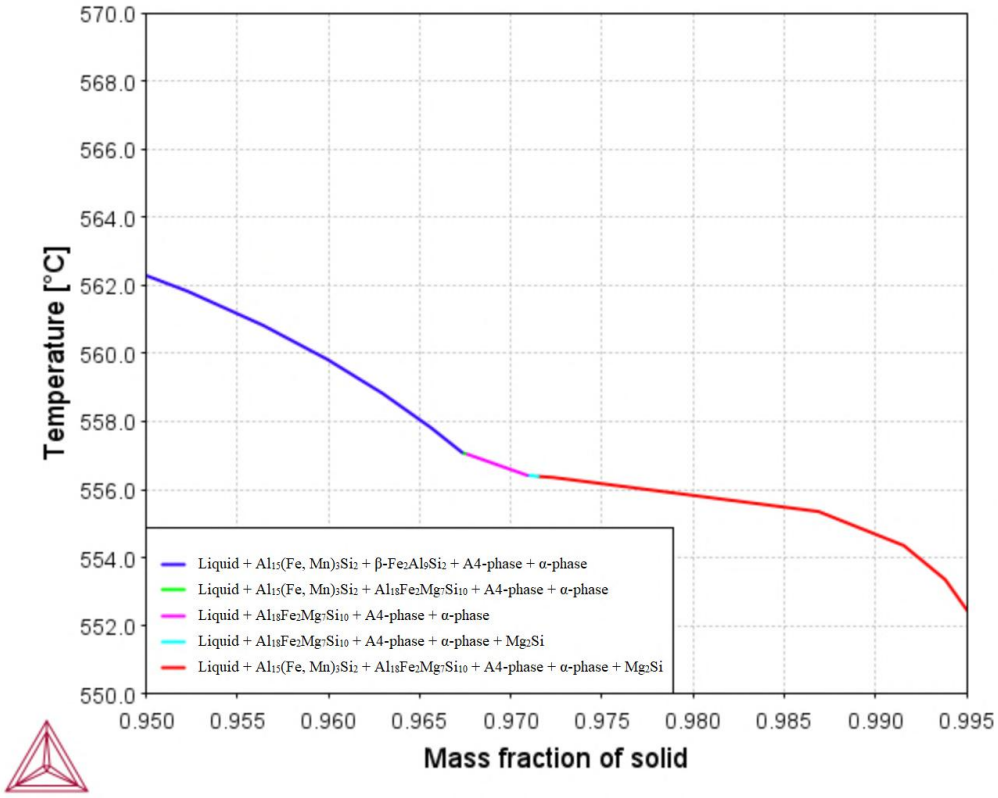




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,66	569,37	645,65	491,51	6,42	$3{,}5081 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6183 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8004 \cdot 10^{-7}$

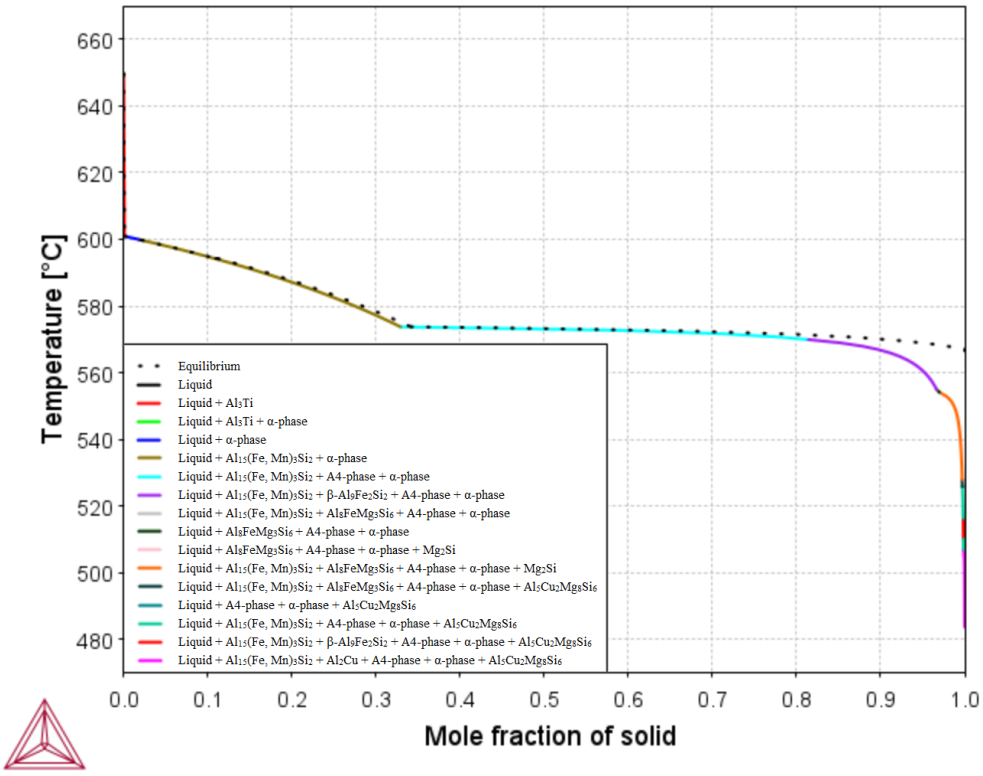
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,25Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

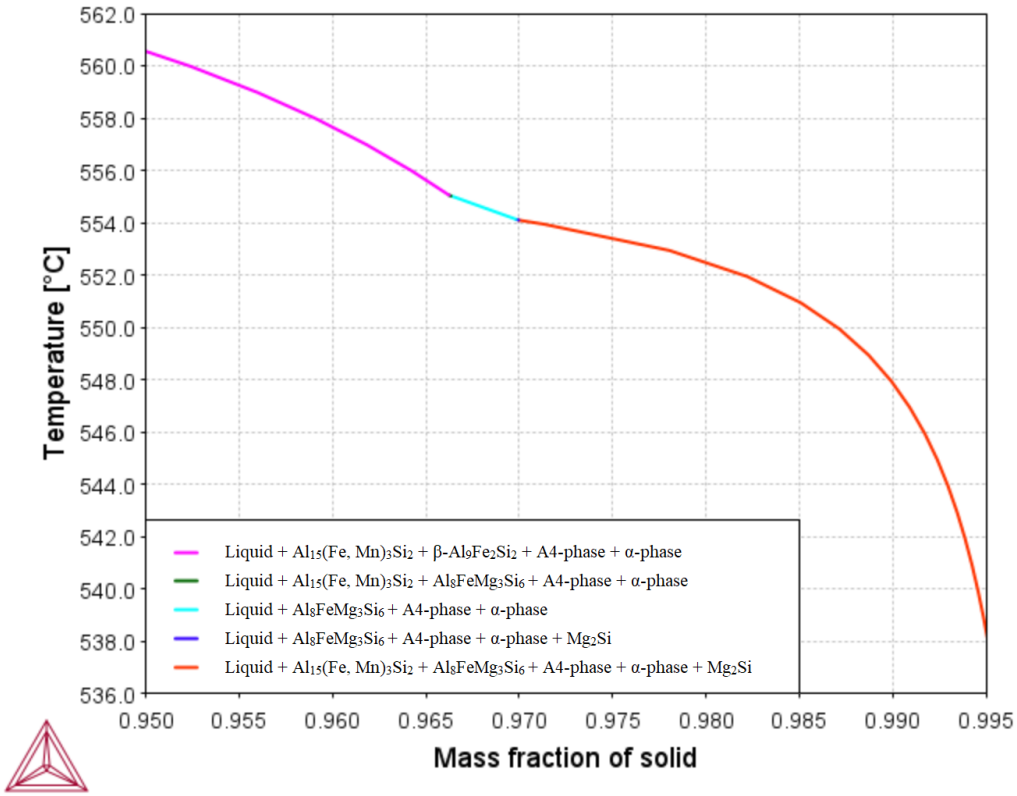




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,96	568,12	645,96	490,40	6,42	$3{,}5078 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6180 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8001 \cdot 10^{-7}$

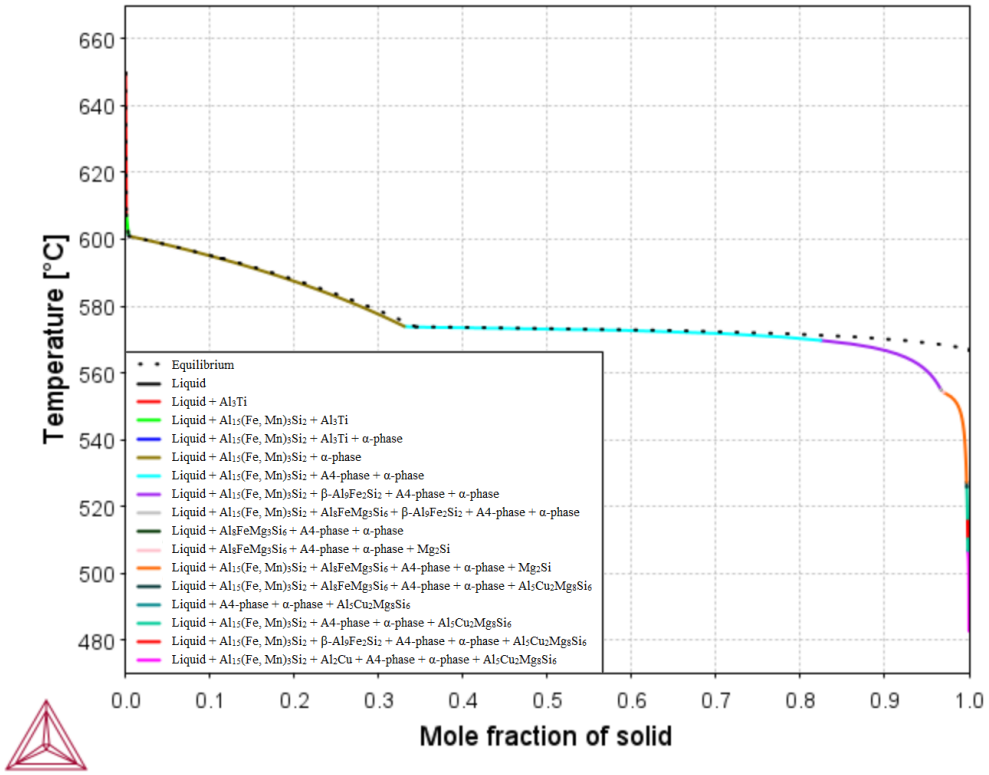
Aluminum alloy: 9Si – 0,3Fe – 0,08Cu – 0,6Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

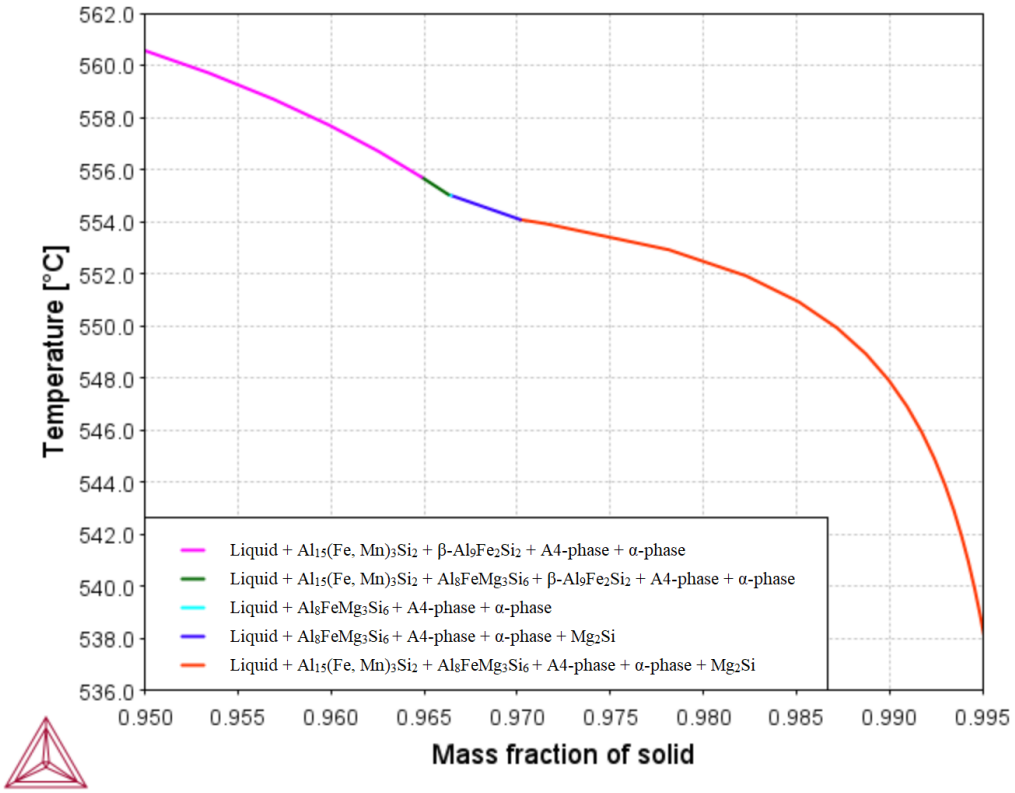




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,47	567,06	649,47	483,80	7,00	$3{,}7437 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8649 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0654 \cdot 10^{-7}$

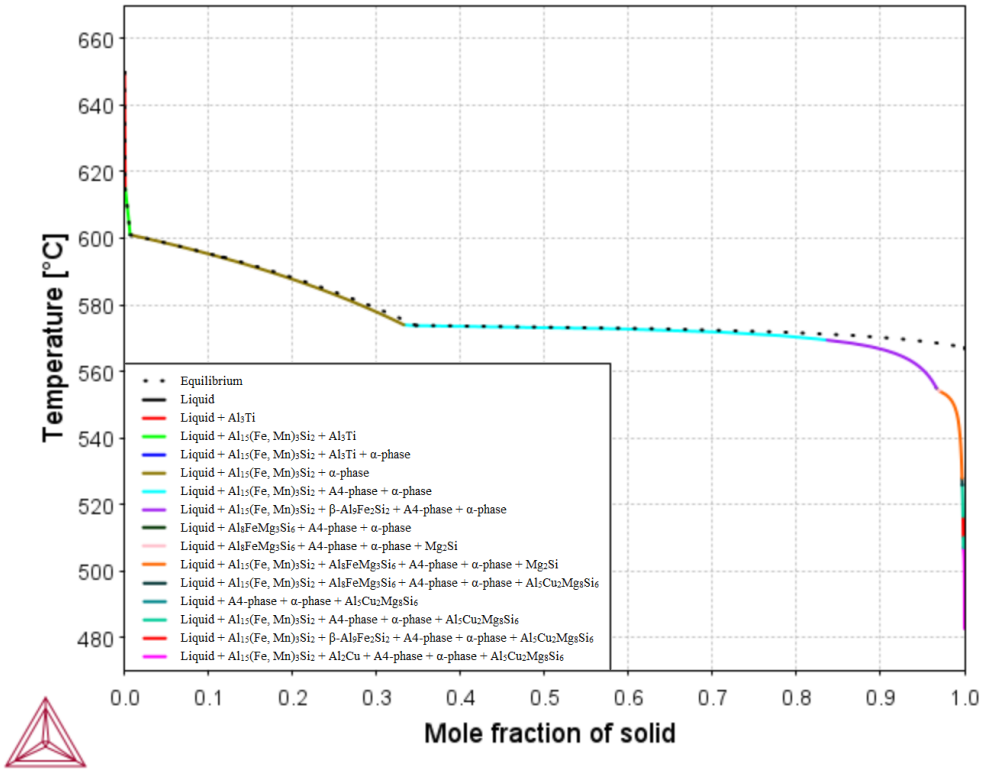
Aluminum alloy: 9Si – 0,3Fe – 0,08Cu – 0,7Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

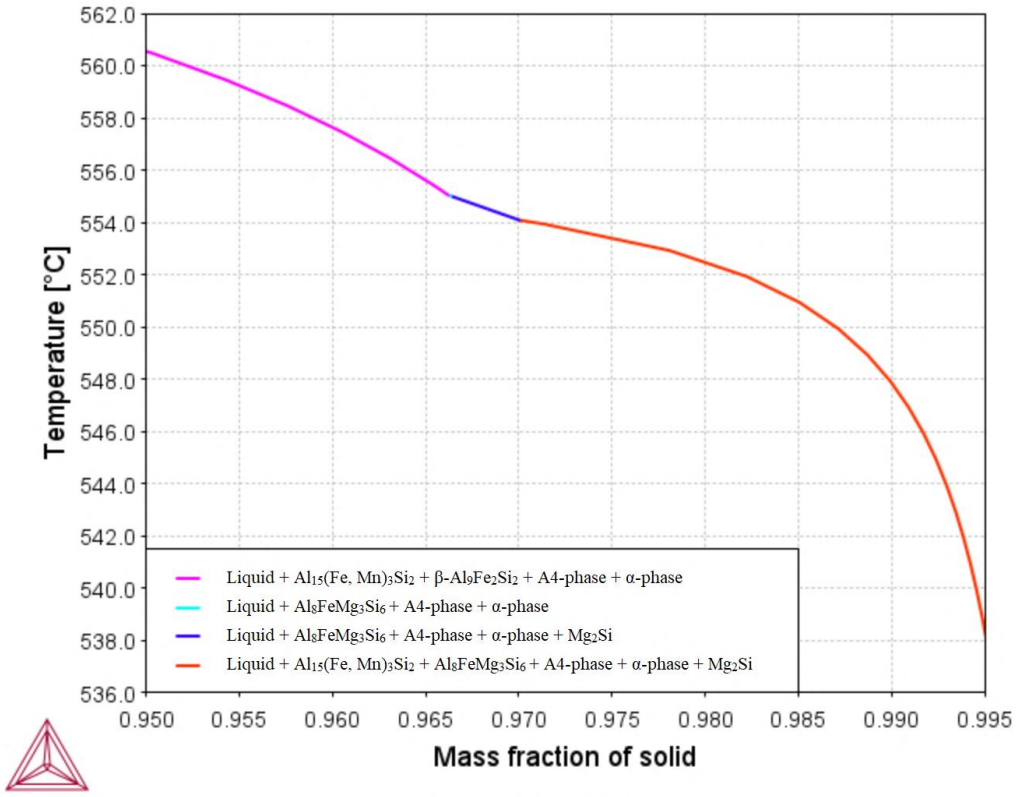




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,60	567,12	649,59	482,81	7,03	$3{,}7491 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8706 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0717 \cdot 10^{-7}$

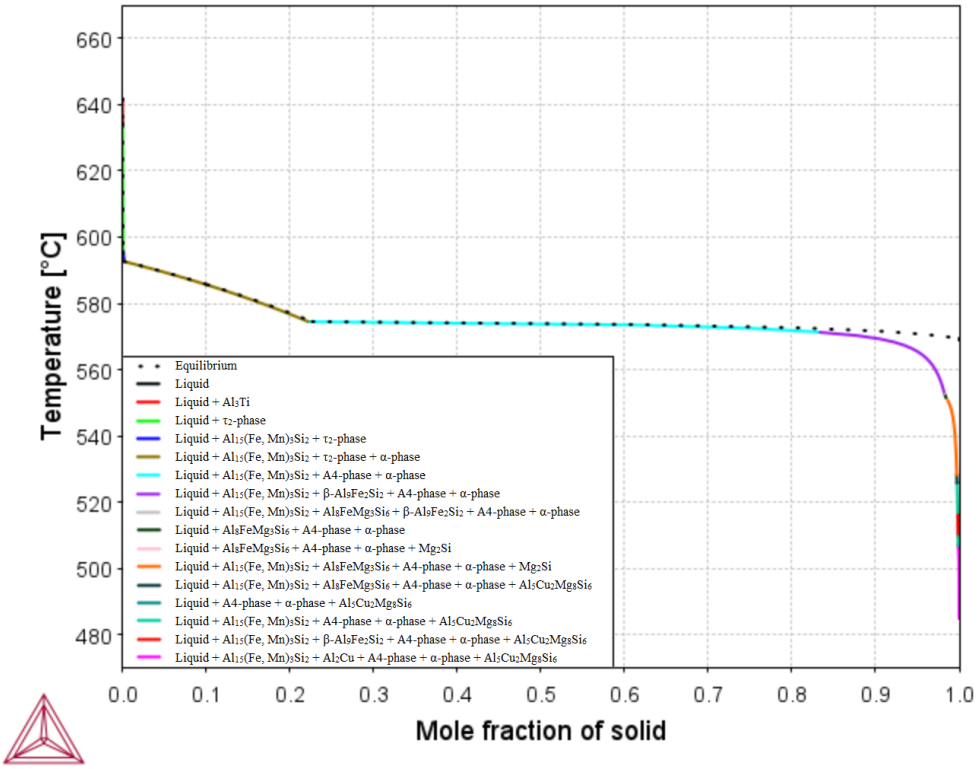
Aluminum alloy: 9Si – 0,3Fe – 0,08Cu – 0,8Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

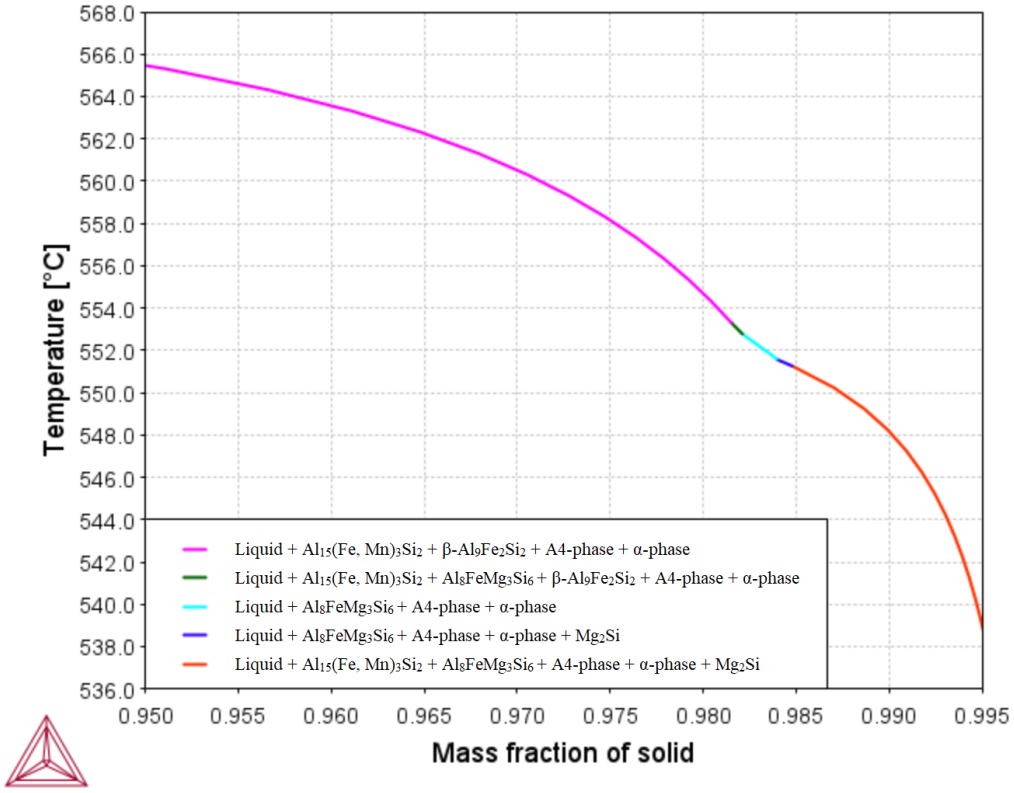




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,73	567,17	649,73	482,79	7,06	$3{,}7546 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8764 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0780 \cdot 10^{-7}$

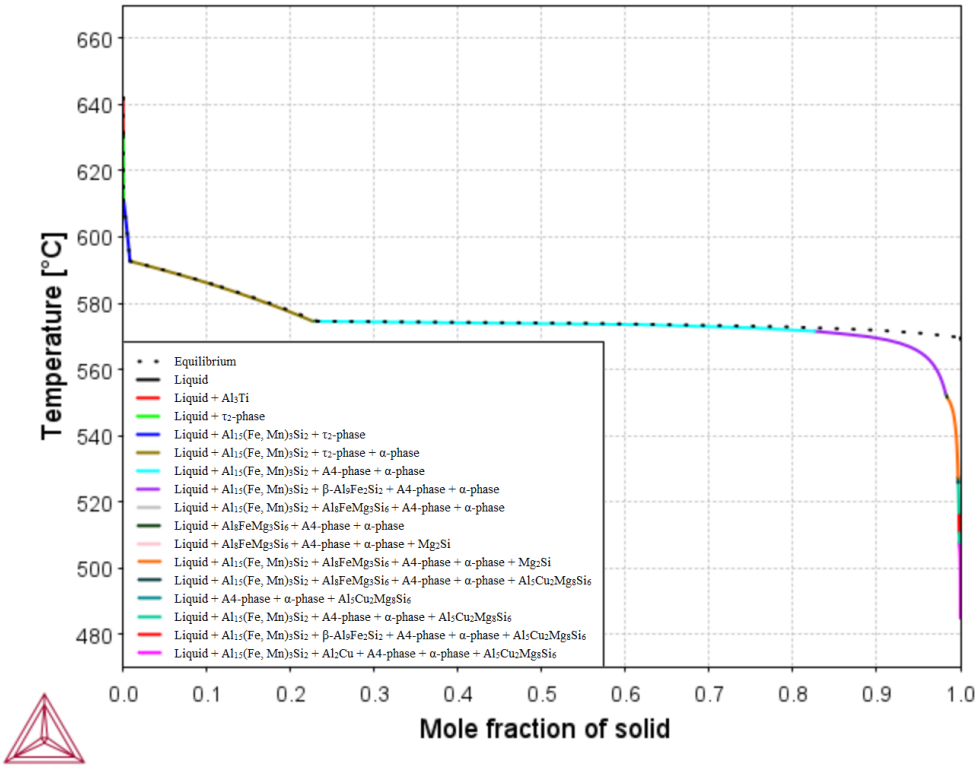
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,3Fe – 0,08Cu – 0,6Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

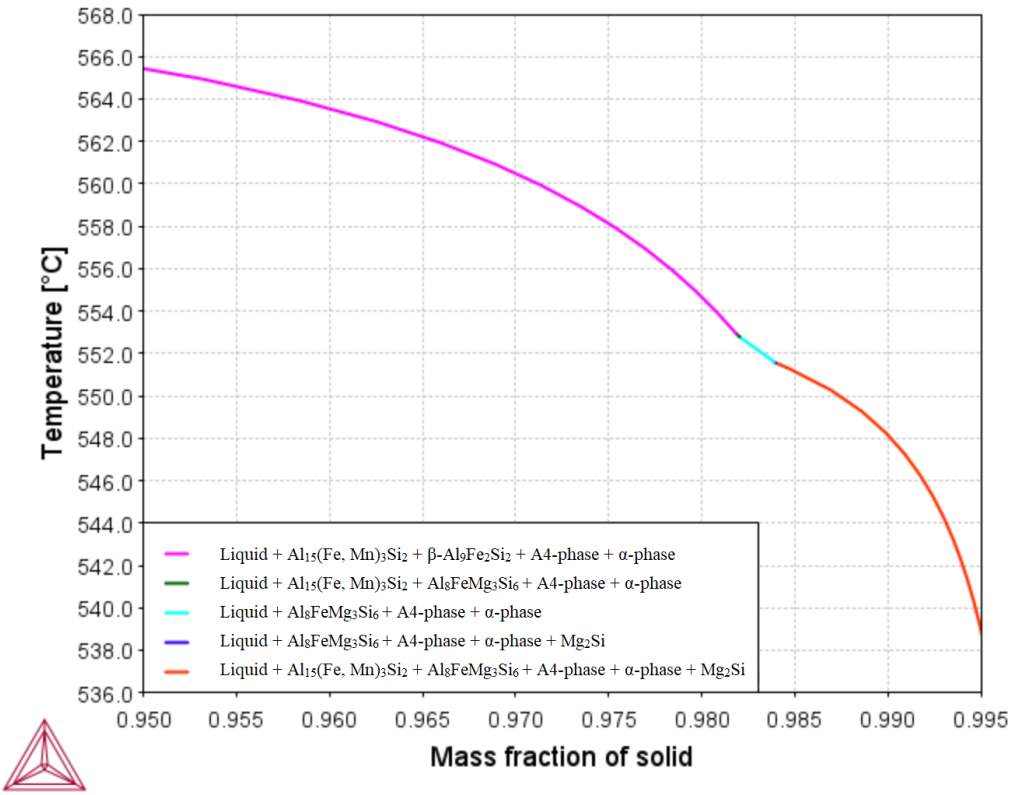




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,59	569,46	641,58	485,00	6,66	$3{,}6253 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7410 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9322 \cdot 10^{-7}$

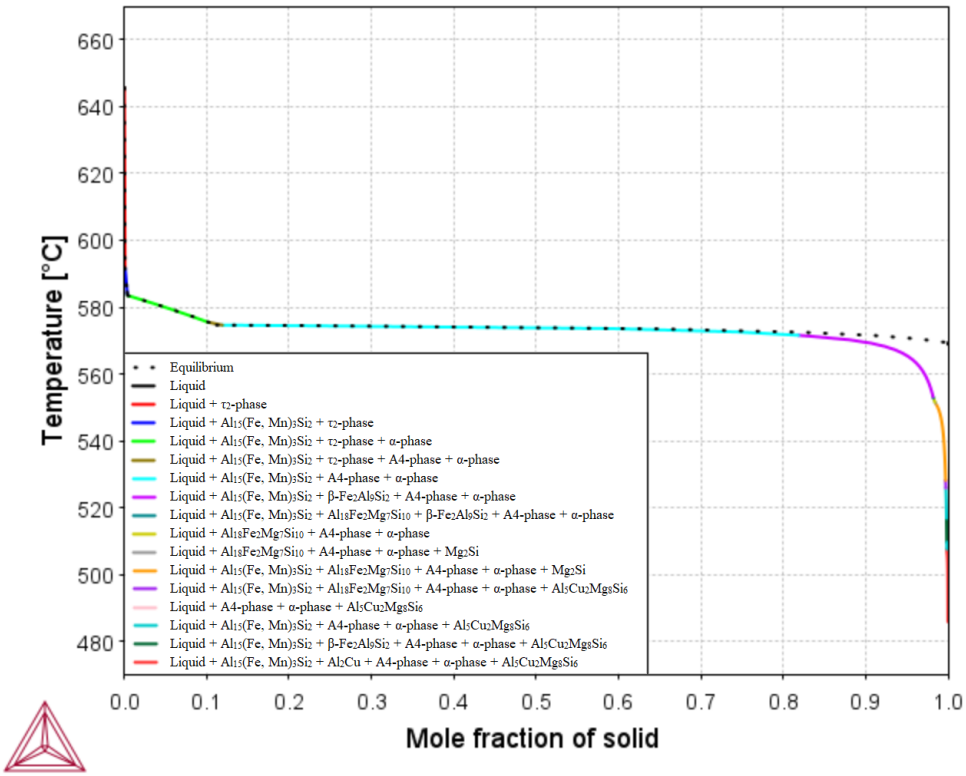
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,3Fe – 0,08Cu – 0,8Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

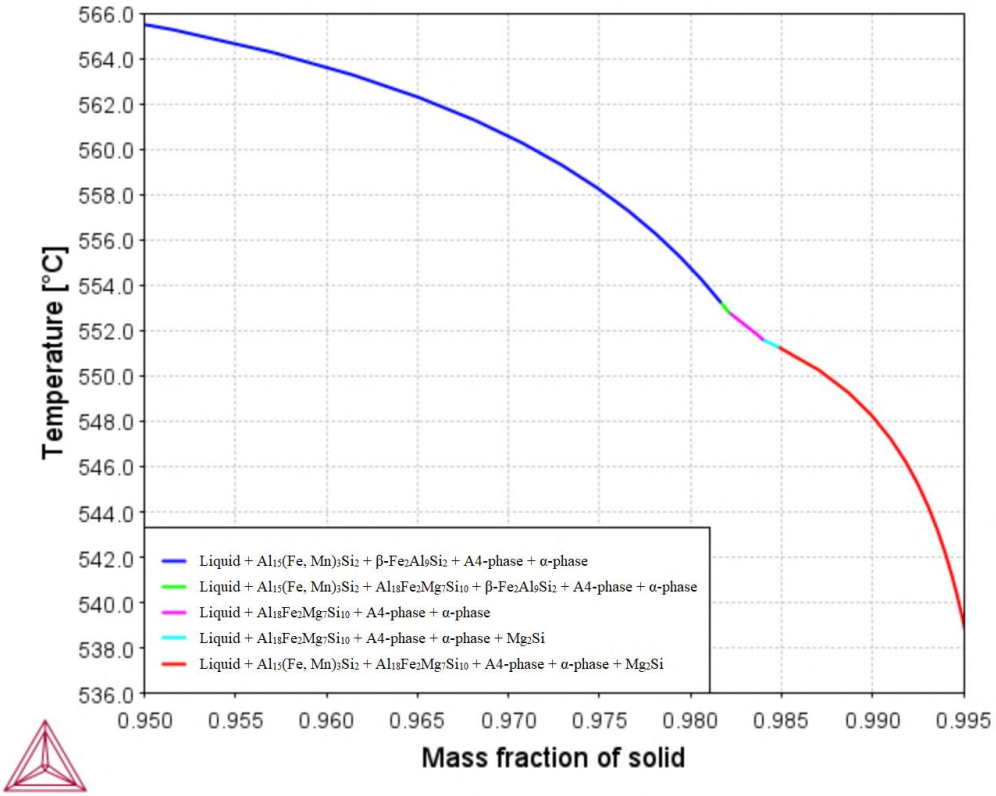




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,86	569,59	641,85	484,99	6,71	$3{,}6362 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7524 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9447 \cdot 10^{-7}$

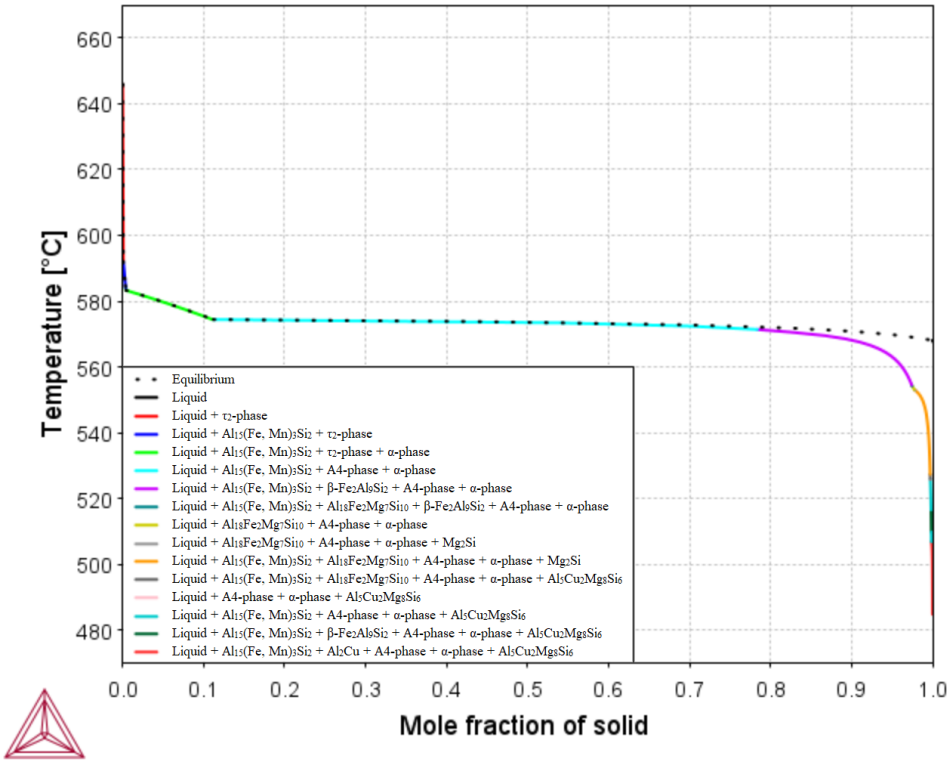
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,3Fe – 0,08Cu – 0,6Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

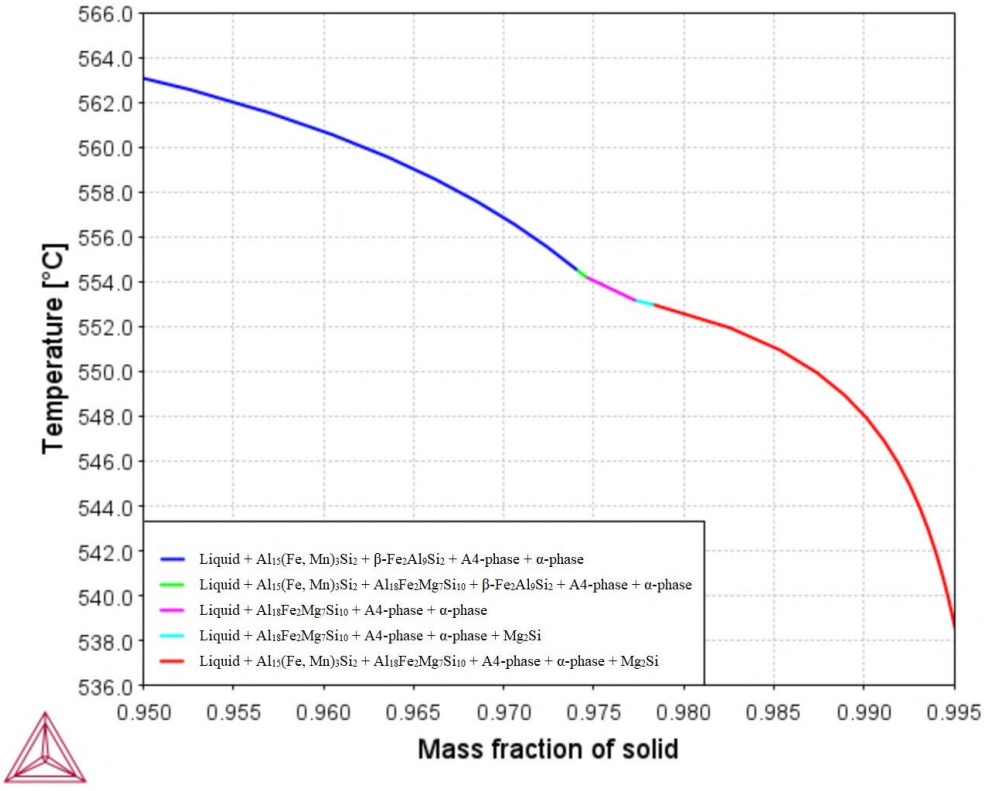




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,44	569,38	645,44	485,99	6,46	$3,5218 \cdot 10^{-7}$	$3,6328 \cdot 10^{-7}$	$4,8162 \cdot 10^{-7}$

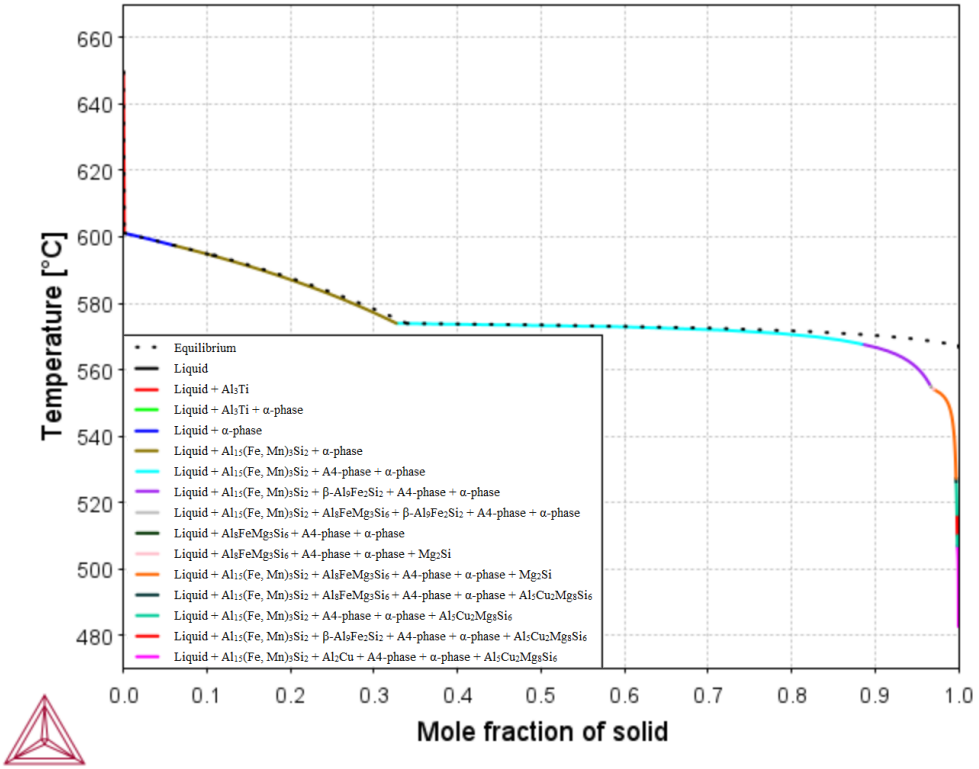
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,3Fe – 0,08Cu – 0,6Mn – 0,2Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

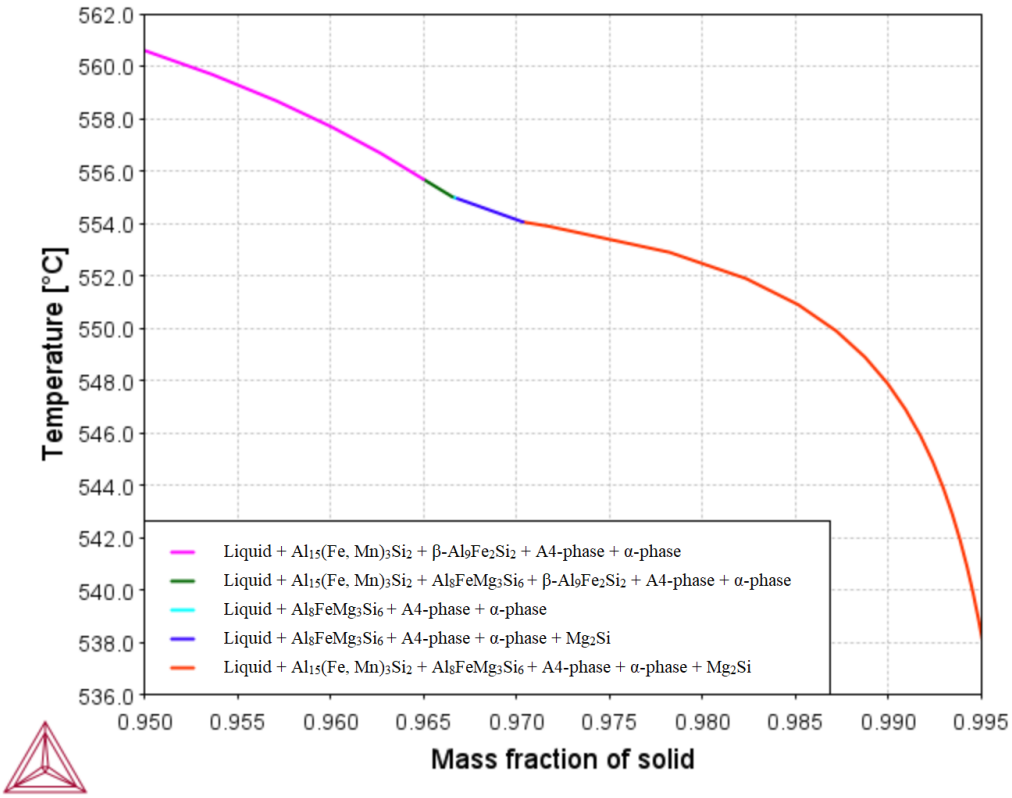




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,75	568,11	645,74	484,92	6,47	$3{,}5215 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6325 \cdot 10^{-7}$	$4{,}8159 \cdot 10^{-7}$

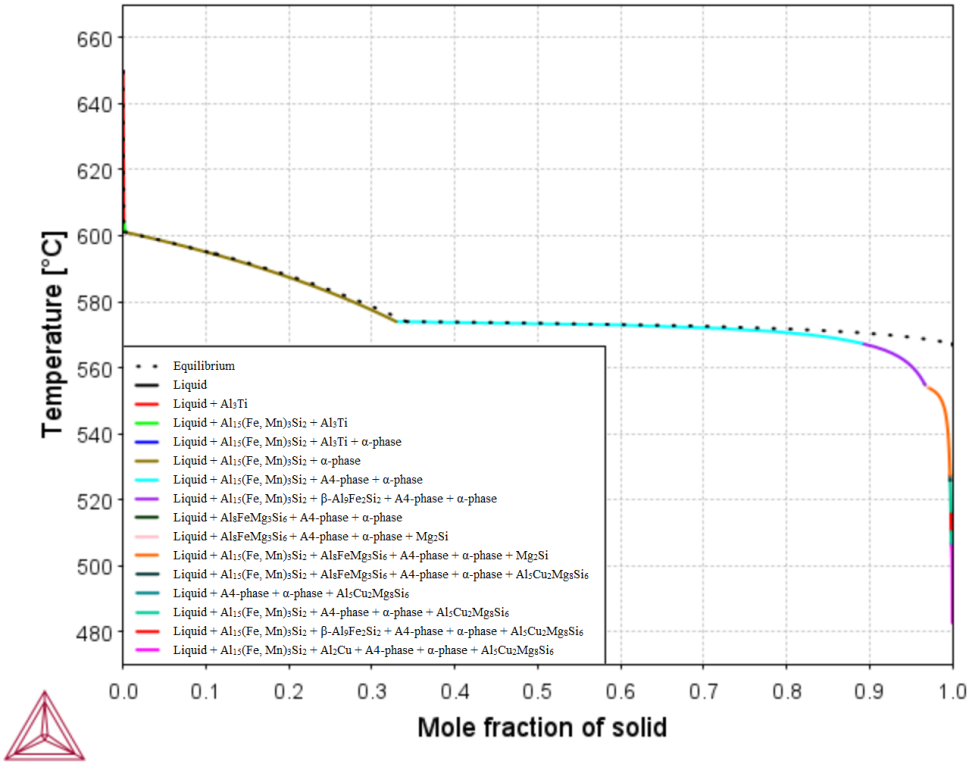
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,6Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

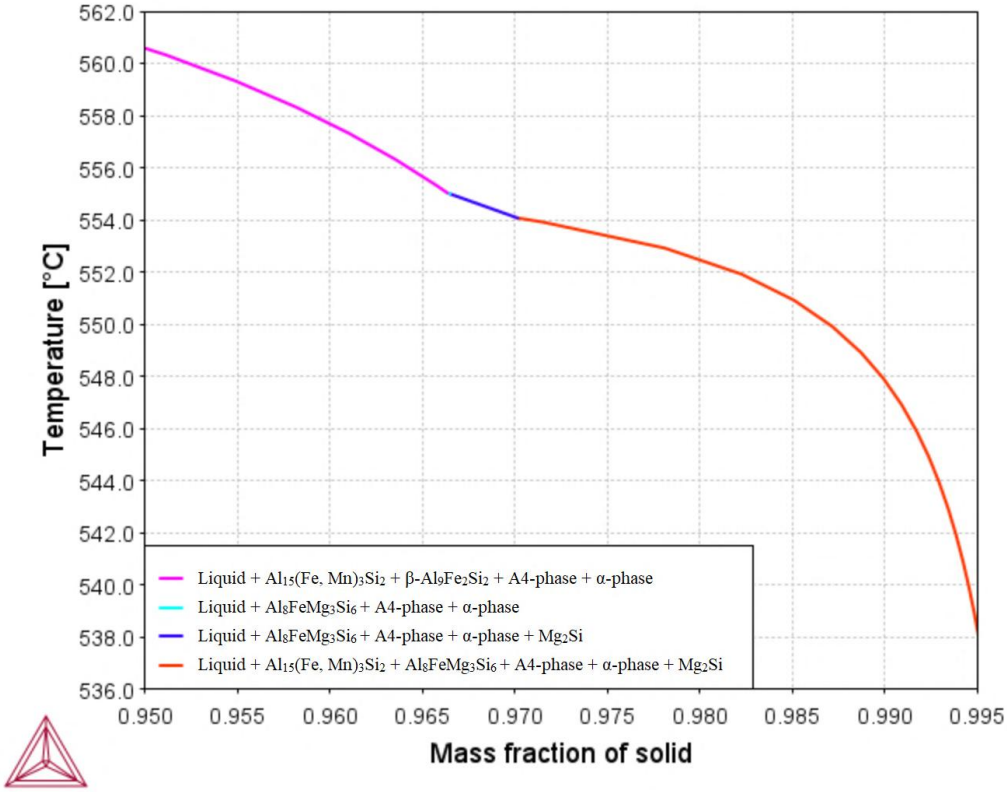




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,47	567,29	649,46	482,79	6,99	$3{,}7344 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8550 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0546 \cdot 10^{-7}$

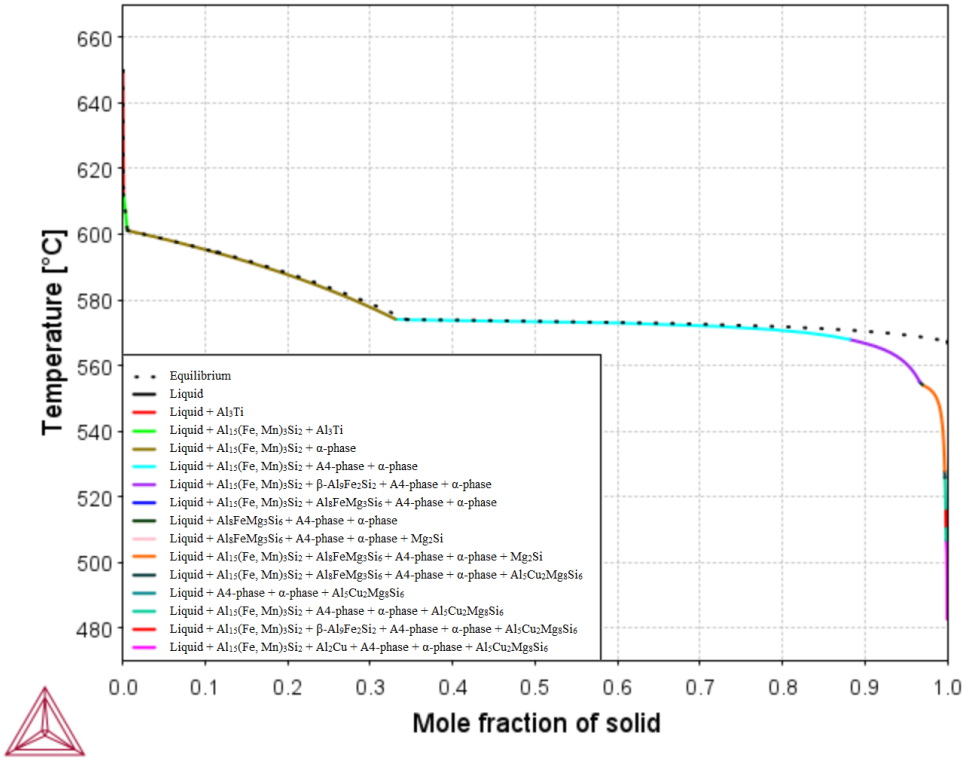
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,7Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

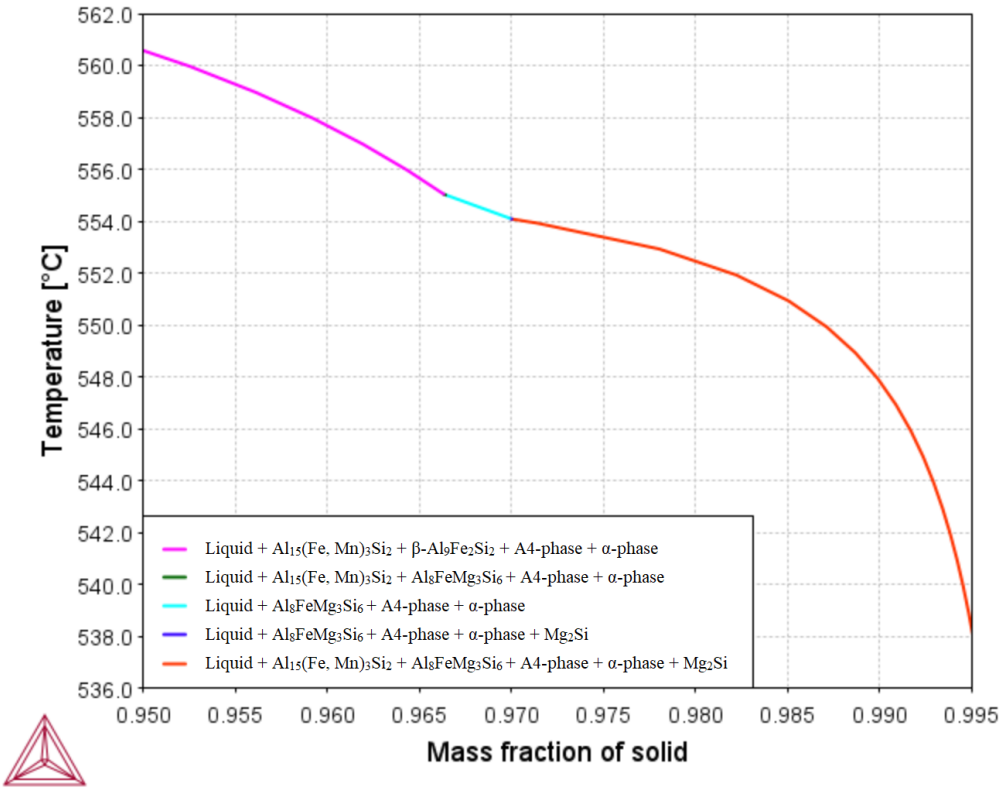




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,60	567,34	649,59	482,81	7,02	$3{,}7398 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8608 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0608 \cdot 10^{-7}$

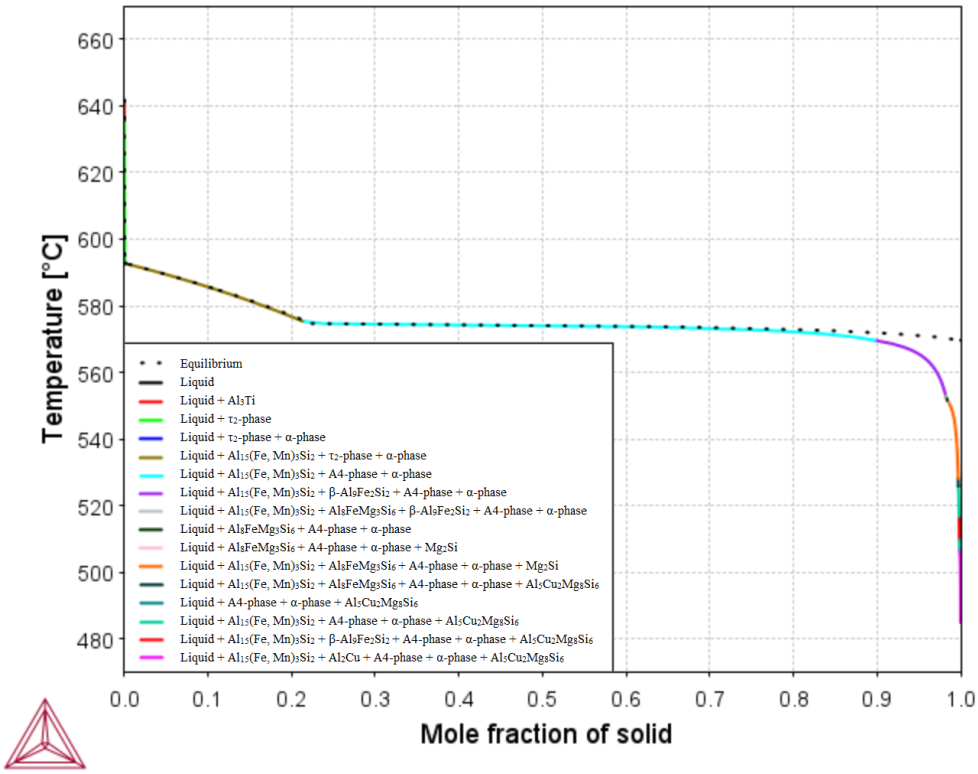
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,8Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

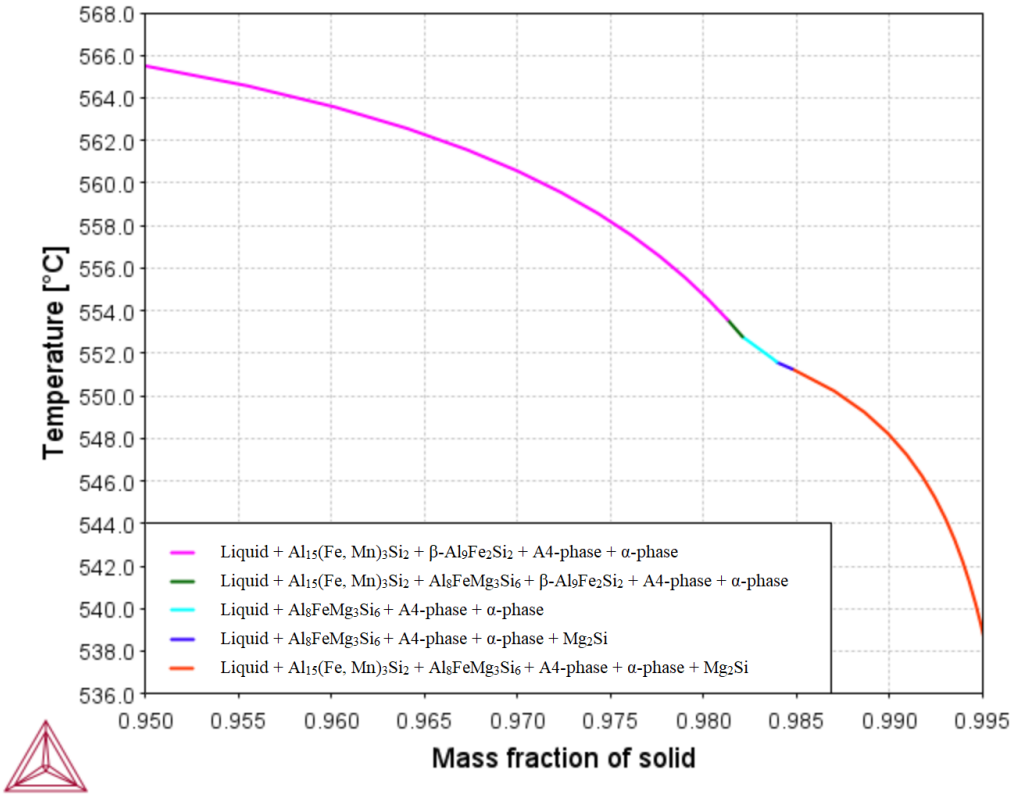




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,72	567,37	649,72	482,79	7,04	$3{,}7453 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8665 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0671 \cdot 10^{-7}$

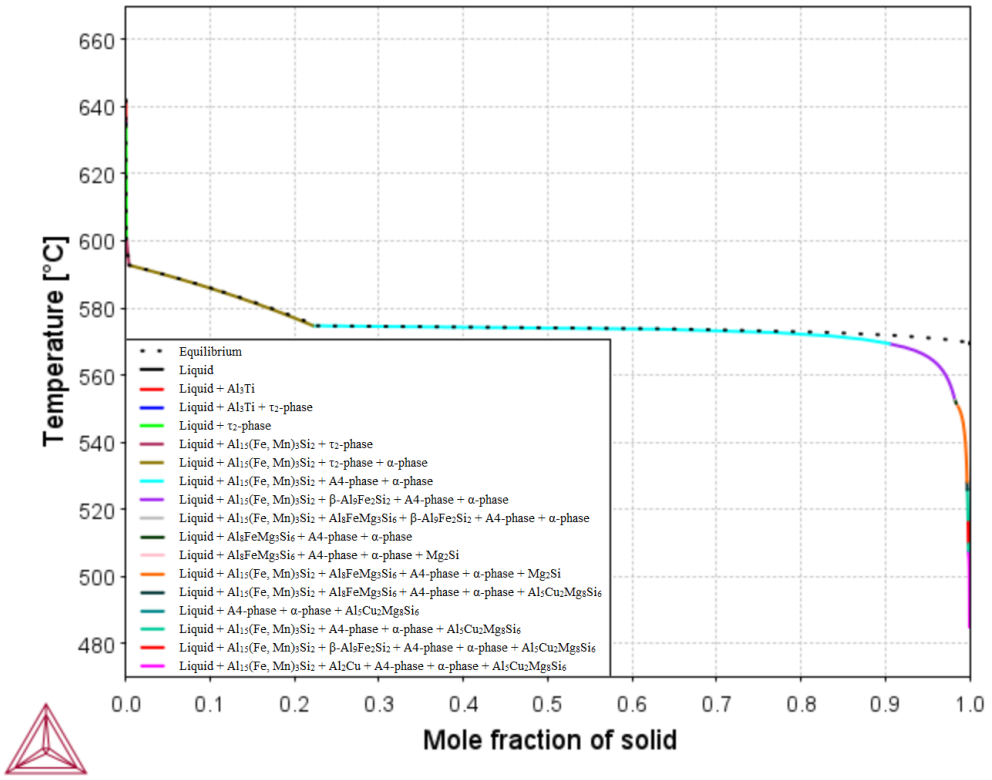
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,6Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

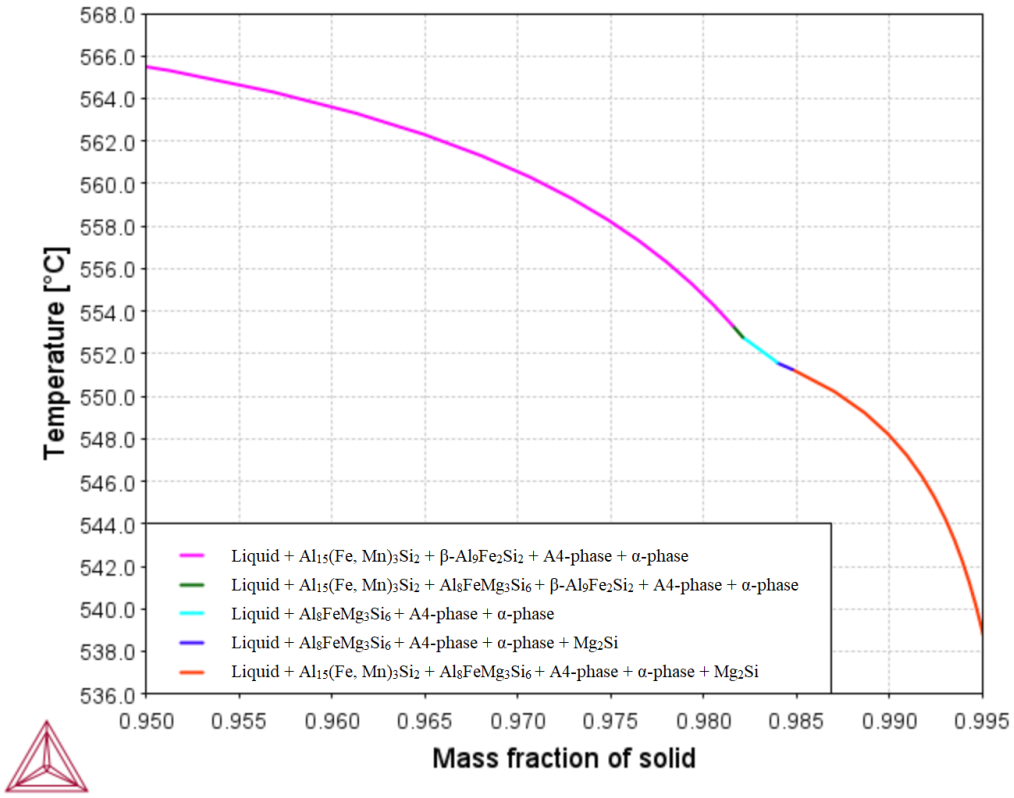




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,58	569,69	641,58	485,00	6,65	$3{,}6161 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7312 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9215 \cdot 10^{-7}$

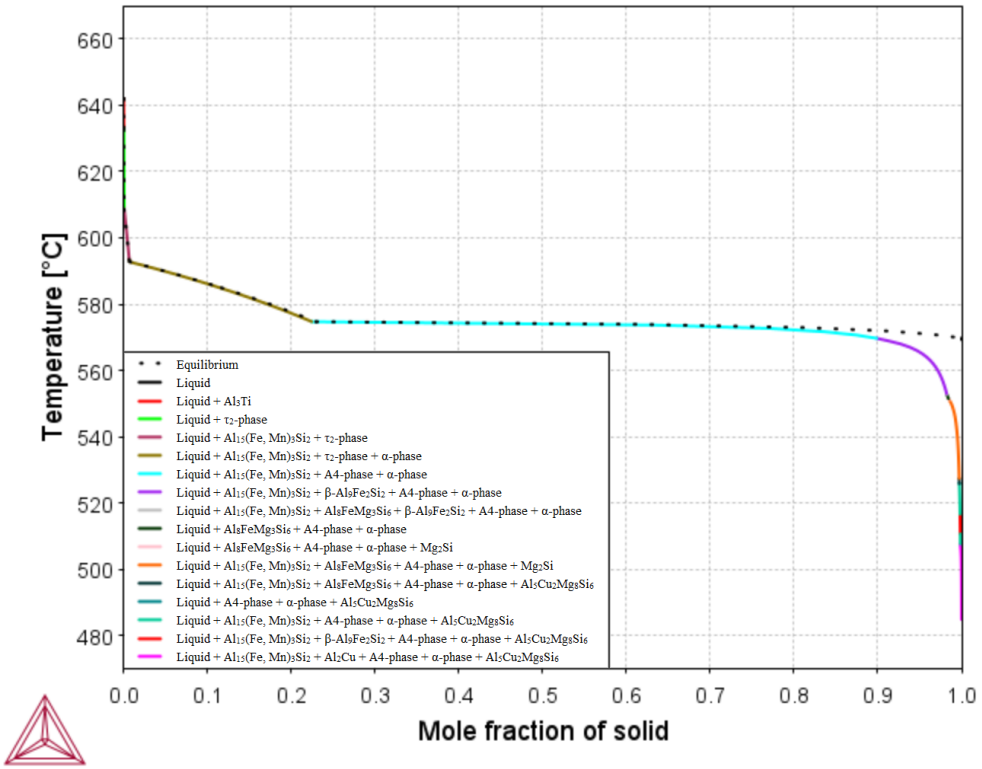
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,7Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

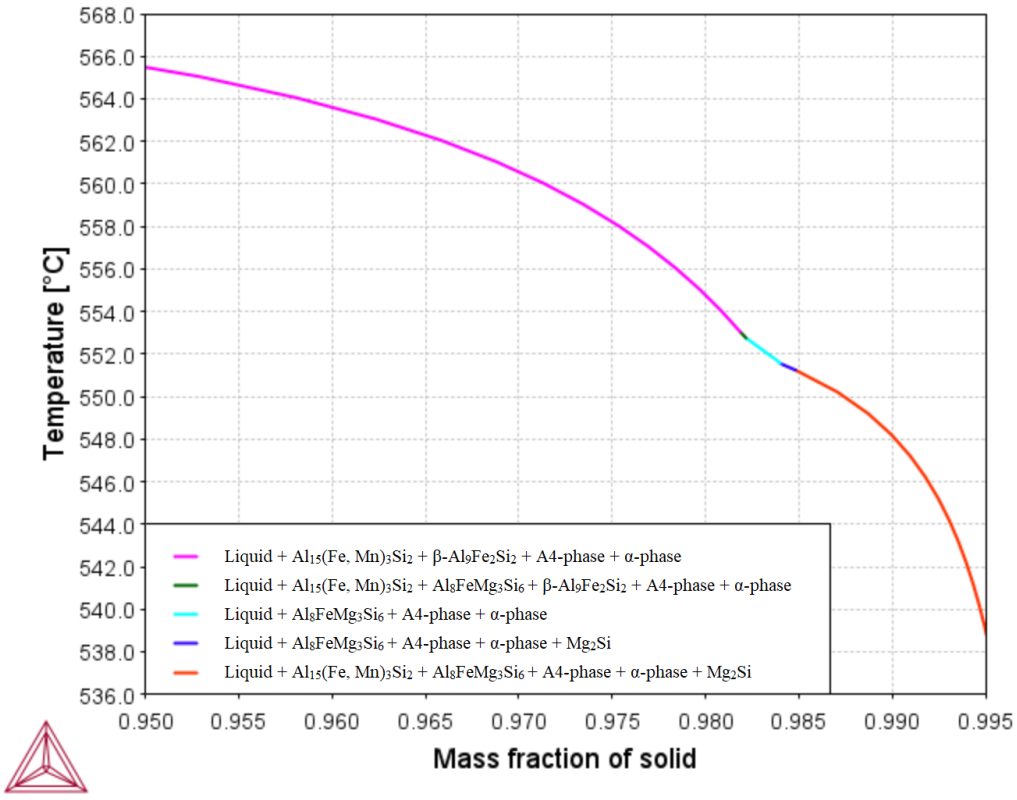




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,72	569,75	641,72	484,97	6,67	$3{,}6215 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7369 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9278 \cdot 10^{-7}$

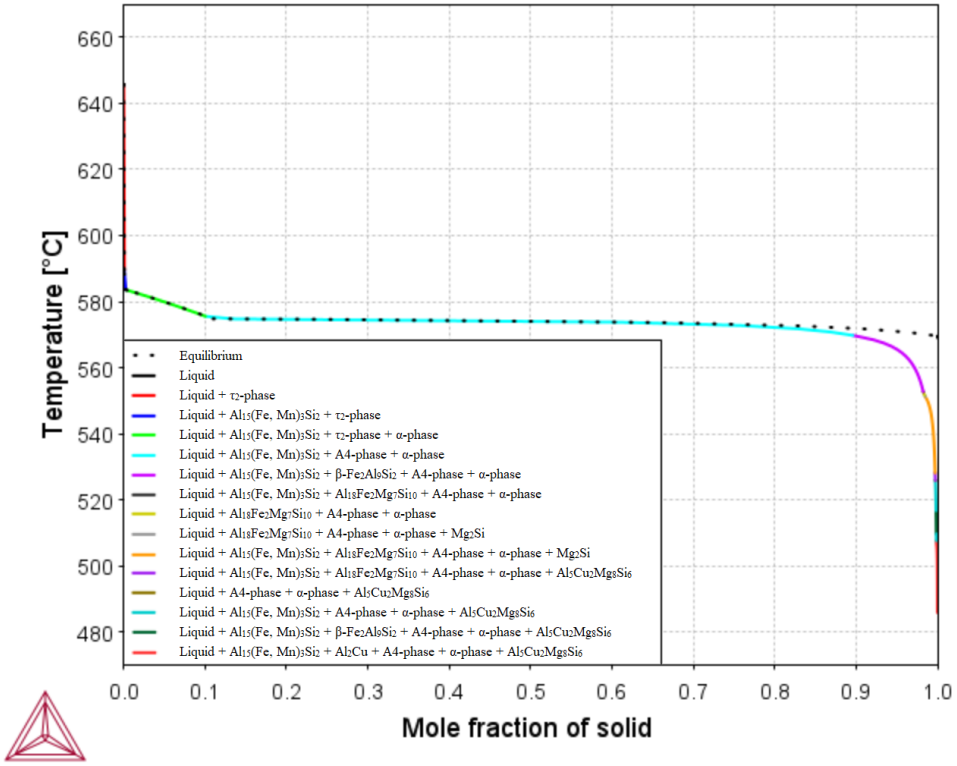
Aluminum alloy: 10,25Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,8Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

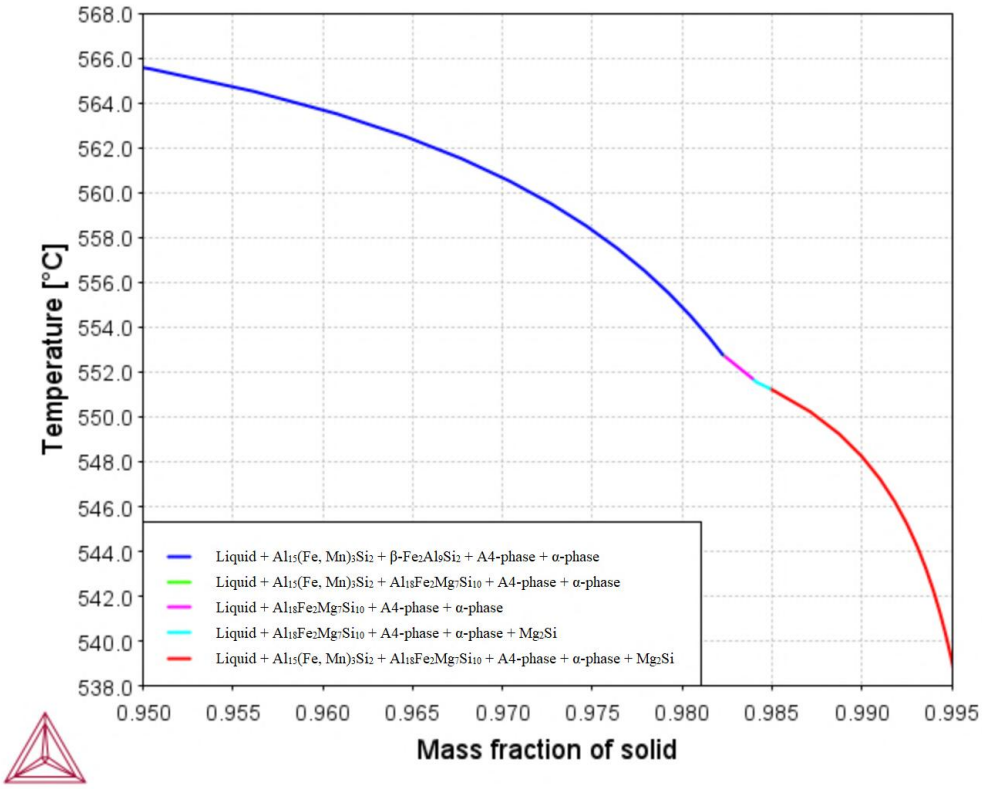




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
641,85	569,79	641,85	484,99	6,70	$3{,}6269 \cdot 10^{-7}$	$3{,}7426 \cdot 10^{-7}$	$3{,}9340 \cdot 10^{-7}$

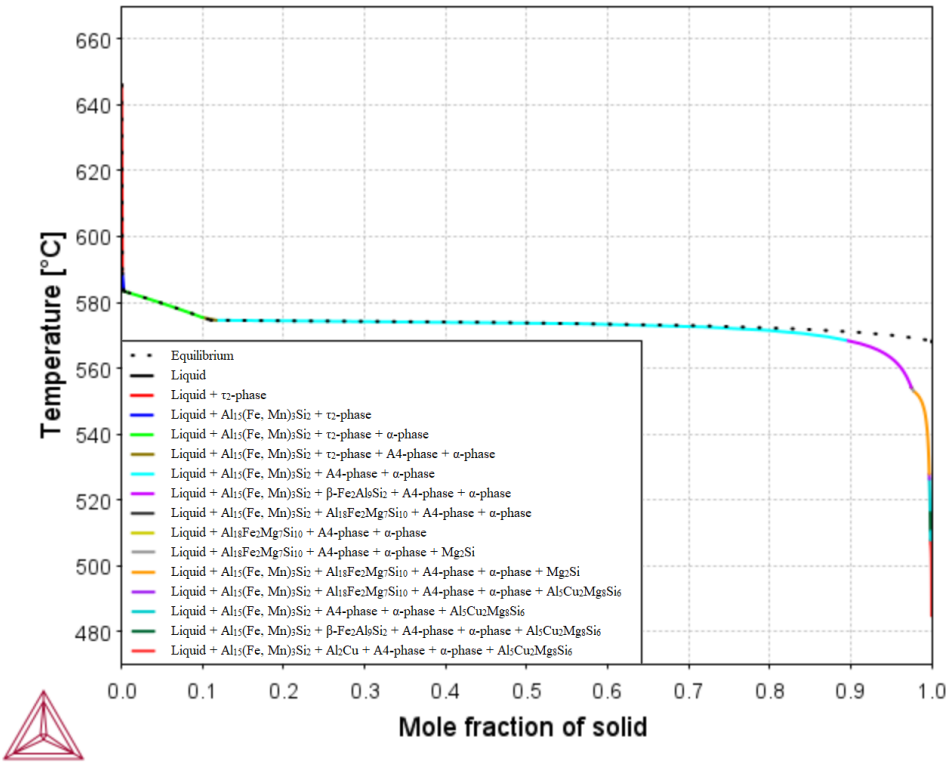
Aluminum alloy*:* 11,5Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,6Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

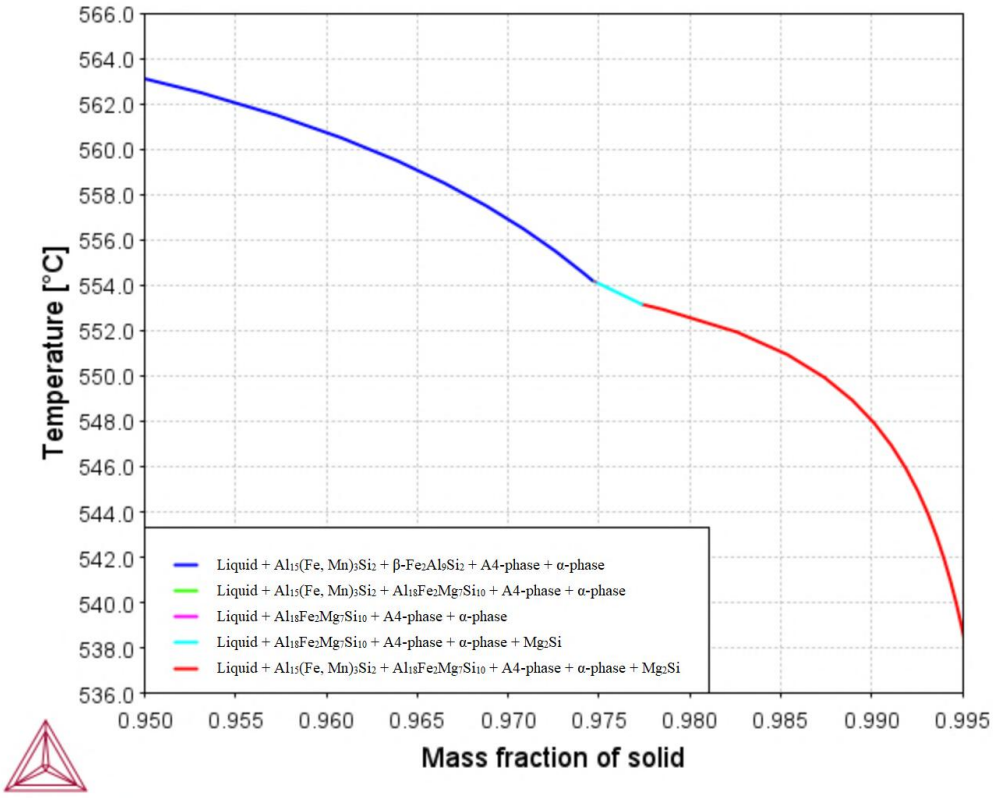




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,59	569,61	645,58	486,00	6,45	$3{,}5127 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6231 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8056 \cdot 10^{-7}$

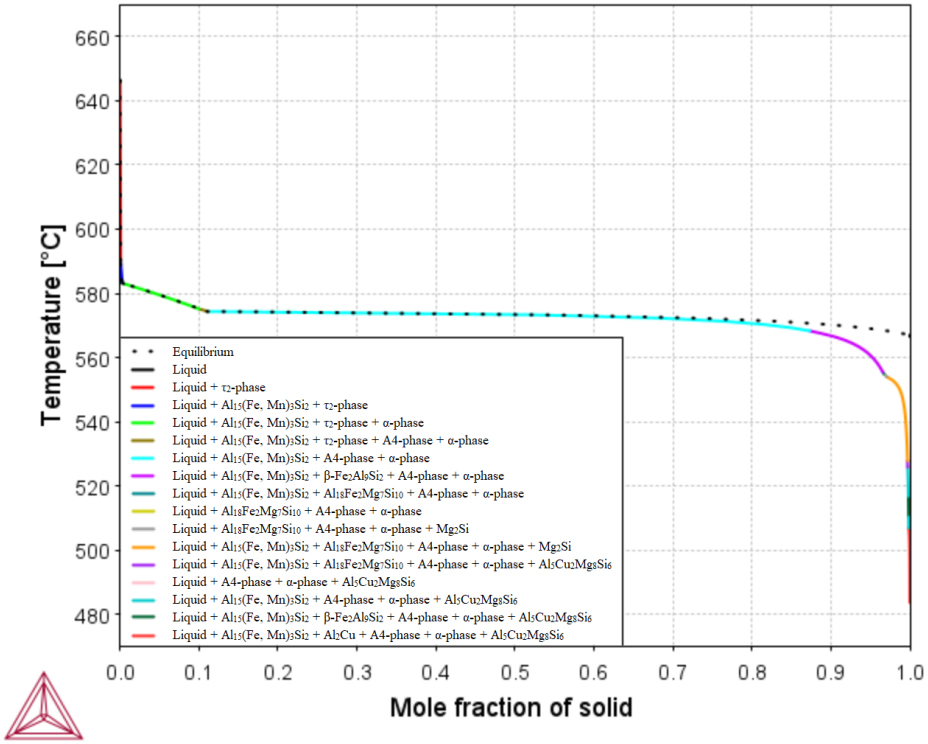
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,6Mn – 0,2Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

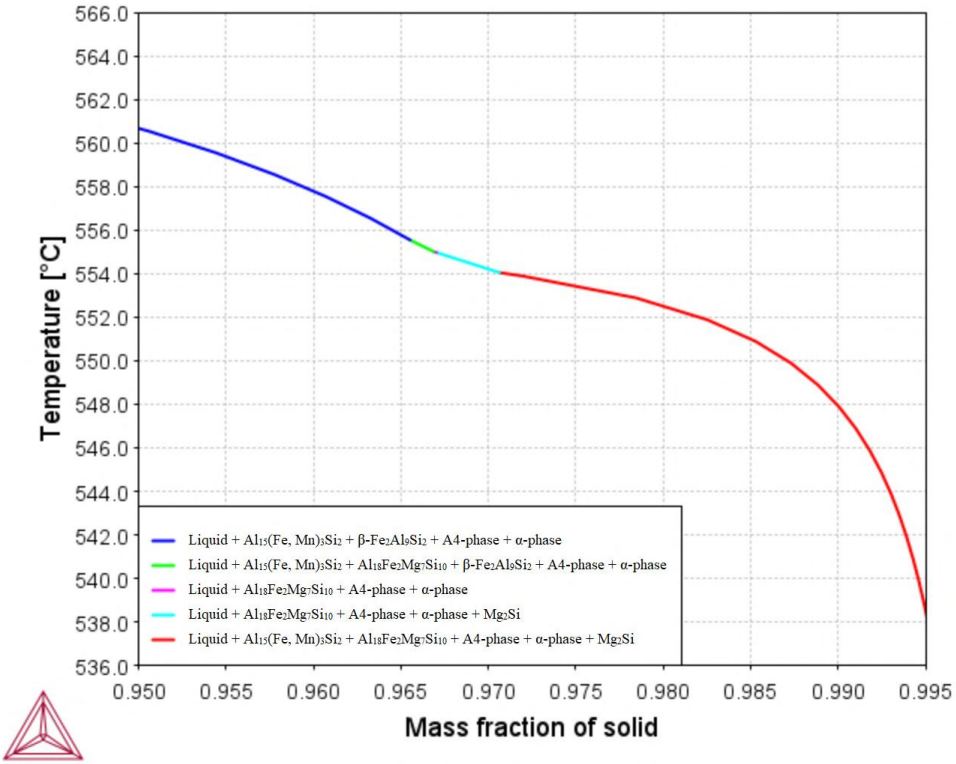




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
645,89	568,33	645,88	484,90	6,45	$3{,}5124 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6228 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8053 \cdot 10^{-7}$

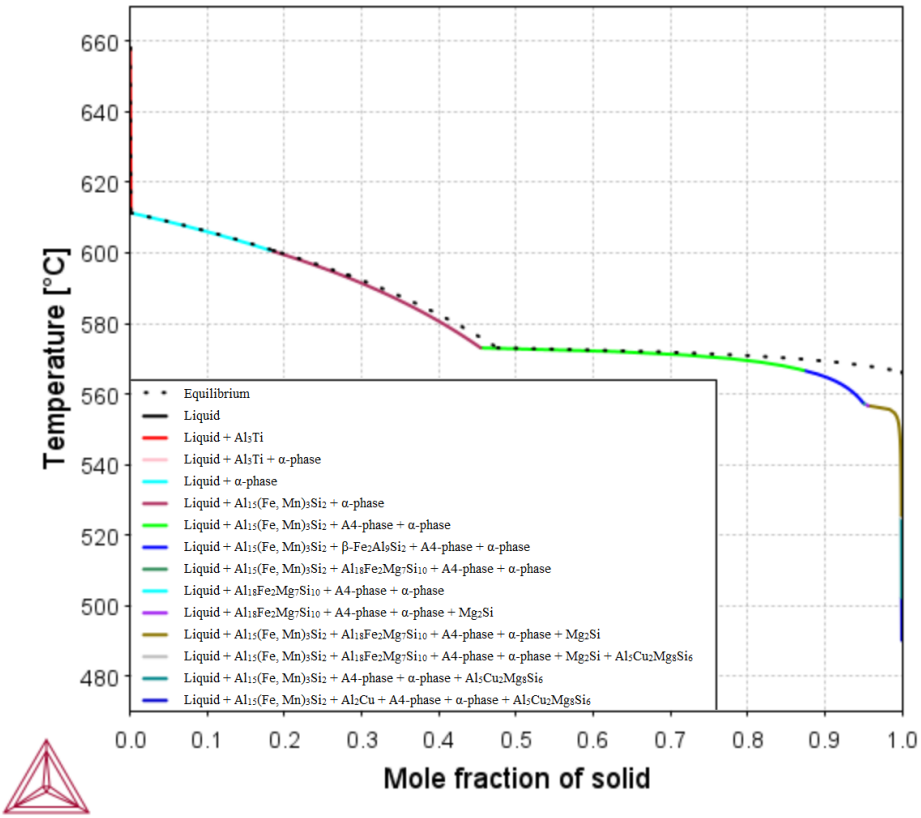
Aluminum alloy: 11,5Si – 0,2Fe – 0,08Cu – 0,6Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

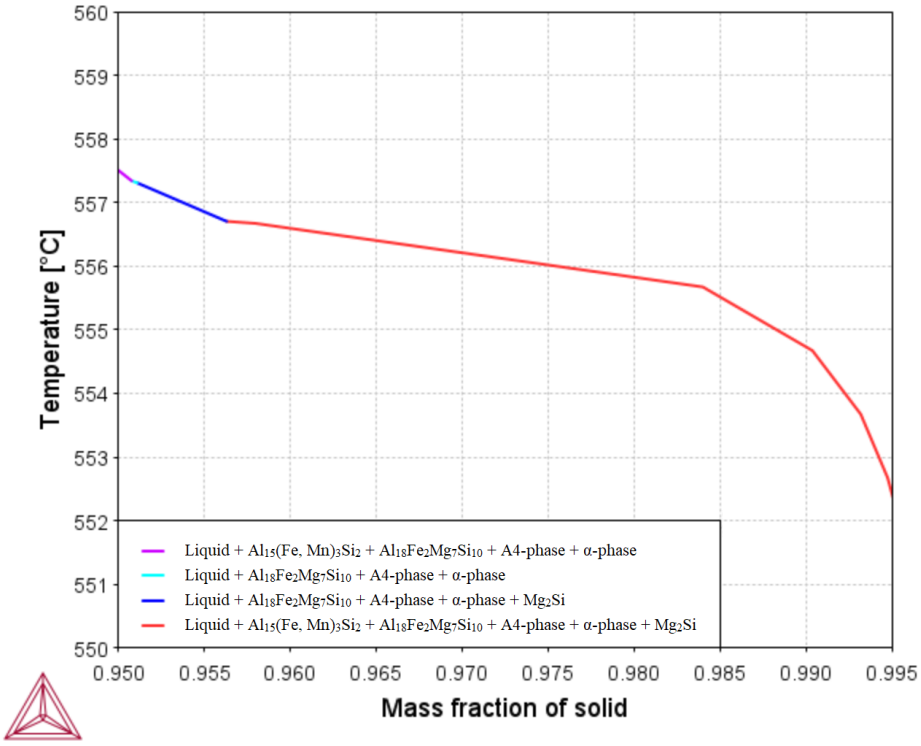




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
646,19	567,06	646,18	483,81	6,46	$3{,}5121 \cdot 10^{-7}$	$3{,}6225 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8050 \cdot 10^{-7}$

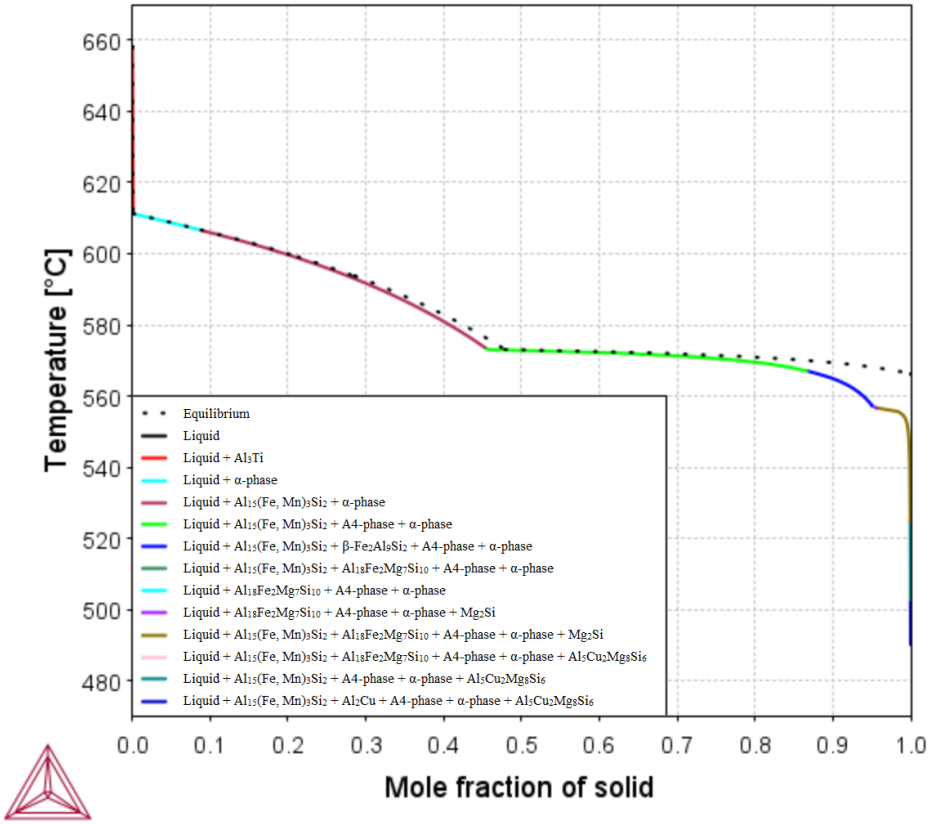
Aluminum alloy: 7,5Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,55Mn – 0,35Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

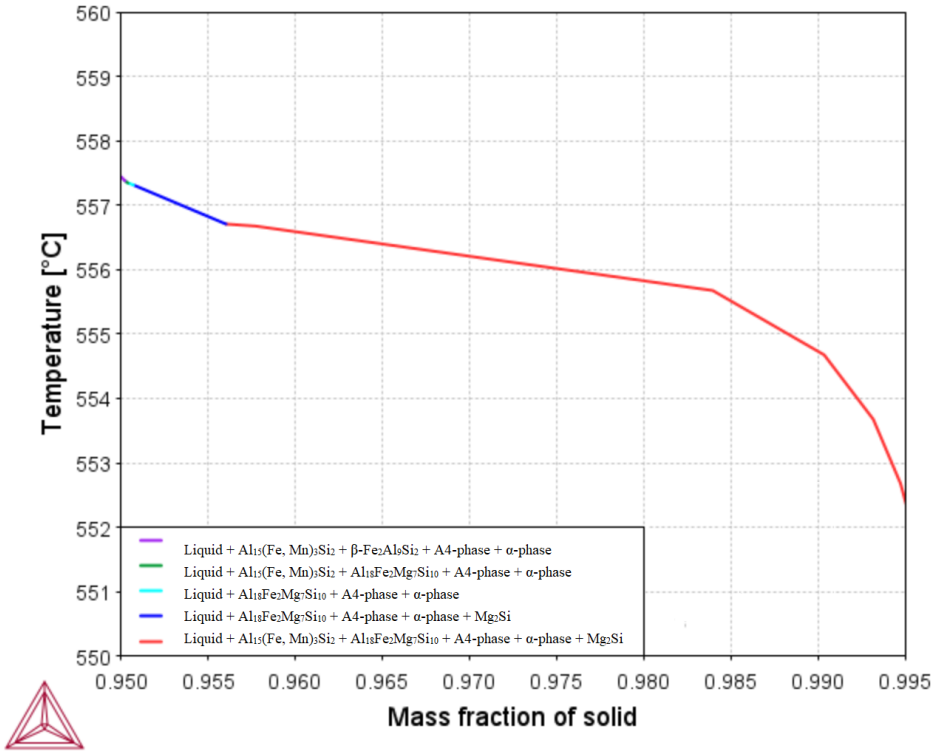




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
657,93	566,27	657,92	490,27	7,35	$3,8964 \cdot 10^{-7}$	$4,0247 \cdot 10^{-7}$	$4,2365 \cdot 10^{-7}$

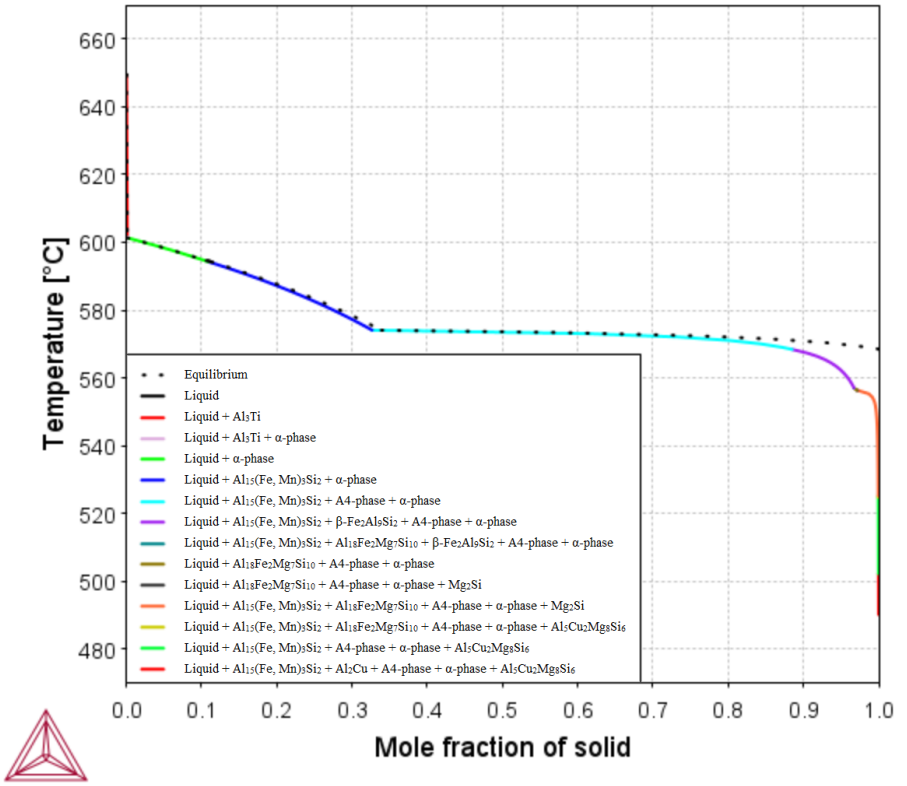
Aluminum alloy*:* 7,5Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,65Mn – 0,35Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

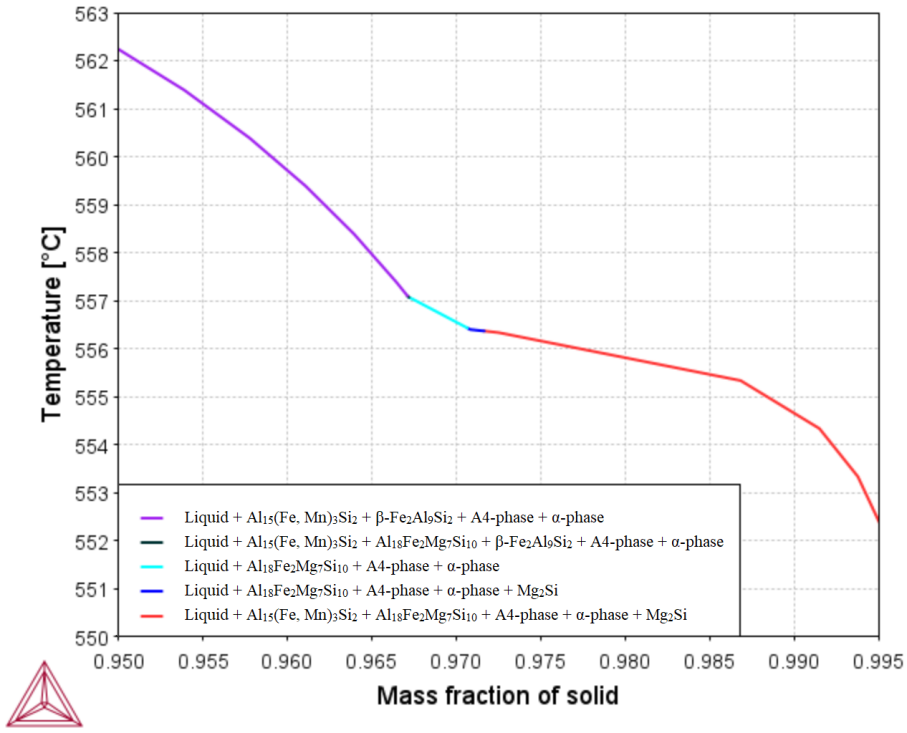




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
658,05	566,34	658,04	490,27	7,37	$3{,}9018 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0305 \cdot 10^{-7}$	$4{,}2429 \cdot 10^{-7}$

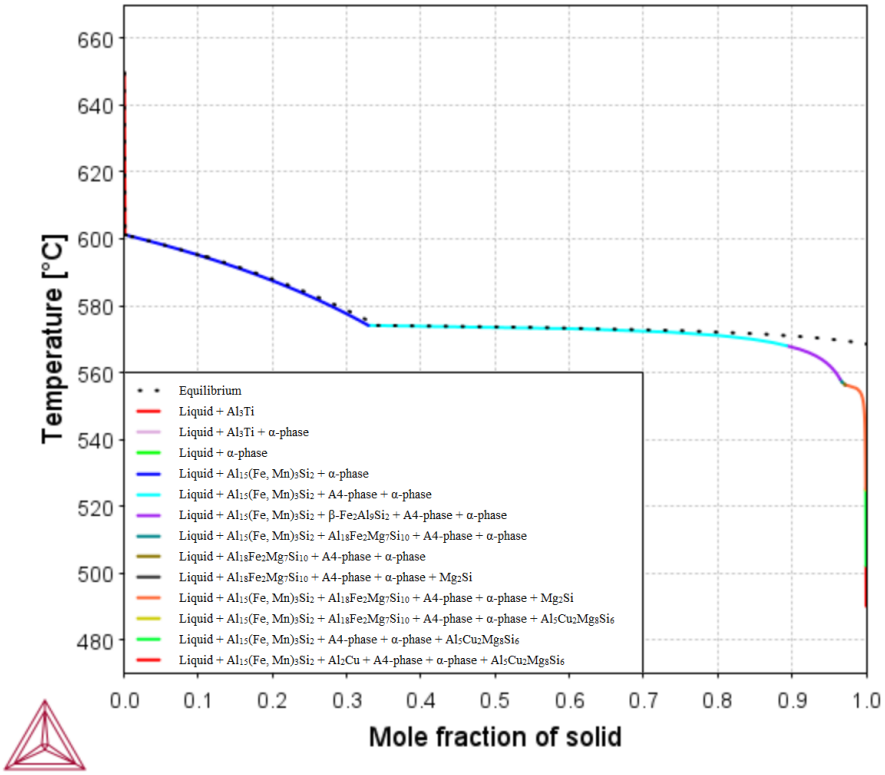
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,55Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

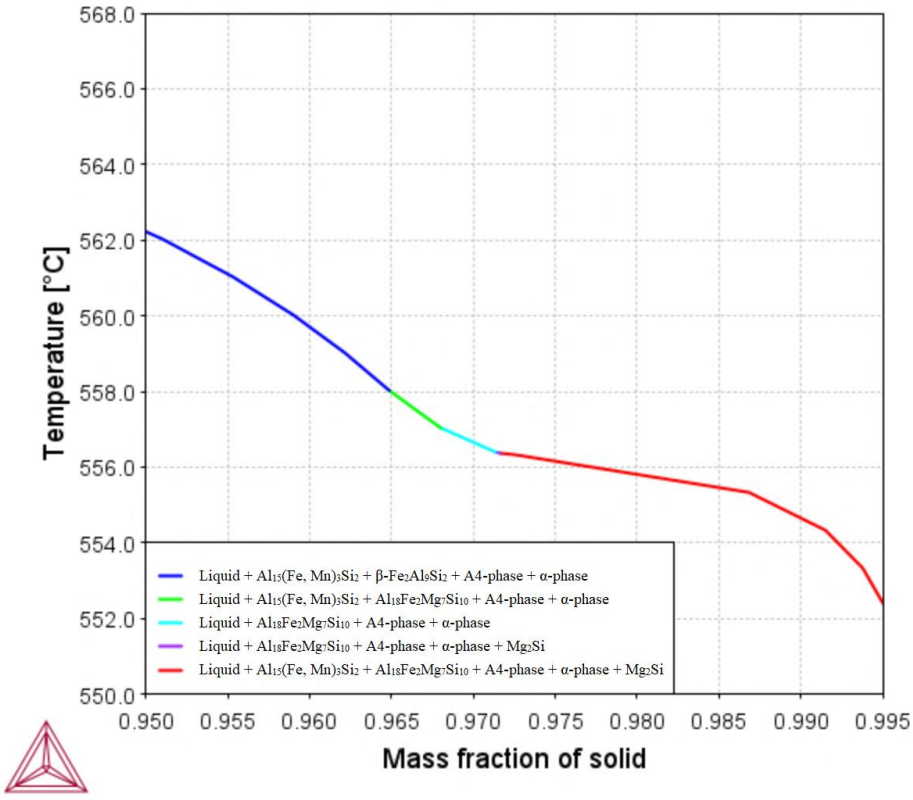




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,34	568,55	649,33	490,25	6,97	$3{,}7312 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8516 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0508 \cdot 10^{-7}$

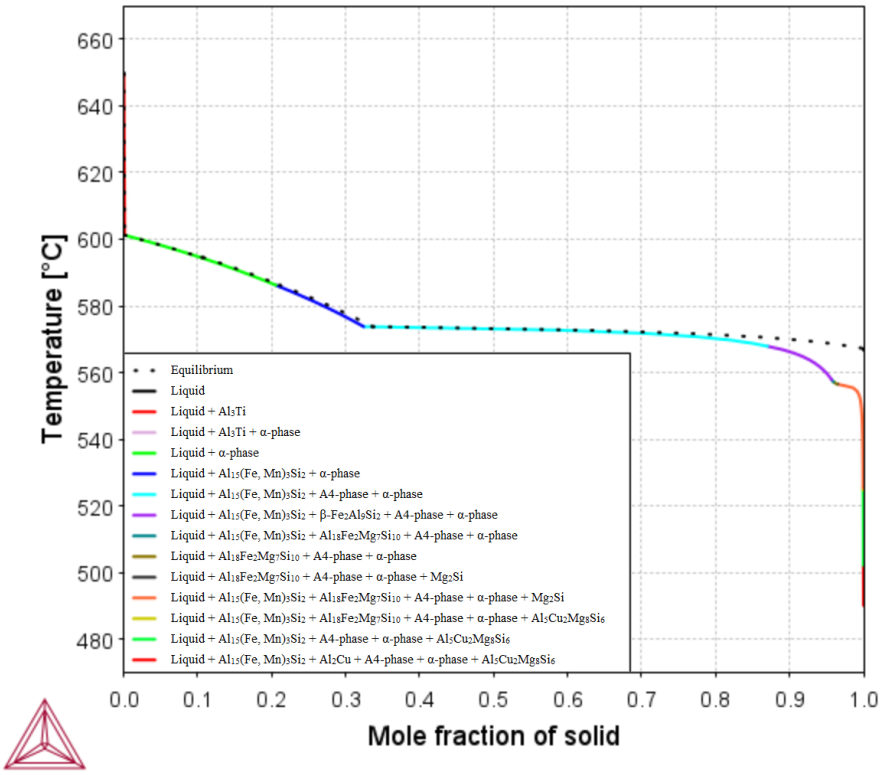
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,65Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

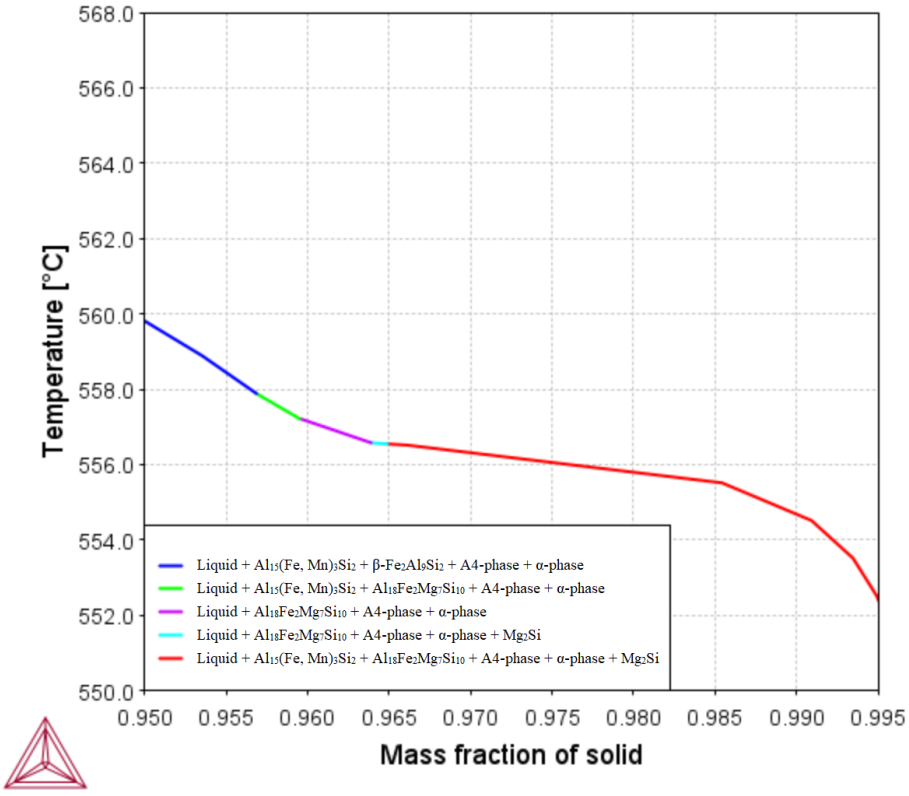




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,46	568,63	649,46	490,25	6,99	$3{,}7366 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8573 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0571 \cdot 10^{-7}$

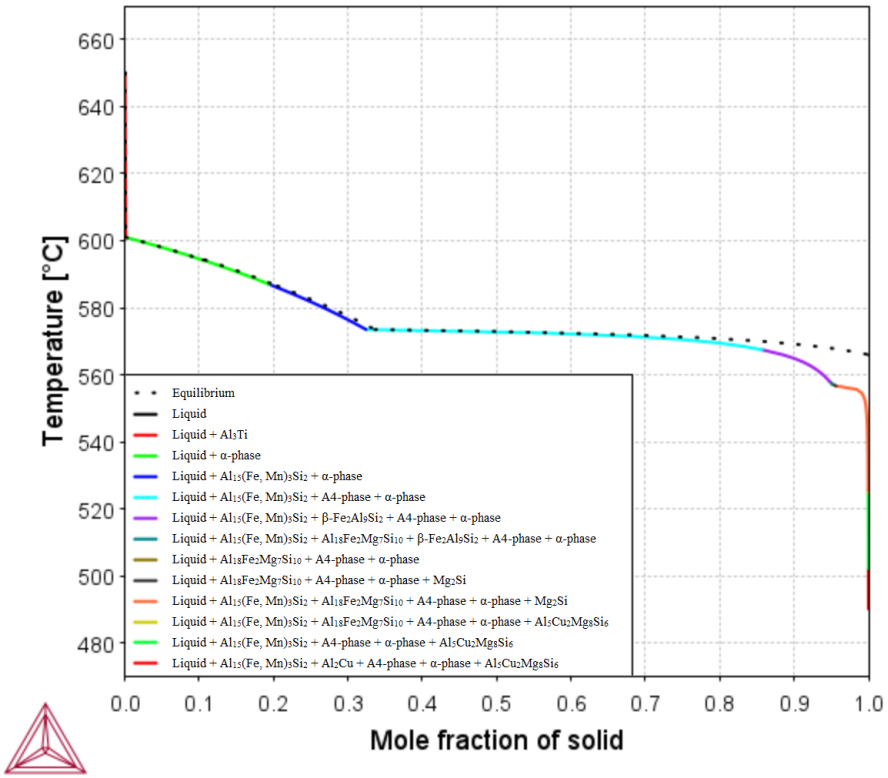
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,30Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

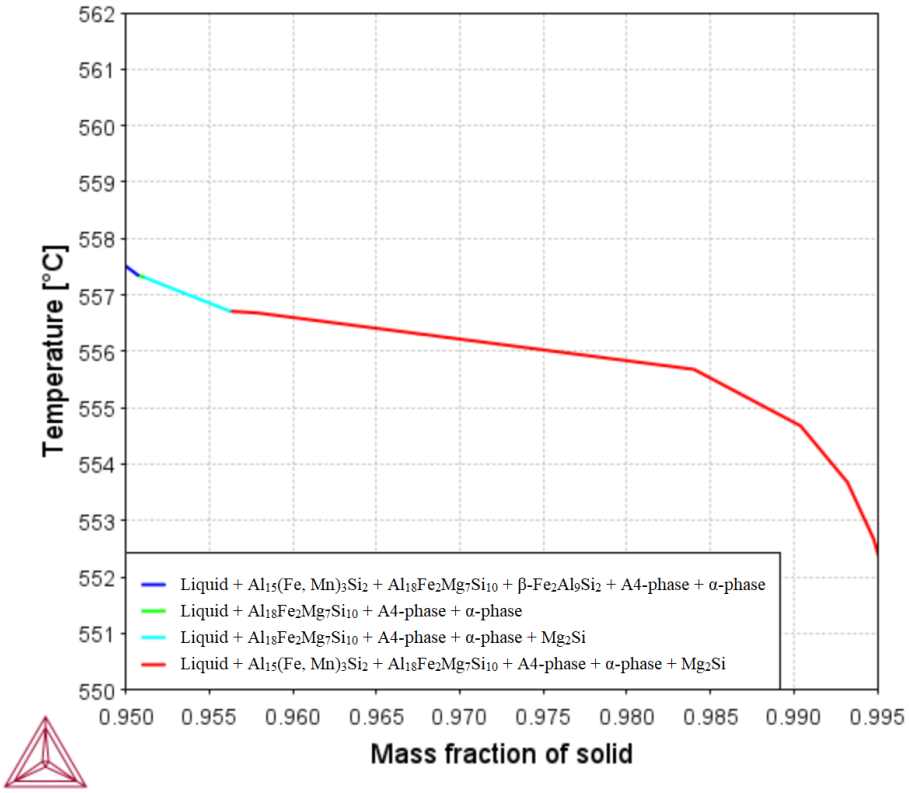




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,55	567,24	649,55	490,24	6,95	$3{,}7250 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8450 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0437 \cdot 10^{-7}$

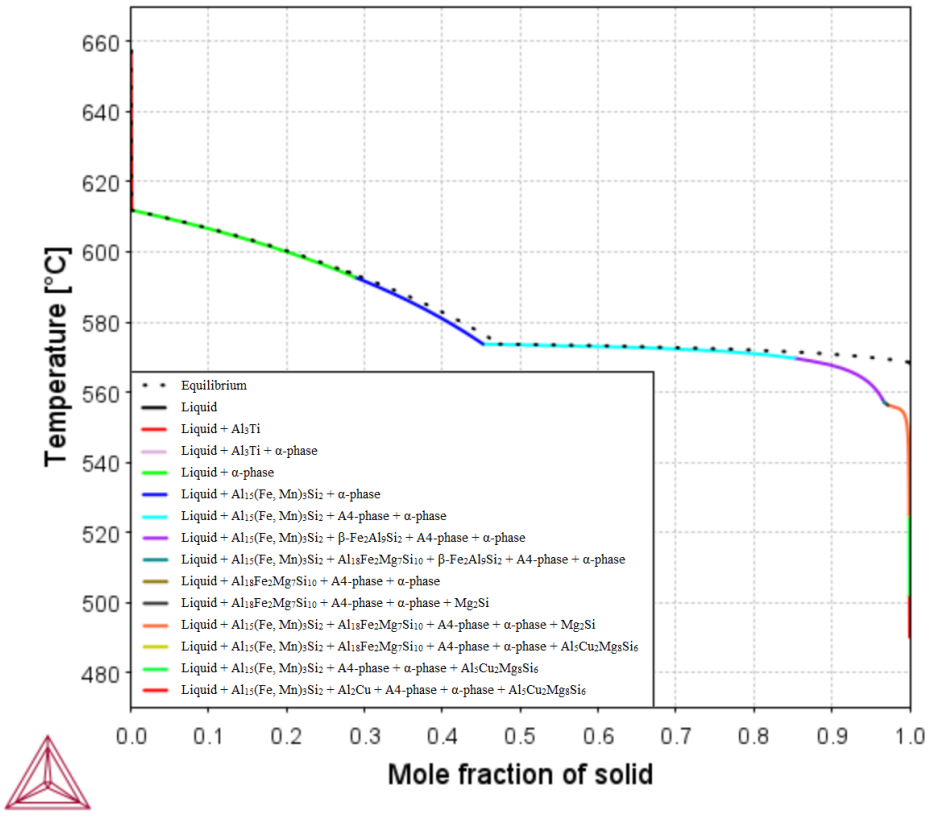
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,35Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

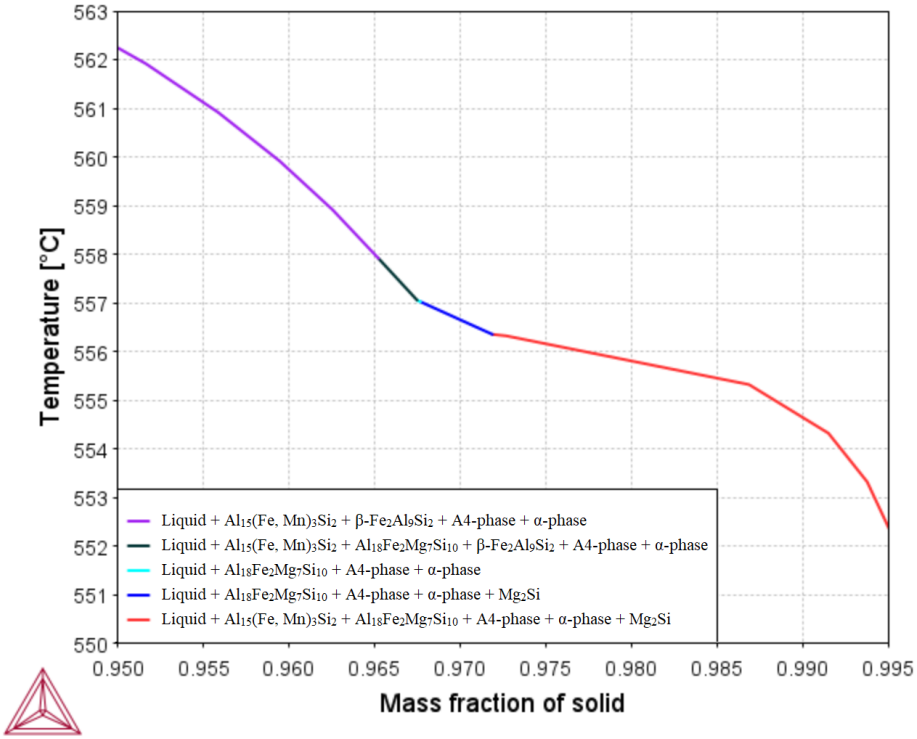




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,89	566,03	649,89	490,28	6,96	$3{,}7241 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8442 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0428 \cdot 10^{-7}$

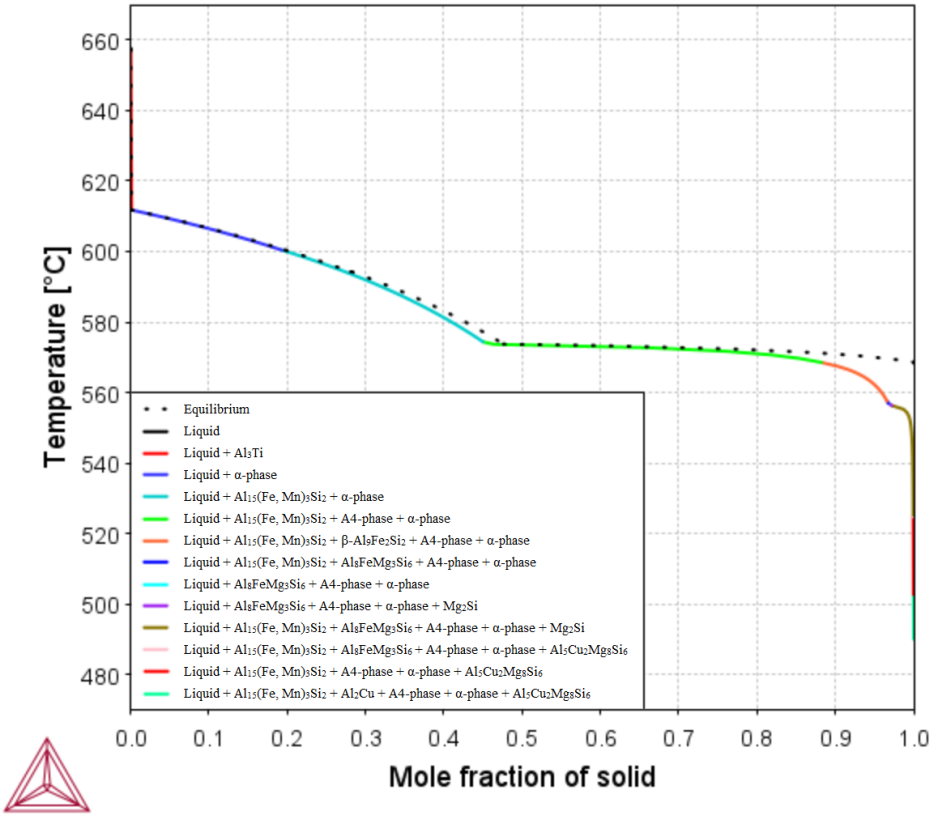
Aluminum alloy: 7,5Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

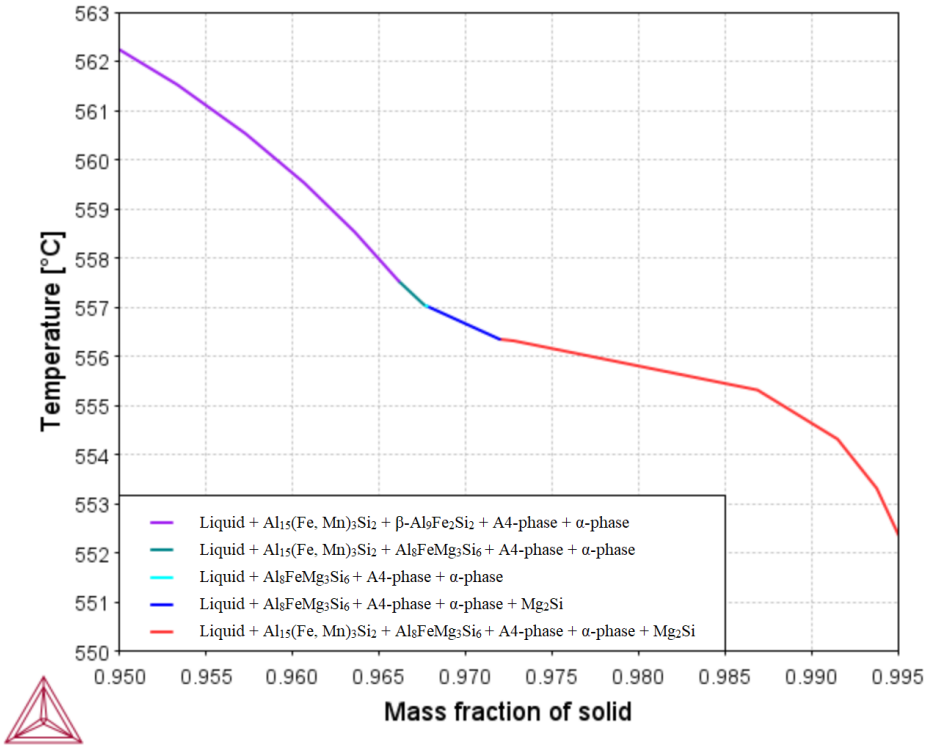




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
657,16	568,55	657,15	490,24	7,31	$3{,}8934 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0215 \cdot 10^{-7}$	$4{,}2330 \cdot 10^{-7}$

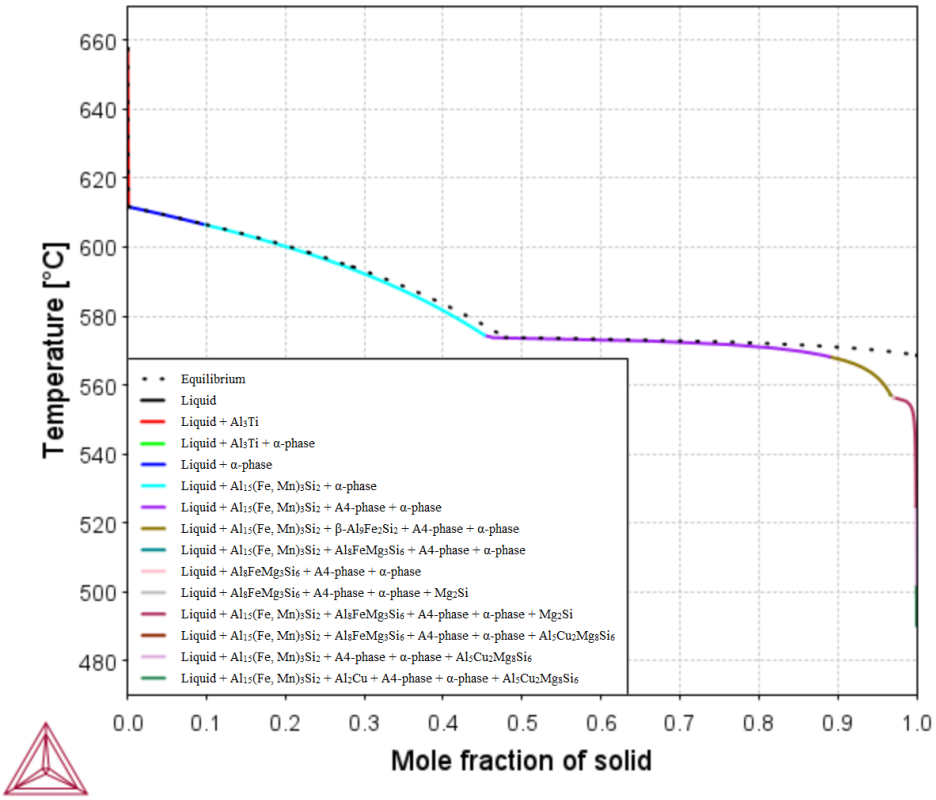
Aluminum alloy: 7,5Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,55Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

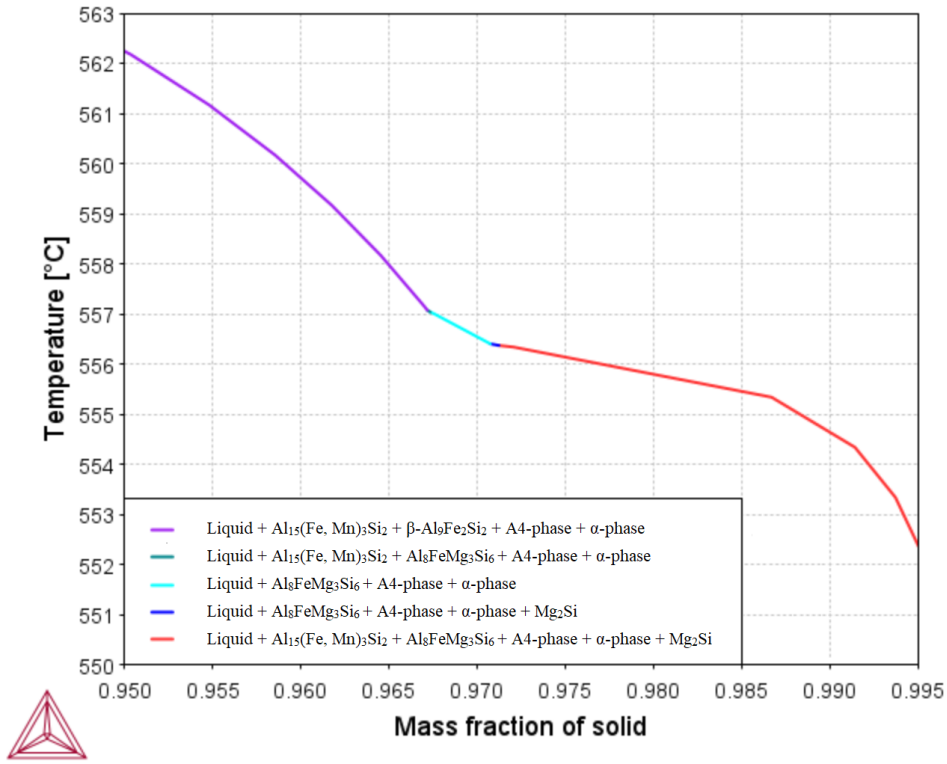




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
657,29	568,66	657,28	490,20	7,33	$3,8988 \cdot 10^{-7}$	$4,0273 \cdot 10^{-7}$	$4,2393 \cdot 10^{-7}$

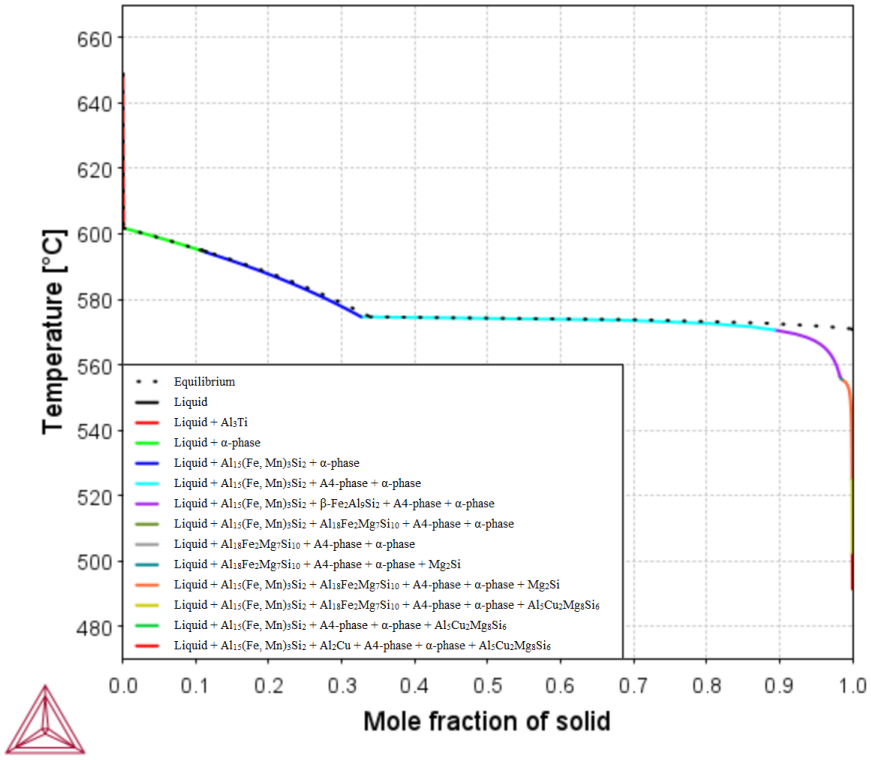
Aluminum alloy: 7,5Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,65Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

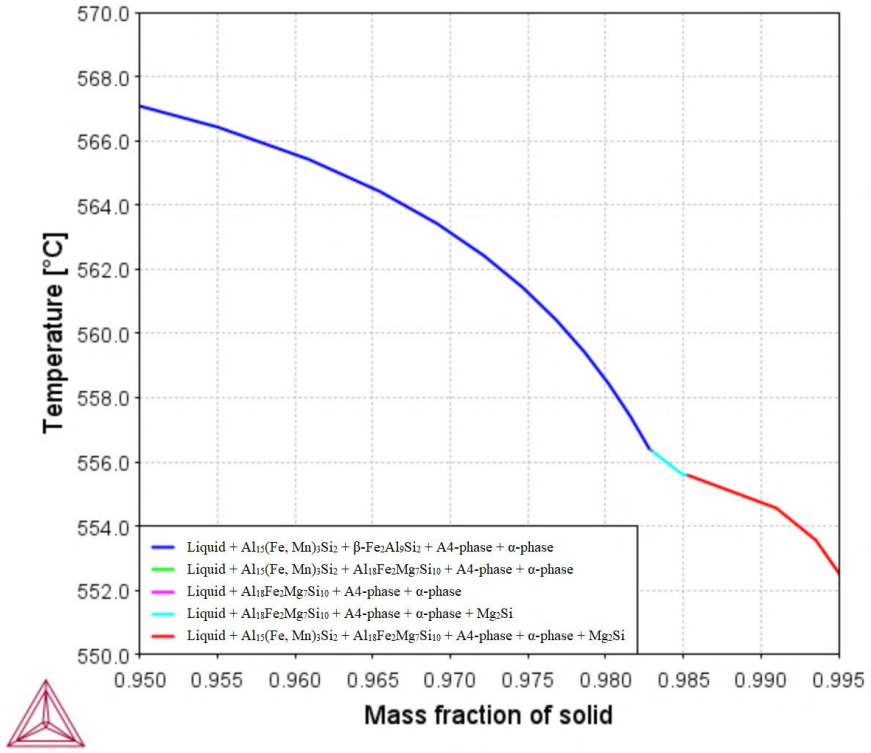




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
657,41	568,74	657,40	490,23	7,36	$3{,}9043 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0331 \cdot 10^{-7}$	$4{,}2457 \cdot 10^{-7}$

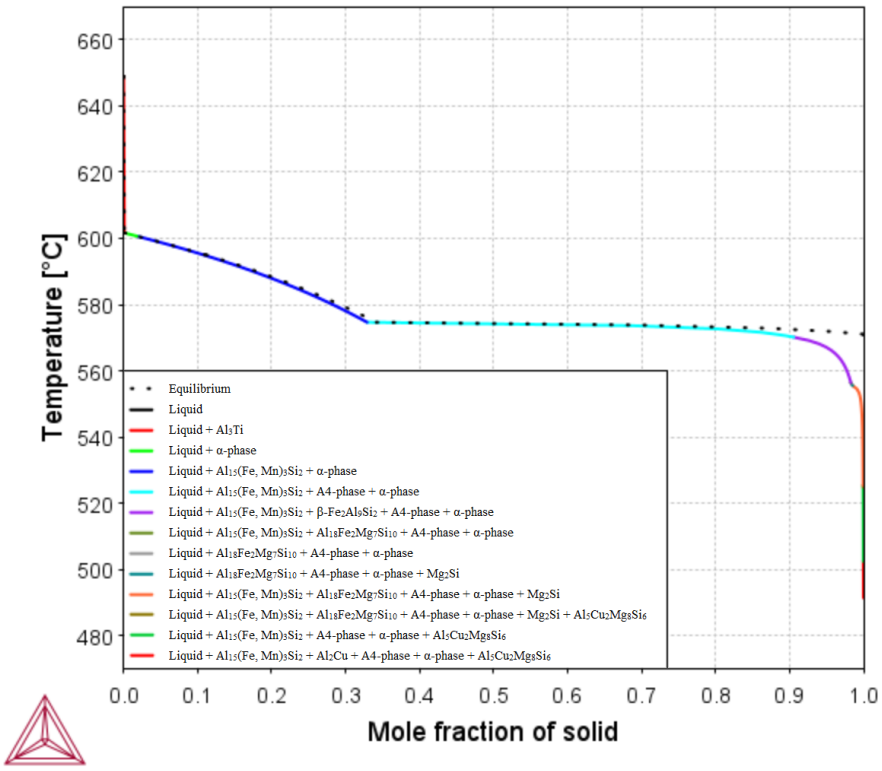
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,55Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

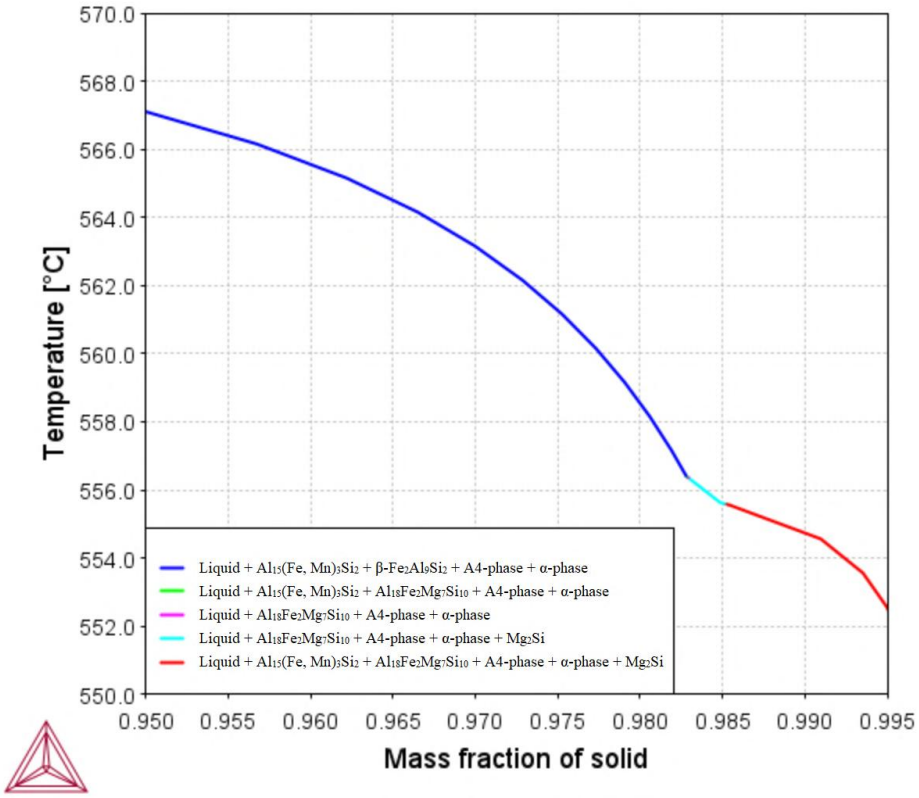




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
648,66	570,98	648,65	491,54	6,95	$3{,}7329 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8534 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0527 \cdot 10^{-7}$

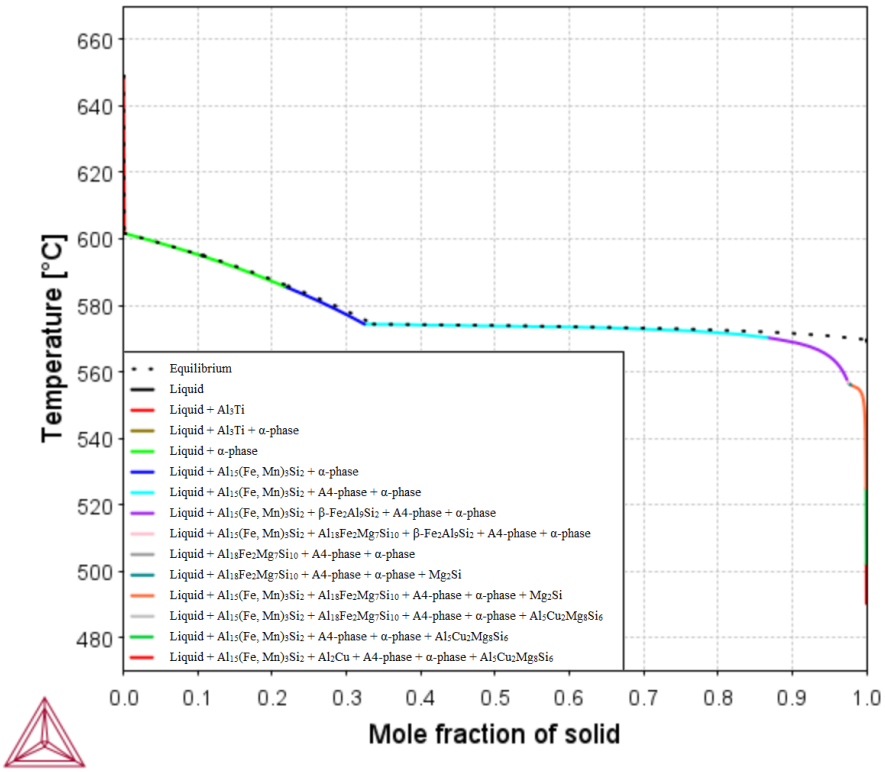
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,65Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

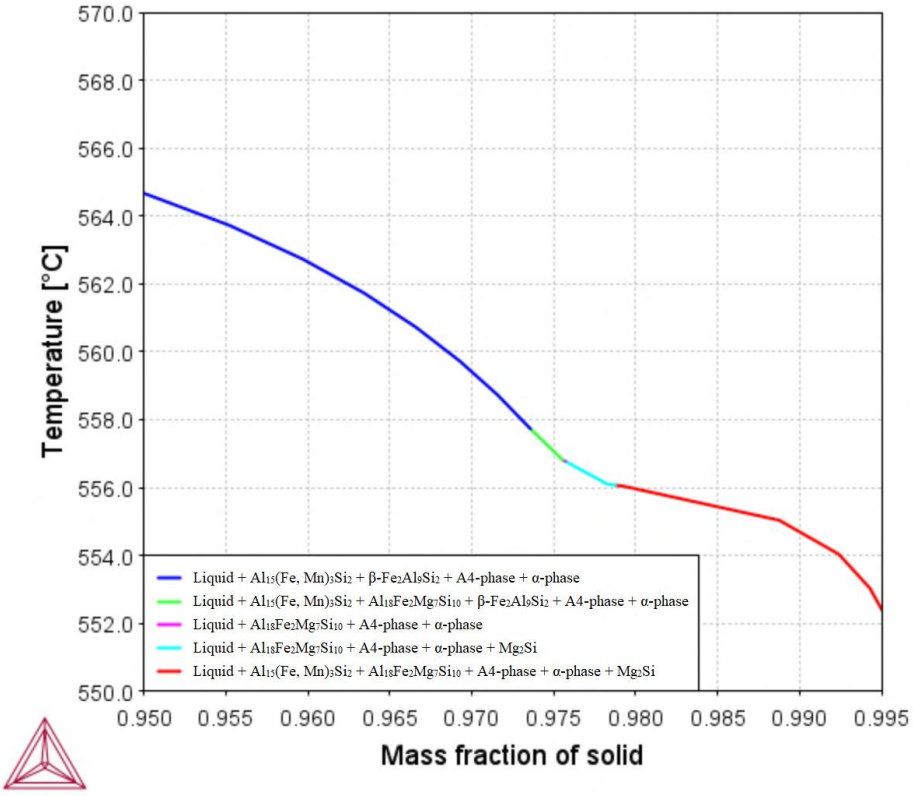




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
648,79	571,07	648,78	491,54	6,98	$3{,}7383 \cdot 10^{-7}$	$4{,}8591 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0589 \cdot 10^{-7}$

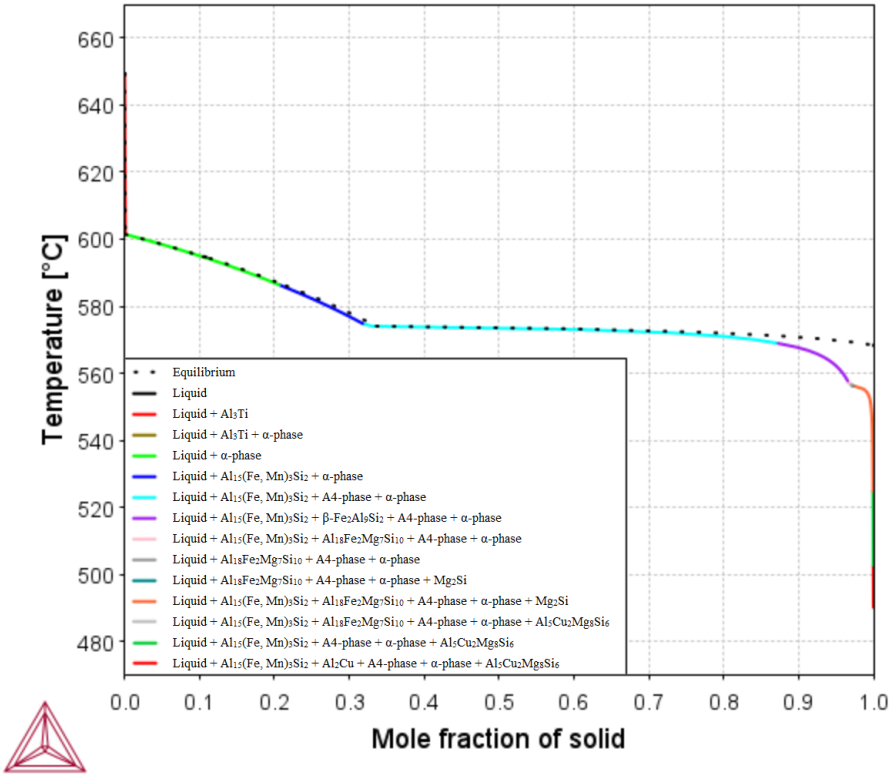
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,20Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

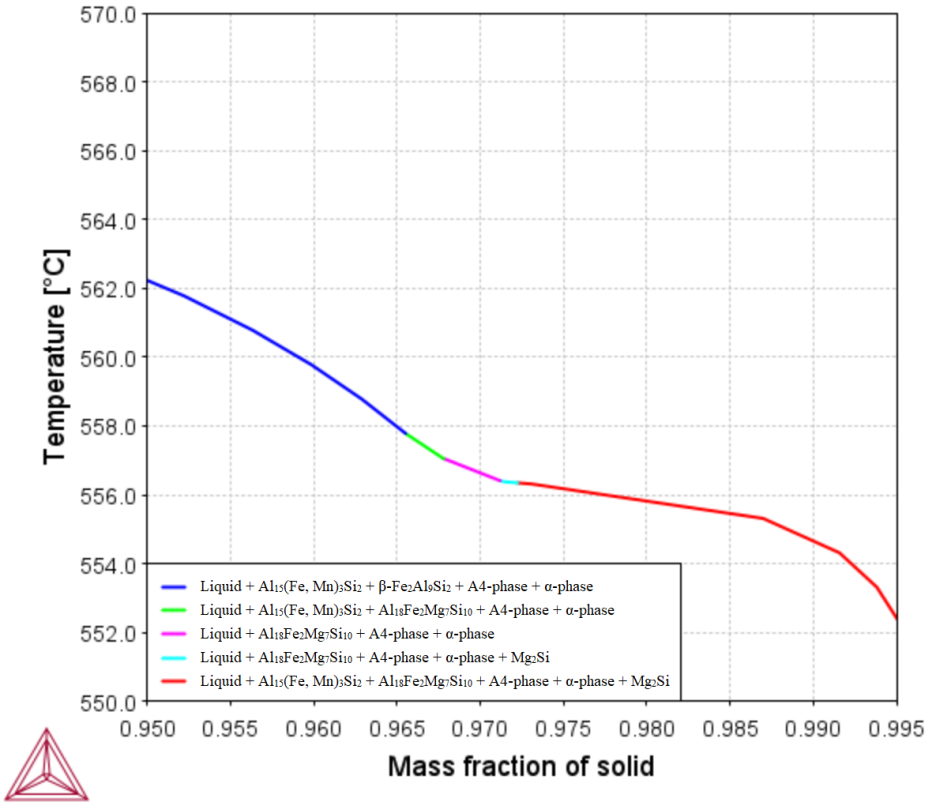




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
648,87	569,66	648,87	490,38	6,94	$3{,}7267 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8468 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0455 \cdot 10^{-7}$

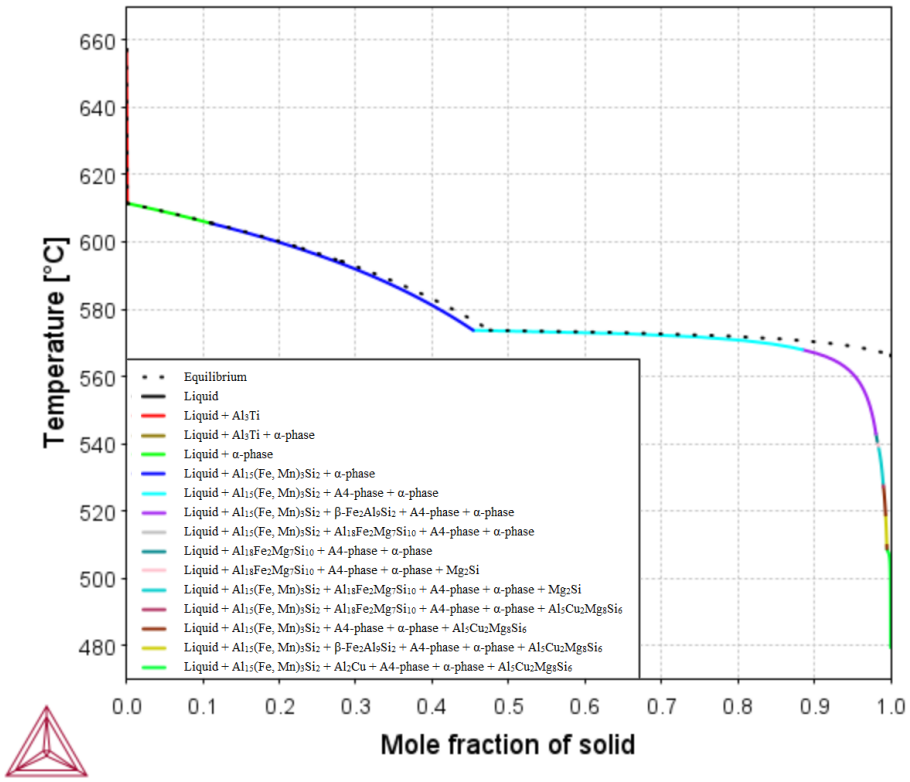
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,02Cu – 0,45Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

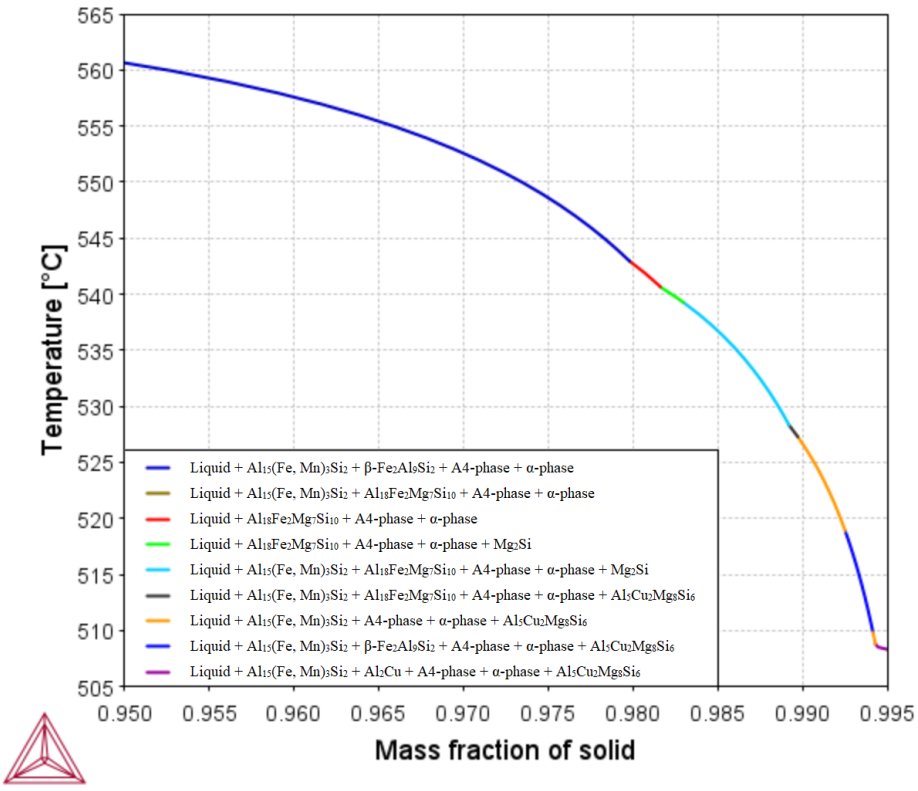




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,21	568,45	649,21	490,29	6,94	$3{,}7258 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8459 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0446 \cdot 10^{-7}$

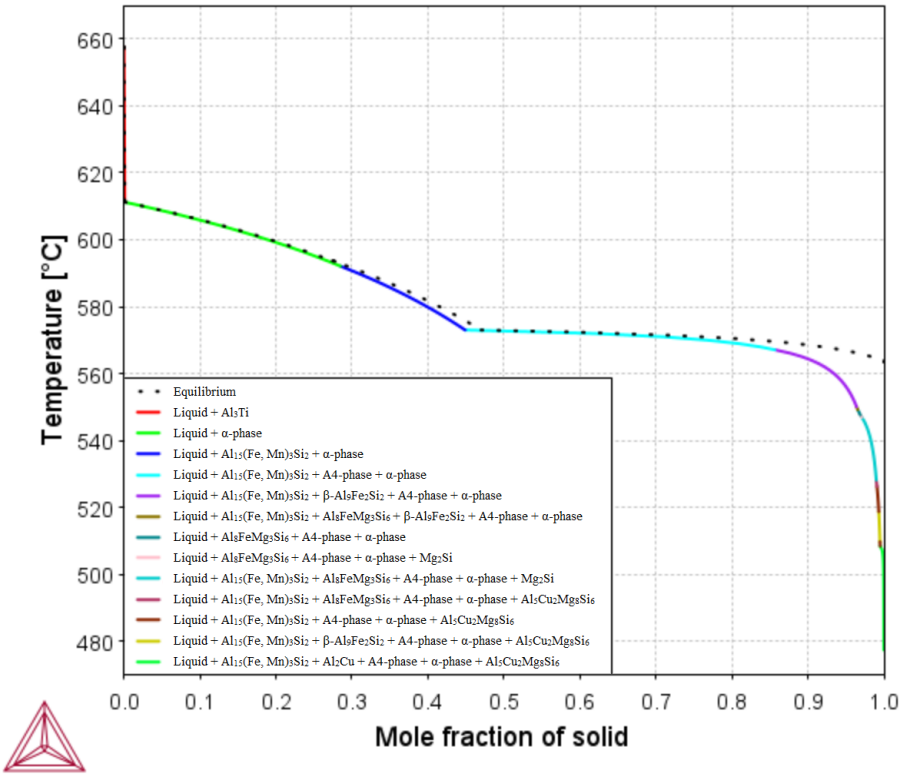
Aluminum alloy: 7,5Si – 0,2Fe – 0,25Cu – 0,65Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

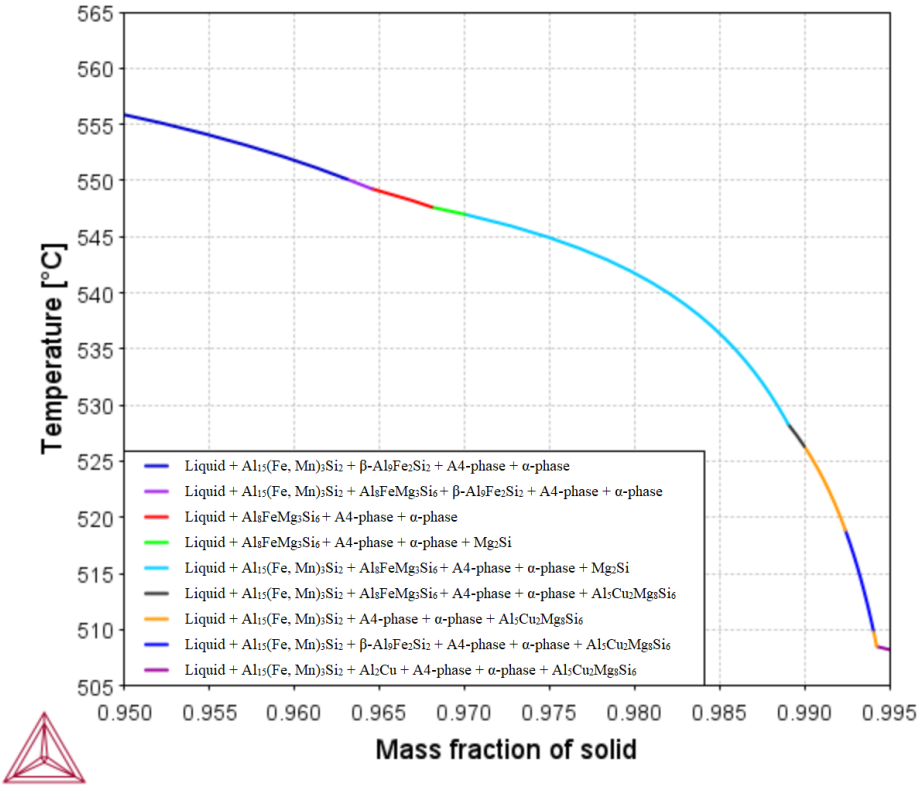




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
657,01	566,47	657,00	479,53	7,37	$3{,}9081 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0371 \cdot 10^{-7}$	$4{,}2502 \cdot 10^{-7}$

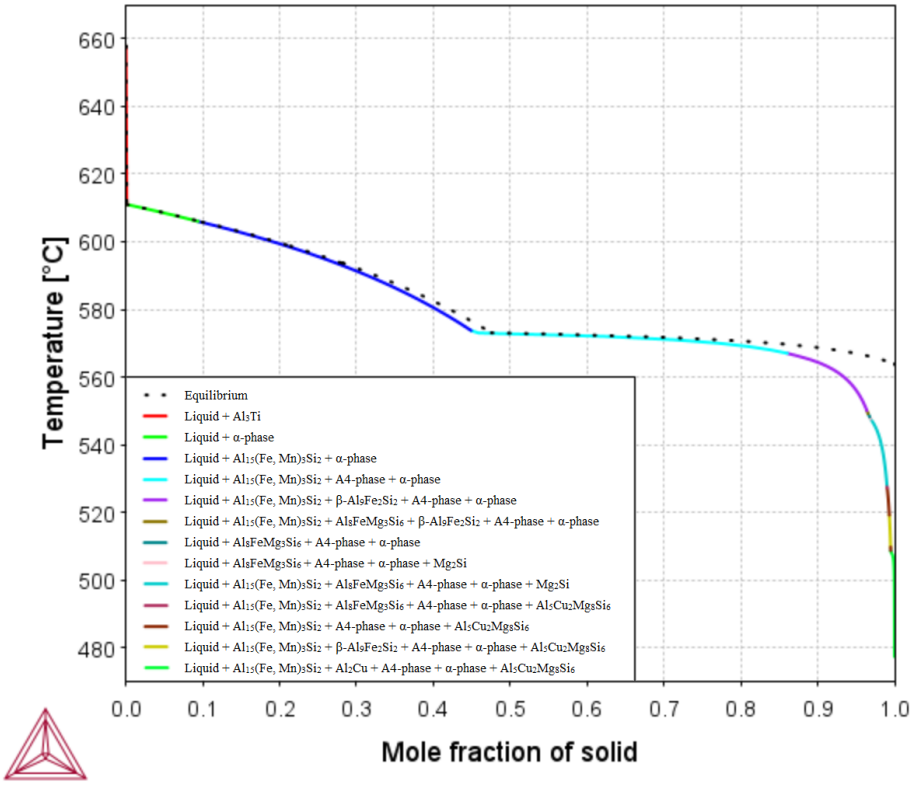
Aluminum alloy: 7,5Si – 0,2Fe – 0,25Cu – 0,45Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

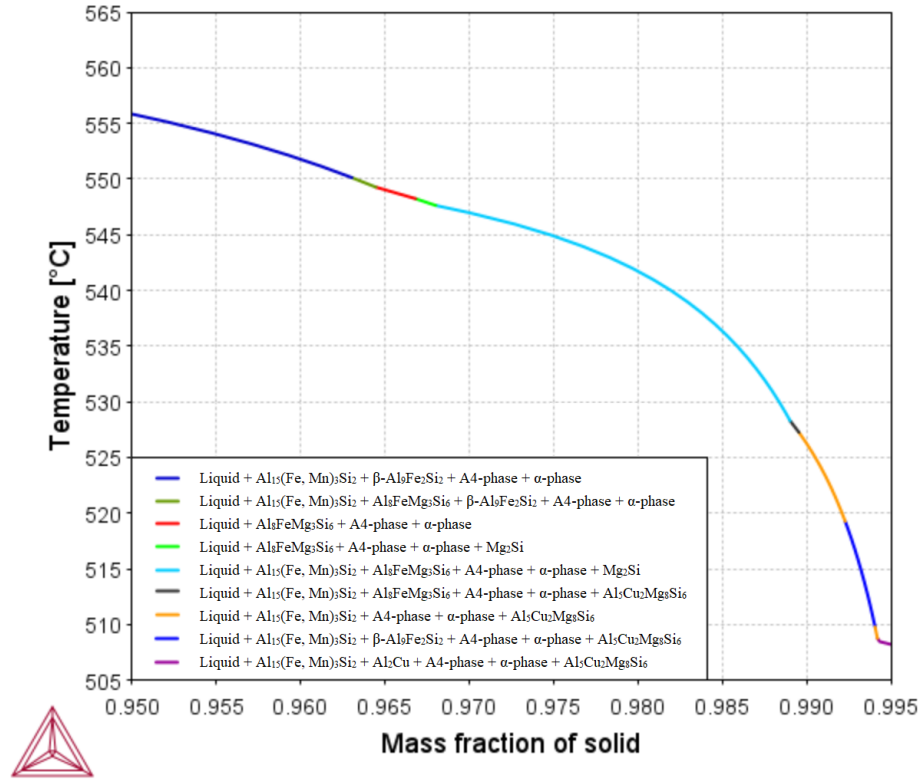




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
657,40	563,85	657,40	477,50	7,34	$3,8947 \cdot 10^{-7}$	$4,0229 \cdot 10^{-7}$	$4,2347 \cdot 10^{-7}$

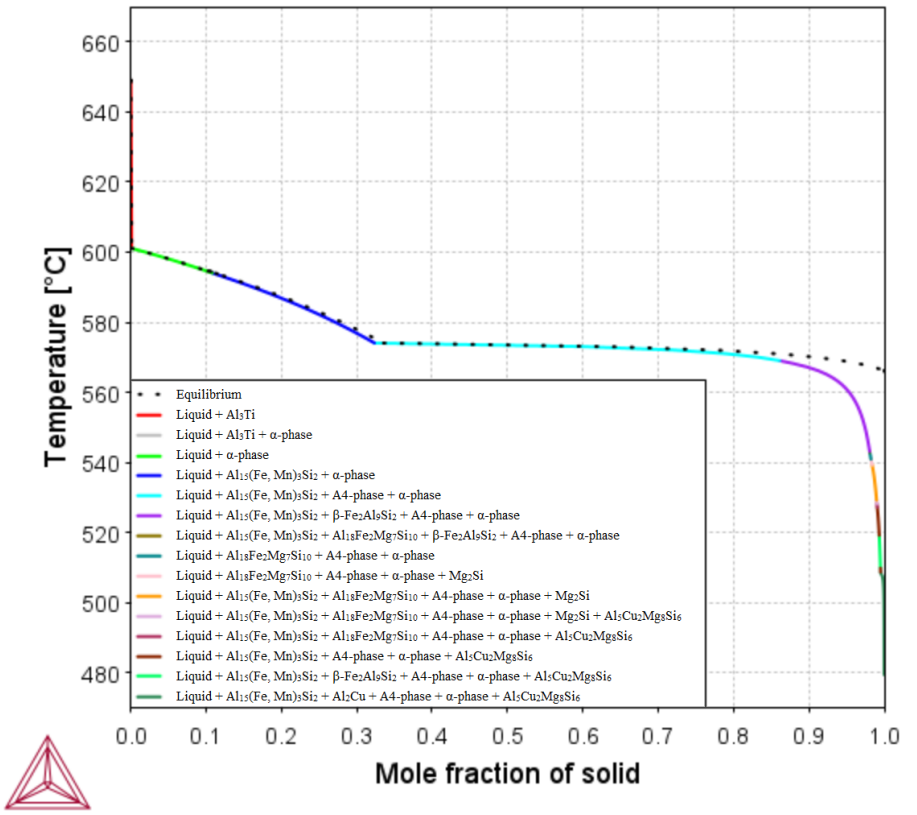
Aluminum alloy: 7,5Si – 0,2Fe – 0,25Cu – 0,65Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

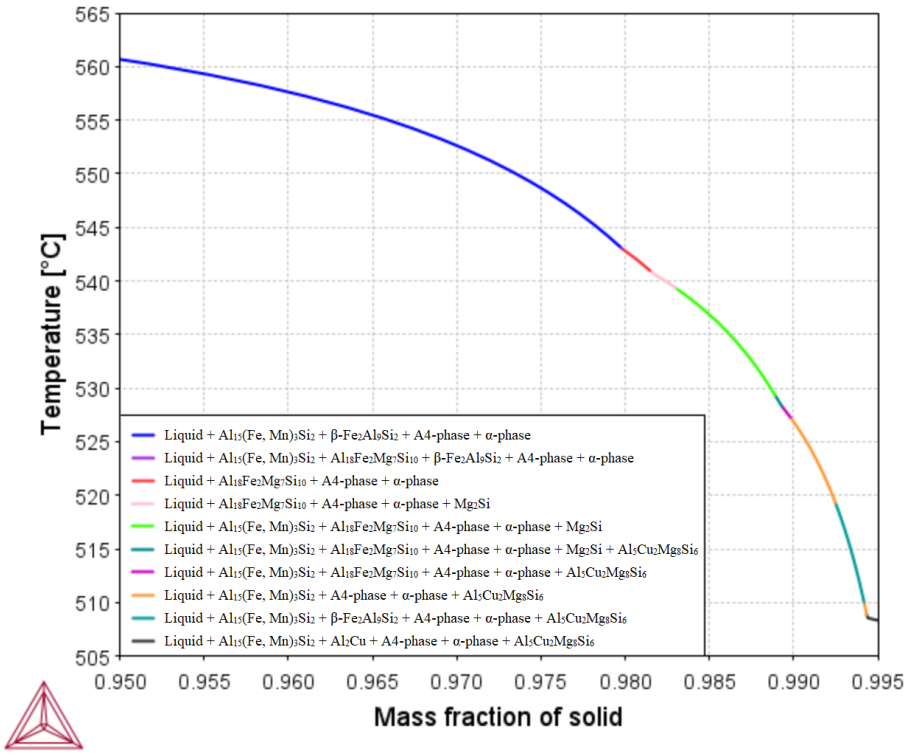




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
657,65	563,93	657,65	477,48	7,39	$3{,}9056 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0346 \cdot 10^{-7}$	$4{,}2474 \cdot 10^{-7}$

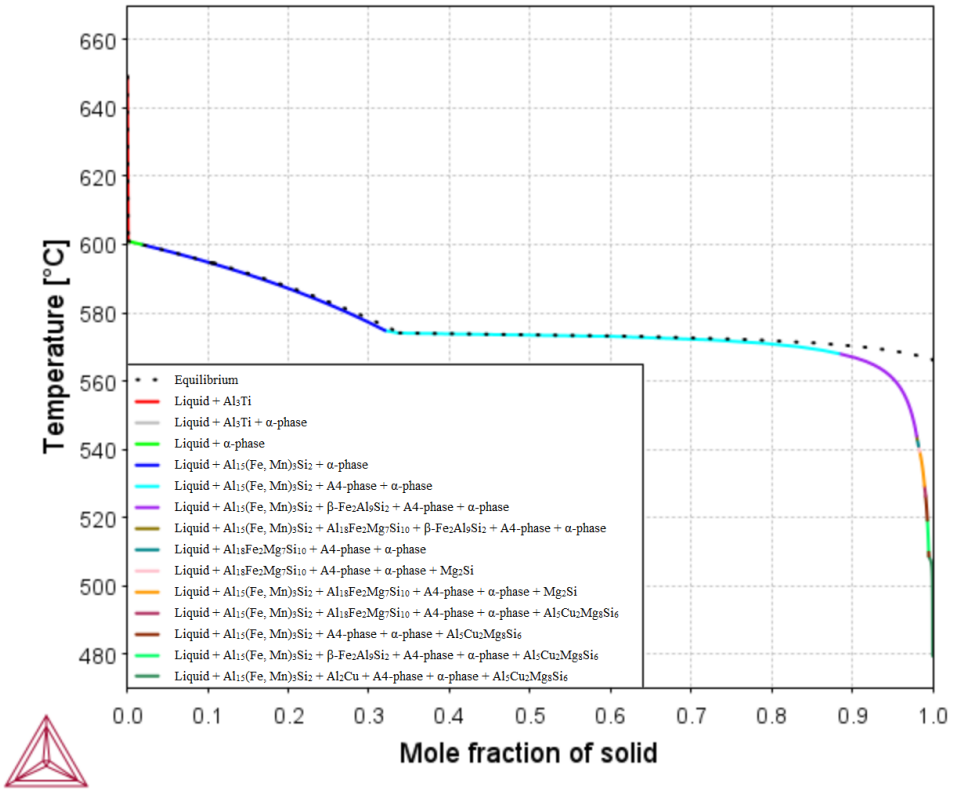
Aluminum alloy*:* 9Si – 0,2Fe – 0,25Cu – 0,55Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

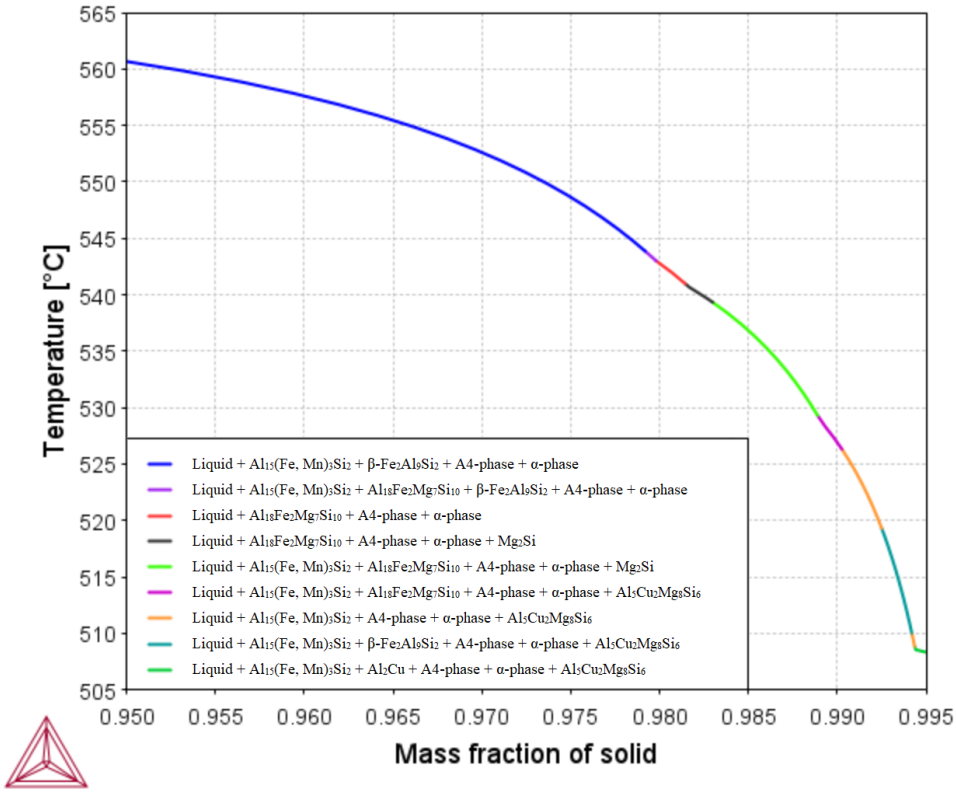




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
648,91	566,28	648,90	479,56	6,98	$3{,}7348 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8555 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0551 \cdot 10^{-7}$

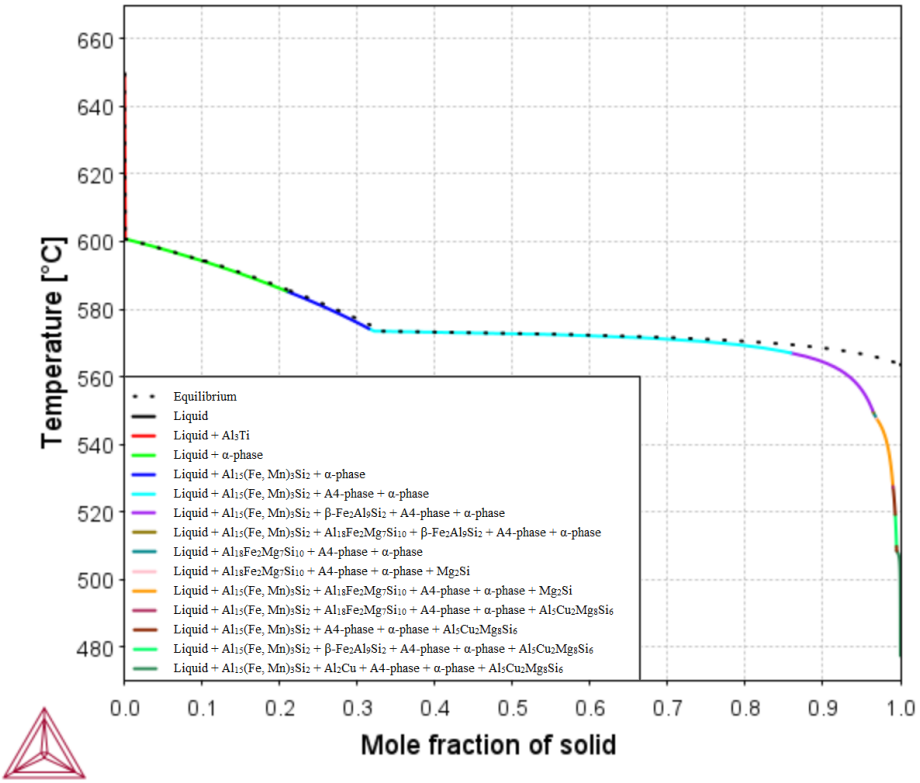
Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,25Cu – 0,65Mn – 0,15Mg – 0,05Zn – 0,1Ti

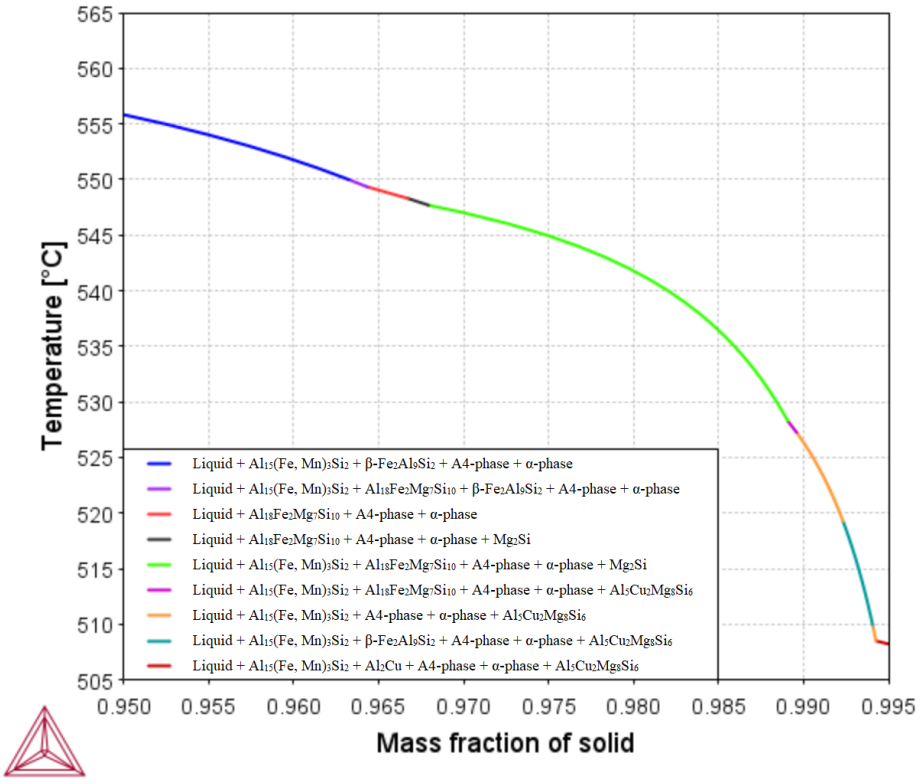




$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,04	566,32	649,04	479,56	7,01	$3{,}7403 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8612 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0614 \cdot 10^{-7}$

Aluminum alloy: 9Si – 0,2Fe – 0,25Cu – 0,45Mn – 0,25Mg – 0,05Zn – 0,1Ti





$T_{liquidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{solidus}$ (Equilibrium) [°C]	$T_{liquidus}$ (Scheil) [°C]	$T_{solidus}$ (Scheil) [°C]	Shrinkage [%]	Kinematic Viscosity (700°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (680°) [m^2/s]	Kinematic Viscosity (650°) [m^2/s]
649,46	563,66	649,46	477,51	6,98	$3{,}7277 \cdot 10^{-7}$	$3{,}8480 \cdot 10^{-7}$	$4{,}0470 \cdot 10^{-7}$