

Nutzung der Thermochemie zum Verständnis der Wirkung der Legierungselemente auf die Erstarrung und die Umwandlung bei A1

**The use of thermochemical calculation for better
understanding the impact of alloying elements to
the solidification and transition at A1**

Konrad Weiß

RWP GmbH

The following work was performed under the framework of the project

**In situ Erzeugung von High Performance Iron
(HPI) durch gezielte Beeinflussung von
Zusammensetzung und Abkühlung.**

This project is funded by the local government of North Rhine Westphalia.

The partner are :

Georg Fischer	Mettmann	Germany
Fachhochschule Niederrhein	Bocholt	Germany
simcast	Wuppertal	Germany
RWP	Roetgen	Germany

In situ Erzeugung von High Performance Iron (HPI) durch gezielte Beeinflussung von Zusammensetzung und Abkühlung.

The idea to produce High Performance Iron (HPI) came already 20 years ago. The normal way to produce globular grey iron with higher properties is to apply a heat treatment after the casting production. This means we have to bring the casting part to the temperature of app. 950°C to get the C into solution of the Austenite. The next step is to quench the casting by dipping it into a salt bath. This salt bath normally will have 300°C up to 350 °C. After a certain time the castings have to be cleaned and will then cooled down to room temperature. The total part then should have a matrix which is ausferrite, this means the austenite is transferred to a very fine ferrite. So the mechanical properties will have 800N/mm² to 1400N/mm² by 7% to 14% elongation.

Common procedure to achieve ADI

1) Austenitizing

Transition perlite to austenite at
850°C – 950°C

Carbon enrichment of the austenite

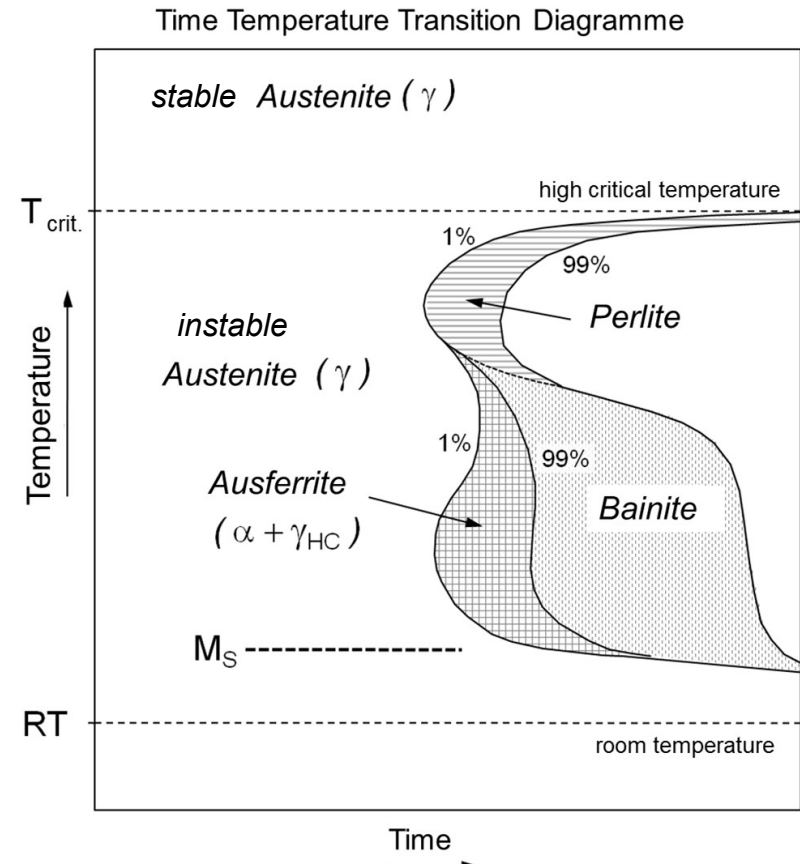
2) Quenching

Fast cooling to the transition temperature
at 250°C – 450°C

3) Ausferritizing

Isothermal transition from austenite:

- Growing from ferrite needles
- Stabilising from austenite by carbon enrichment
- no martensite building through cooling to RT



Heat treatment

Common procedure to achieve ADI

1) Austenitizing

Transition perlite to austenite at
850°C – 950°C
carbonenrichment of the austenite

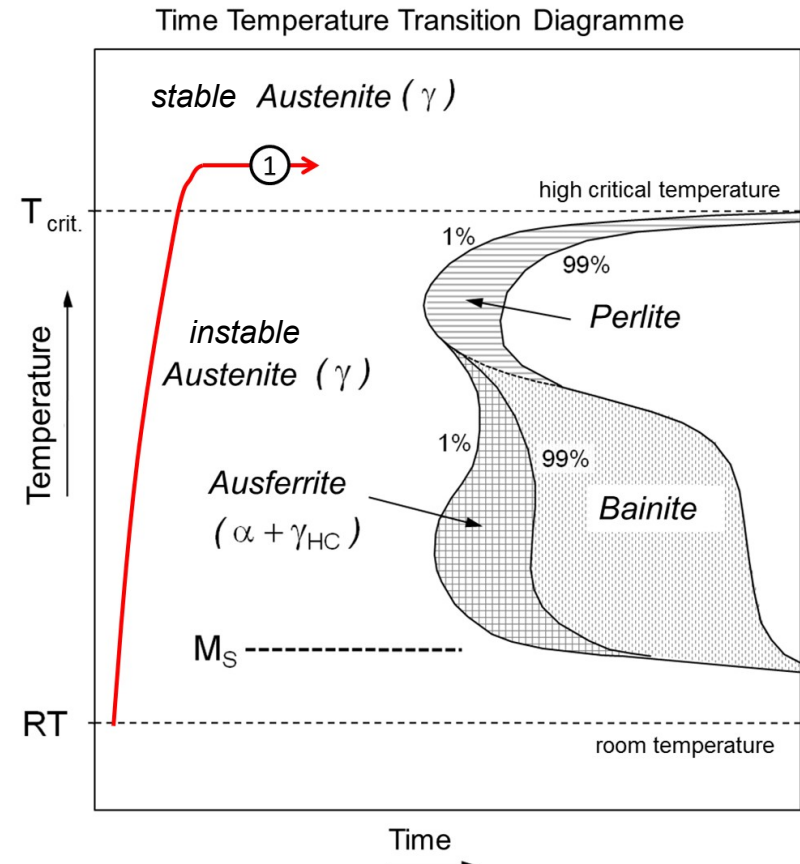
2) Quenching

Fast cooling to the transition temperature
at 250°C – 450°C

3) Ausferritizing

Isothermal transition from austenite:

- Growing from ferriteneedles
- Stabilising from austenite by carbon enrichment
- no martensite building through cooling to RT



Heat treatment

Common procedure to achieve ADI

1) Austenitizing

Transition perlite to austenite at
 $850^{\circ}\text{C} - 950^{\circ}\text{C}$
carbon enrichment of the austenite

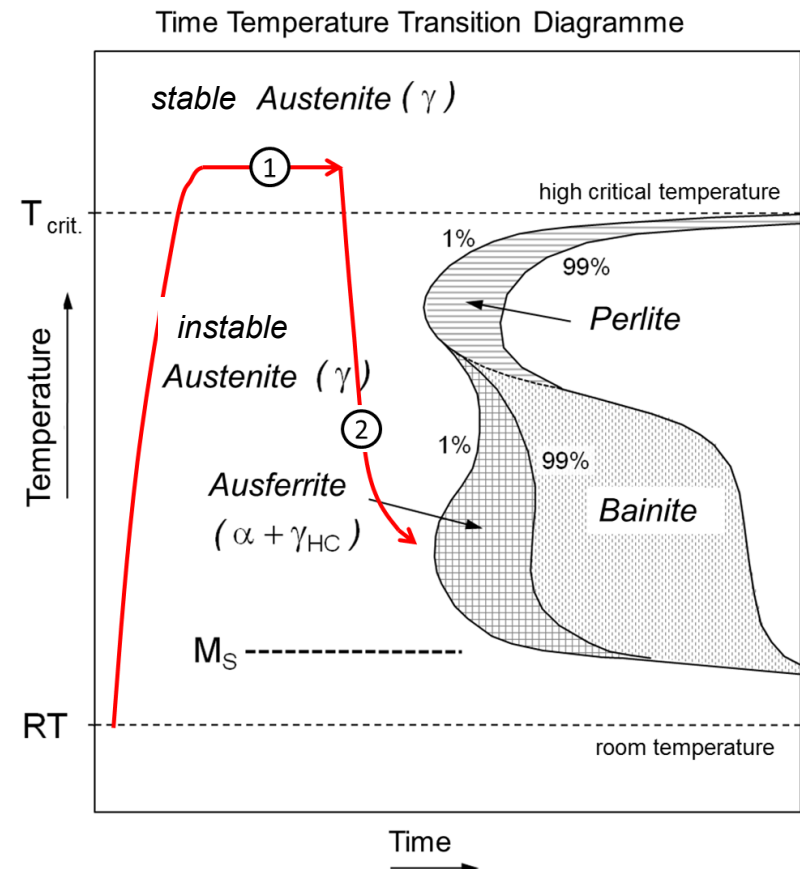
2) Quenching

Fast cooling to the transition temperature
at $250^{\circ}\text{C} - 450^{\circ}\text{C}$

3) Ausferritizing

Isothermal transition from austenite:

- Growing from ferrite needles
- Stabilising from austenite by carbon enrichment
- no martensite building through cooling to RT



Heat treatment

Common procedure to achieve ADI

1) Austenitizing

Transition perlite to austenite at
850°C – 950°C

Carbon enrichment of the austenite

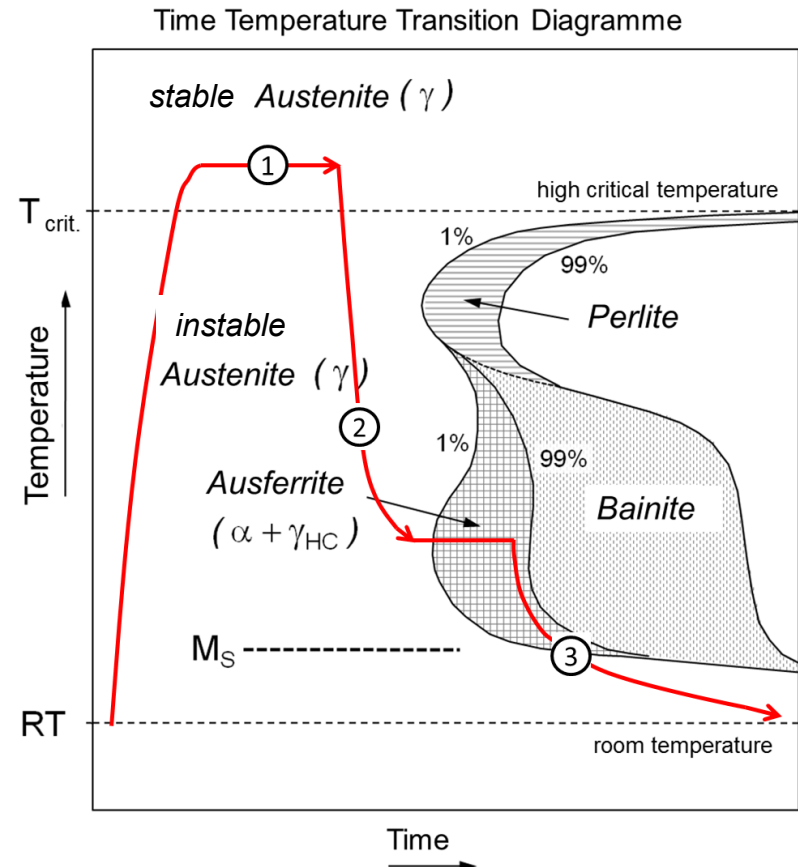
2) Quenching

Fast cooling to the transition temperature
at 250°C – 450°C

3) Ausferritizing

Isothermal transition from austenite:

- Growing from ferrite needles
- Stabilising from austenite by carbon enrichment
- no martensite building through cooling to RT



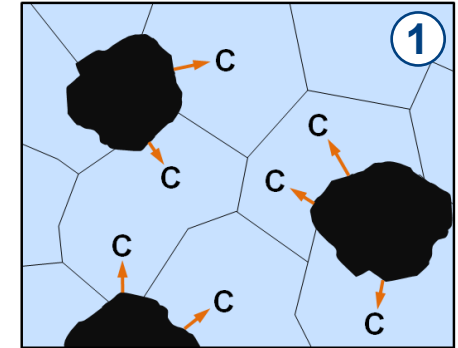
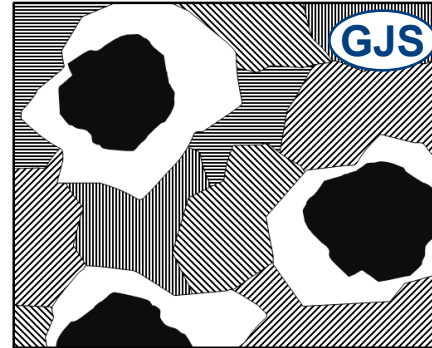
Heat treatment

Common procedure to achieve ADI

1) Austenitizing

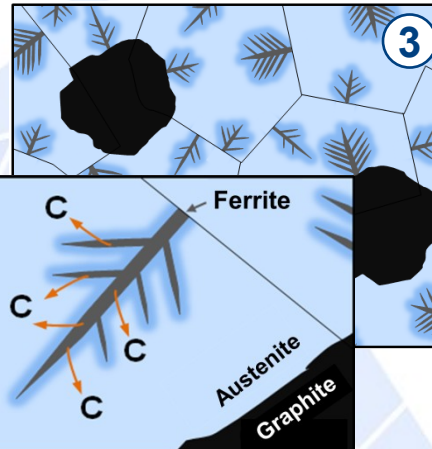
Transition perlite to austenite at
 $850^{\circ}\text{C} - 950^{\circ}\text{C}$

Carbon enrichment of the austenite



2) Quenching

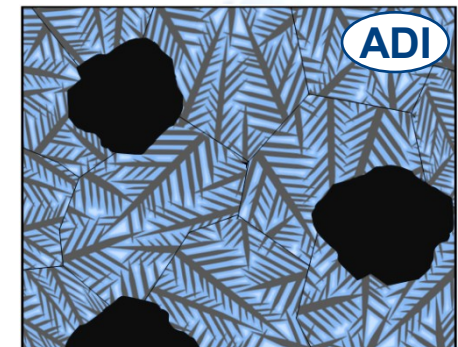
Fast cooling to the transition temperature
at $250^{\circ}\text{C} - 450^{\circ}\text{C}$



3) Ausferritizing

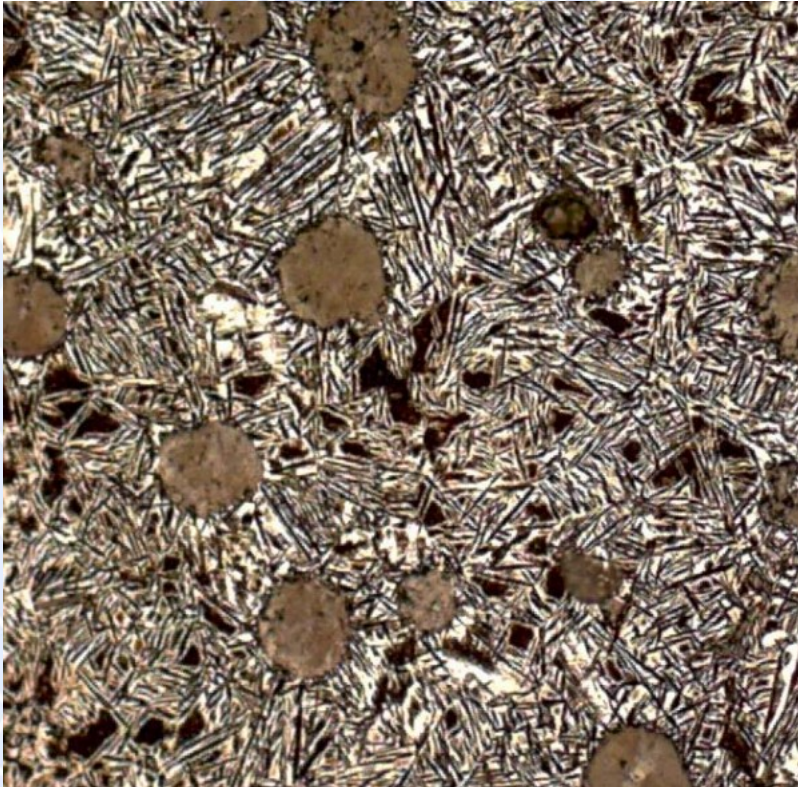
Isothermal transition from austenite:

- Growing from ferrite needles
- Stabilising from austenite by carbon enrichment
- no martensite building through cooling to RT



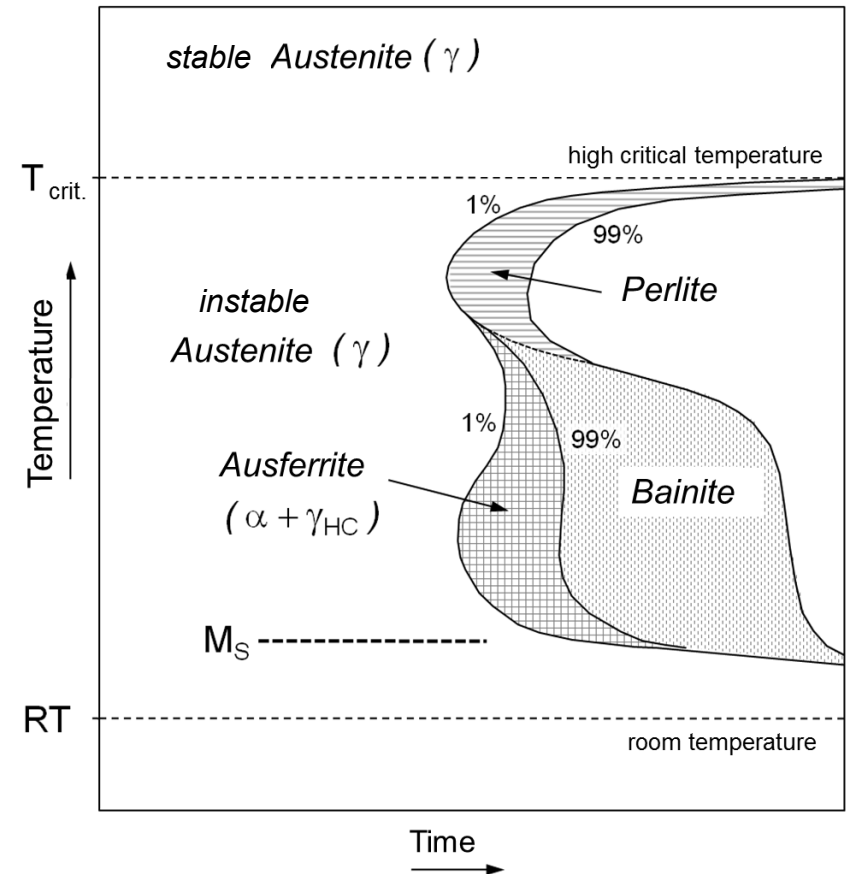
Heat treatment

New procedure to achieve HPI

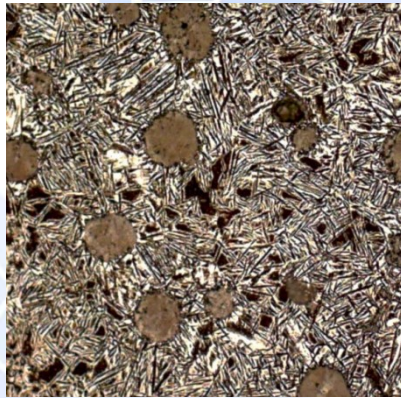


HPI-matrix we like to achieve

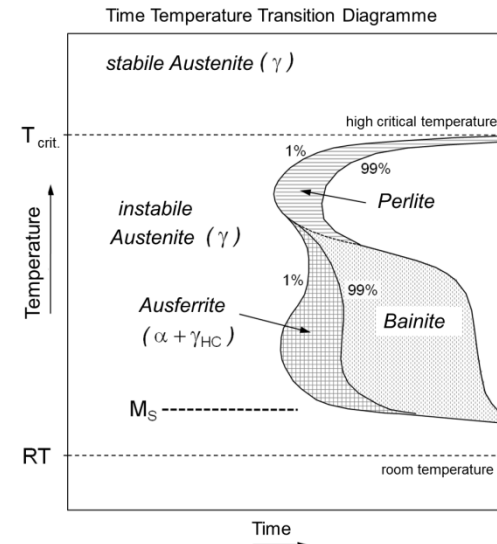
Time Temperature Transition Diagramme



How we can determine the stable HPI production conditions ?



HPI-matrix we like to achieve



Principle behaviour of the transition

We need to know the stable phases inside of our desired material

Procedure to get the necessary data

Multi component system

Fe – C

Fe – C – Si

Fe – C – Si – Mn – Cu

We tried to find out how the different alloying systems will influence the stability of the phases build during the solidification and during the transition at A1.

To proof the results we compared the calculated data with the experimental values. This was possible by determining the change of T Liquidus and T Solidus.

At first we have a look to the phases build from the multicomponent system by adding different alloying elements.

The next step is to see the stable Temperatures and the development of T liquidus and T solidus.

Isothermal cuts will show us the stability of the different components e.g. austenite

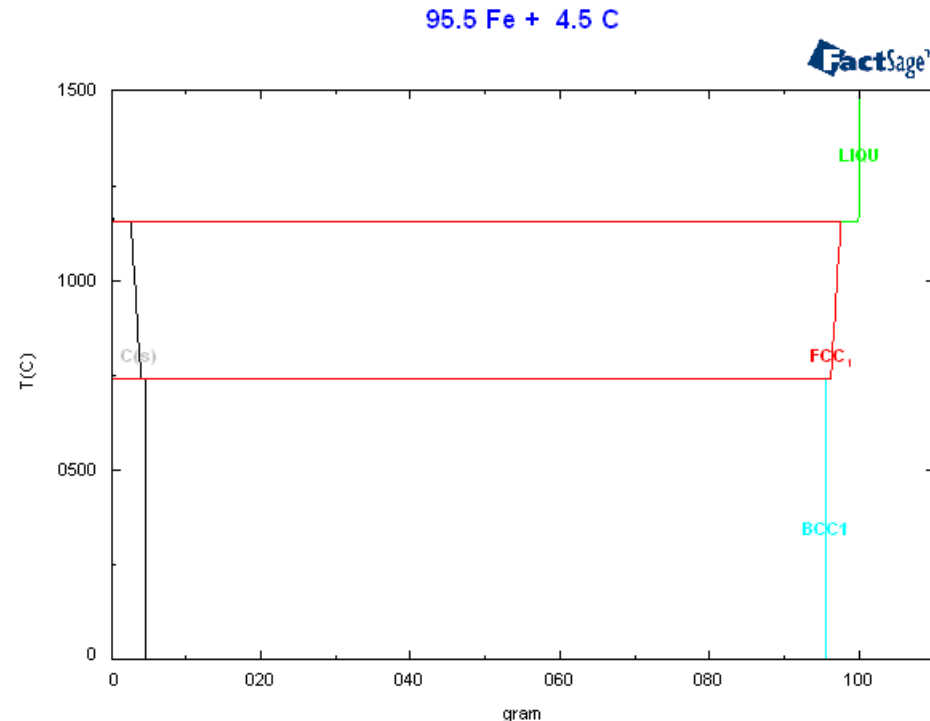
The solidification behavior seen by the liquid surfaces will give some feeling about the solidification.

The extreme view on the stability give the necessary data

Multi component system Fe – C

In einer Zusammensetzung von Eisen und Kohlenstoff (4.5%C) zeigen sich der Übergang von Liquid zu Austenit(FCC) und Austenit zu Ferrit(BCC). Die Löslichkeit von C sieht man an der linken Seite.

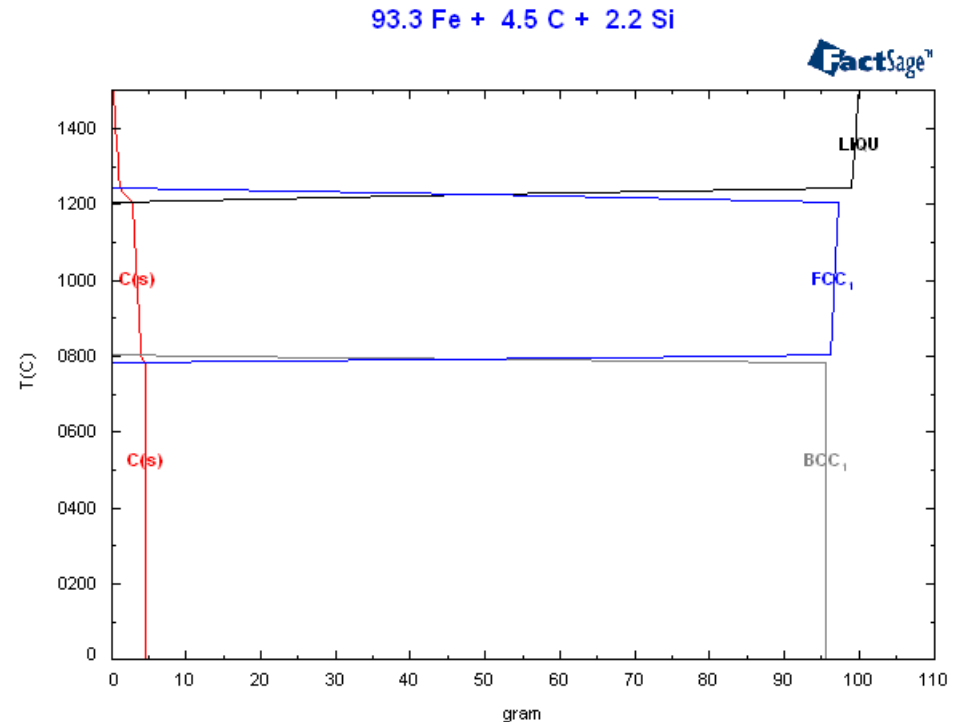
The composition Fe and Carbon (4,5%) shows the transition from Liquid to Solid by building Austenite (FCC). The solid-solid transition goes from Austenite to Ferrite (BCC). The changing solutability we can see on the left side.



Multi component system Fe – C – Si

Bei Zugabe von Si verändert sich die Löslichkeit von Kohlenstoff. Aus der Linie im Fe-C System wird ein Bereich.

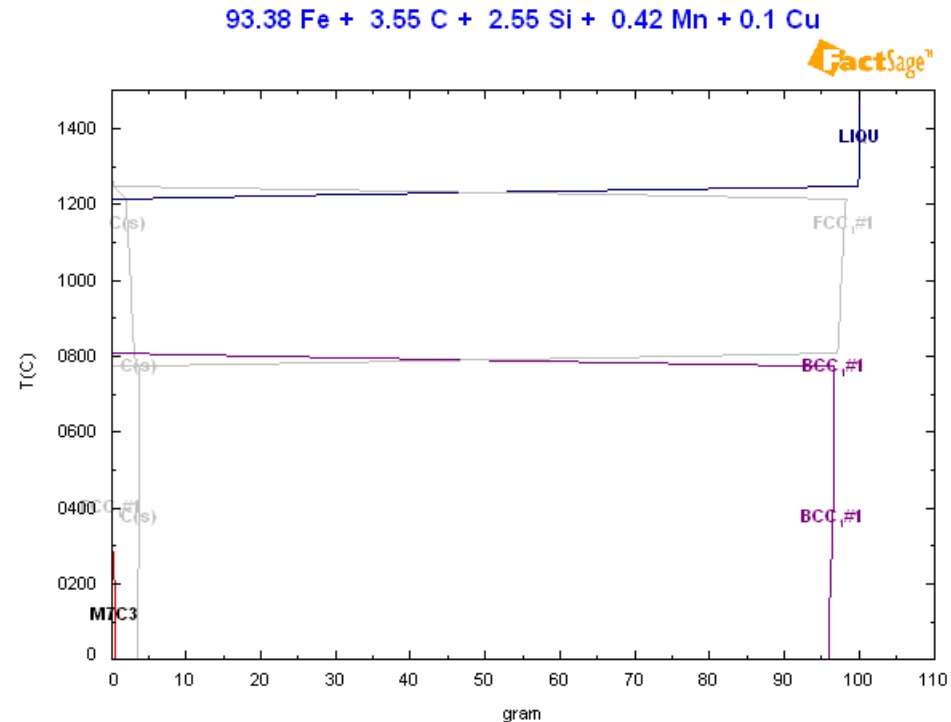
Adding Si to the system, the solubility of carbon changed. From the line inside of the Fe – C system it will build a field.



Multi component system Fe – C – Si – Mn – Cu

Bei weiterer Zugabe von Mn und Cu verändert sich die Löslichkeit von Kohlenstoff weiter. Die Temperaturen im Bereich A1 werden ebenfalls beeinflusst (750°C -> 800°C).

Adding the elements Mn and Cu the solubility of C is further influenced. Now we can also predict the change in the temperature at A1. (750°C -> 800°C).



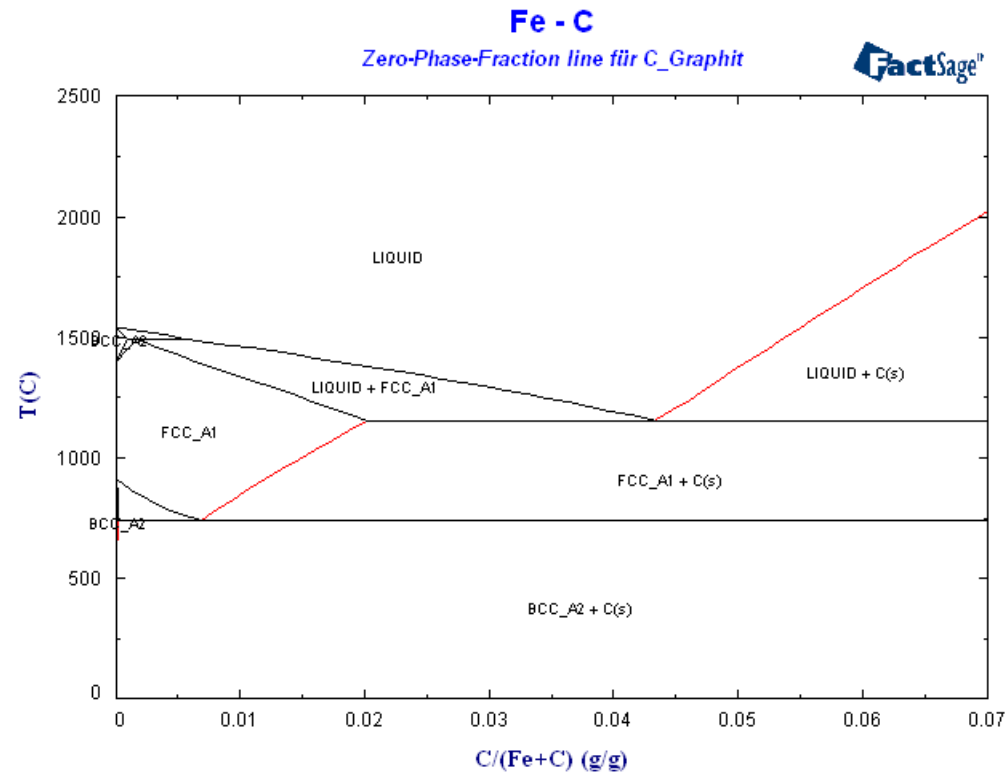
Multi component system Fe – C

Das Eisen- Kohlenstoff Schaubild, wobei der C als Graphit stabil angenommen wird.

Rechts neben der roten Linie ist der Bereich, wo der Kohlenstoff als stabile Phase existent ist.

The Iron- Carbon system diagramme where the carbon is treated as stabile

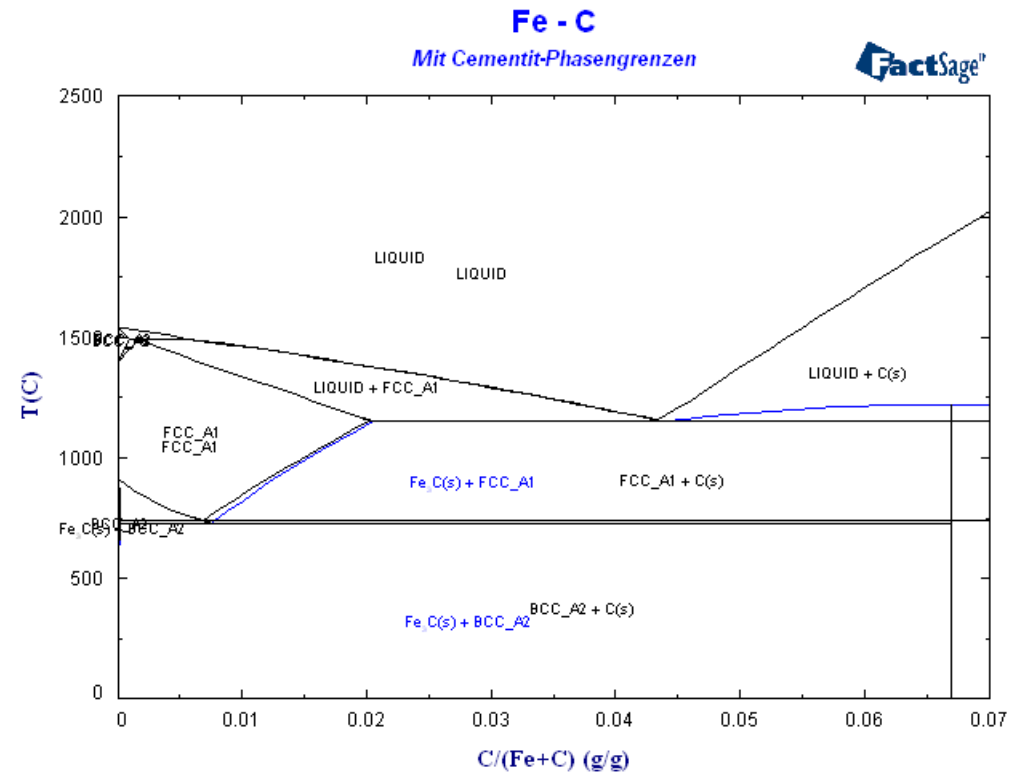
The right side of the red line will mark the field where the Carbon is stabile.



Multi component system Fe – C

Das Eisen- Kohlenstoff Schaubild gekoppelt mit dem Schaubild, bei dem der C als Fe_3C (Zementit) als stabil angenommen wird

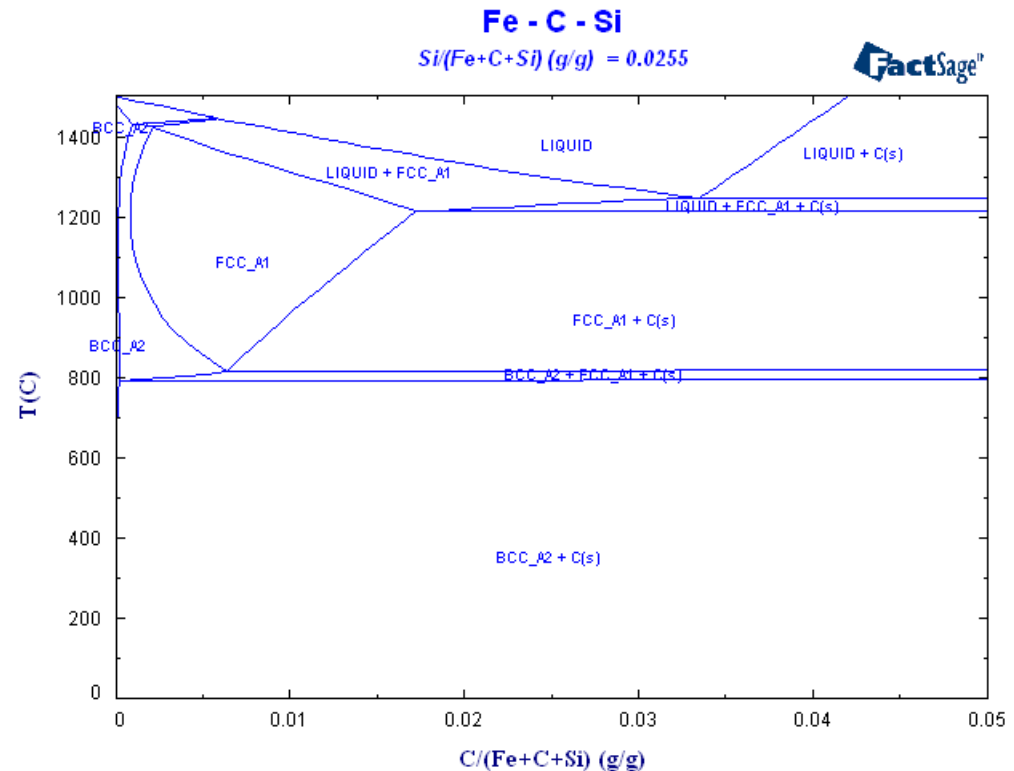
The Iron- Carbon diagramme where the Carbon is shown as stabile as a carbide Fe_3C (Zementite)



Multi component system Fe – C – Si

Beim Schnitt bei 2.55% Si wird deutlich, dass aus der eutektischen Gerade ein Bereich geworden ist. Ebenfalls wird die Linie von A1 zu einem Bereich ausgeweitet.

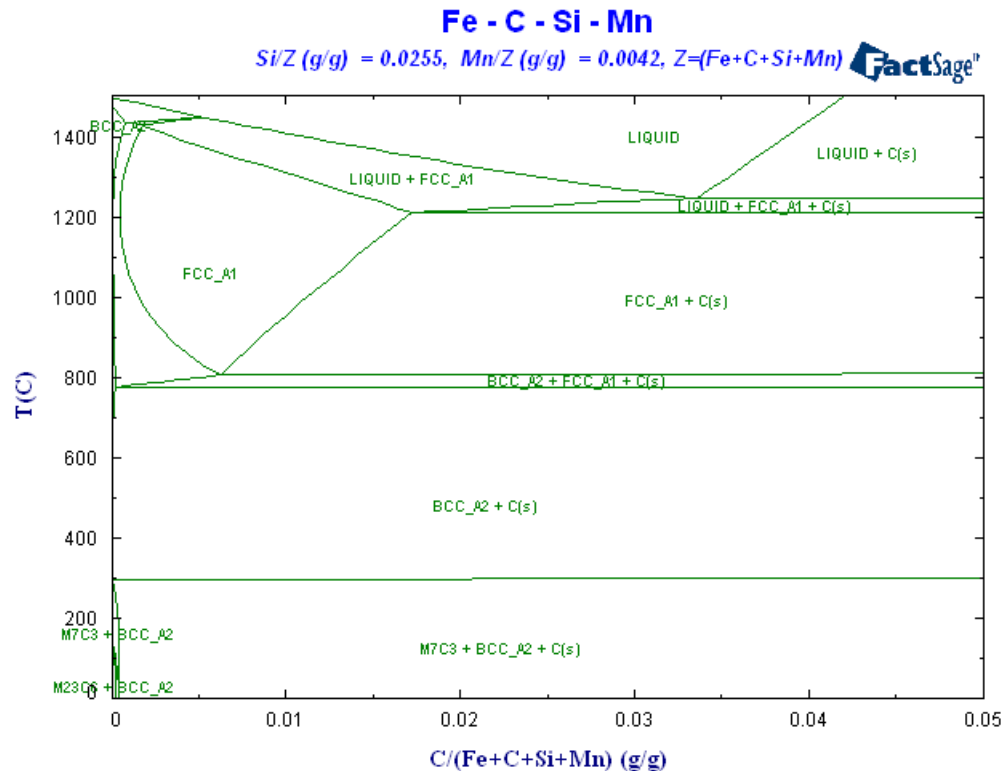
At the concentration of 2.55% Si we see easily that the line during solidification changes to a field of solidification. The same behavior establishes at A1.



Multi component system Fe – C – Si – Mn

Der Zusatz von Mn ändert an dem prinzipiellen Verhalten beim eutektischen Bereich wenig. Auch die Umwandlung von Austenit zu Ferrit wird in einem Bereich stattfinden. Die Temperaturen werden jedoch bei A1 stärker beeinflusst. Die Temperatur sinkt und der Bereich wird ausgeweitet.

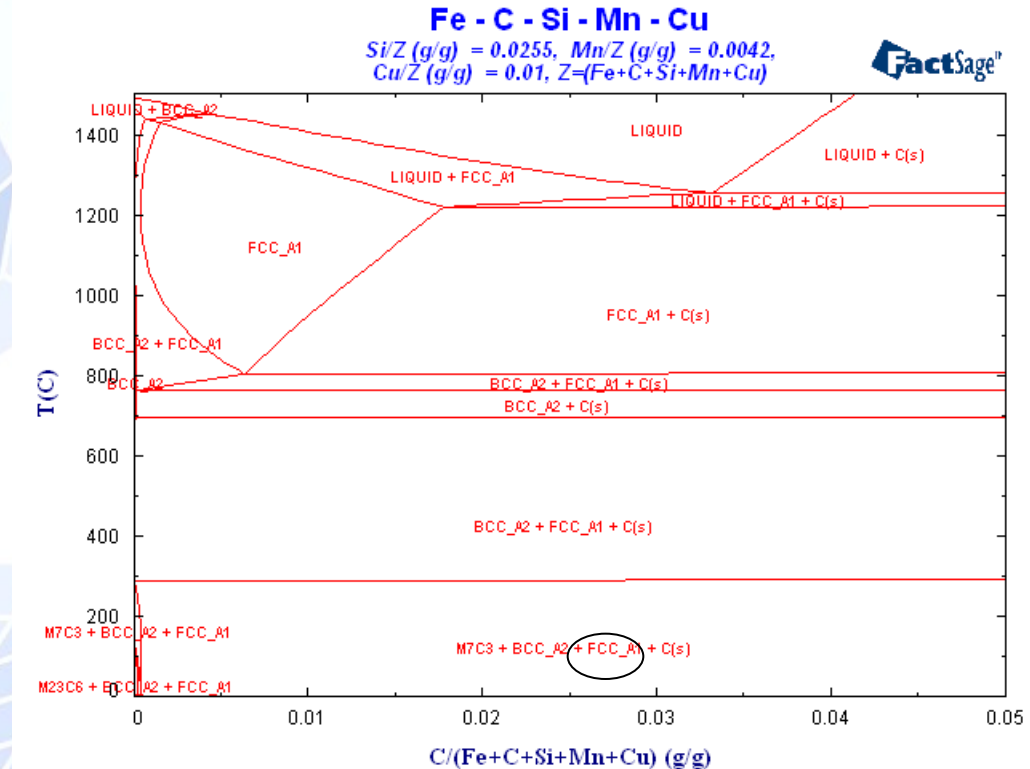
Adding Mn will not change the principal behavior. The temperature influence at A1 is stronger. The field will grow and the temperature will go down.



Multi component system Fe – C – Si – Mn – Cu

Der Zusatz von Cu ändert am Liquidus- Temperaturbereich wenig. Im Bereich der Umwandlung von A1 sind jedoch neben dem Ferrit auch noch Bereiche von kubisch-flächenzentrierten Gitter stabil. Diese Phase ist eine fast reine Cu –Phase. So liegt bei Raumtemperatur neben dem eutektoiden Gefüge auch eine Cu- Phase vor.

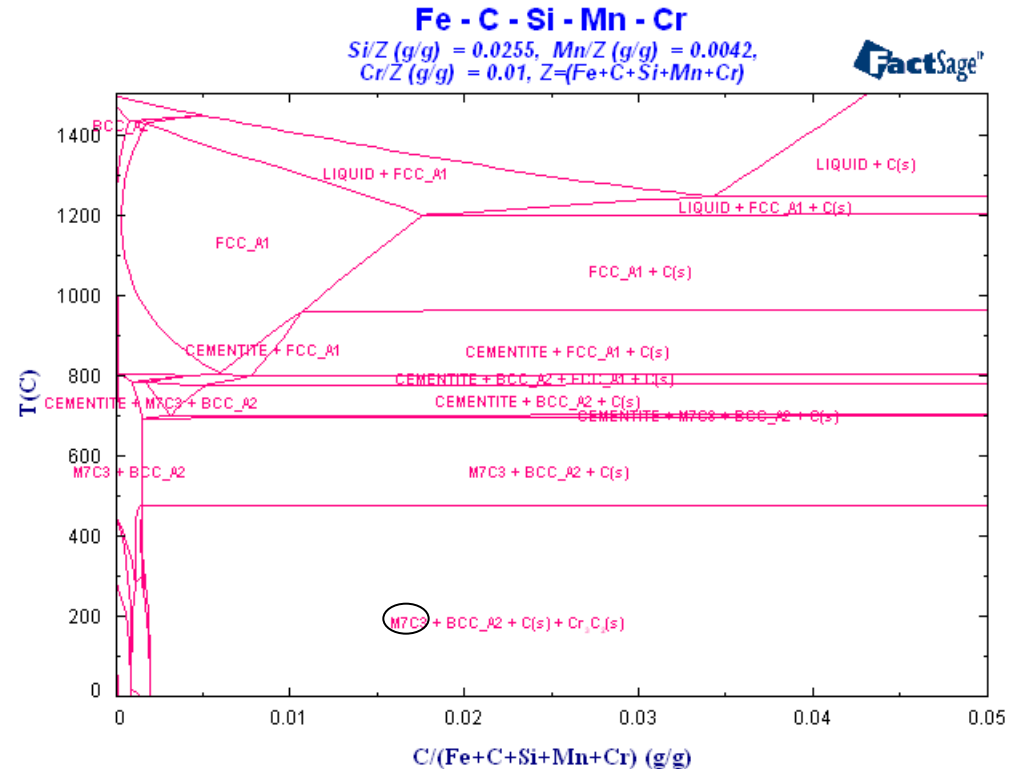
Adding Cu will not change T_{liq} and T_{sol} . At A1 we can see therefore also some FCC phases. This is nearly a pure Cu phase. So we expect also some Cu at room temperature.



Multi component system Fe – C – Si – Mn – Cr

Der Zusatz von Cr statt Cu ändert am Liquidus Temperaturbereich ebenfalls wenig. Im Bereich der Umwandlung von A1 wird jedoch der Kohlenstoff als Karbid und nicht als Graphit stabil. Das bedeutet, dass wir mit perlitischer Grundmatrix und nicht mit ferritischer Matrix rechnen müssen.

Adding Cr instead of Cu we see not really differences during solidification. But the area of A1 is influenced drastically. The carbon will not be stable as graphite. This means we will not get a ferritic basic matrix.

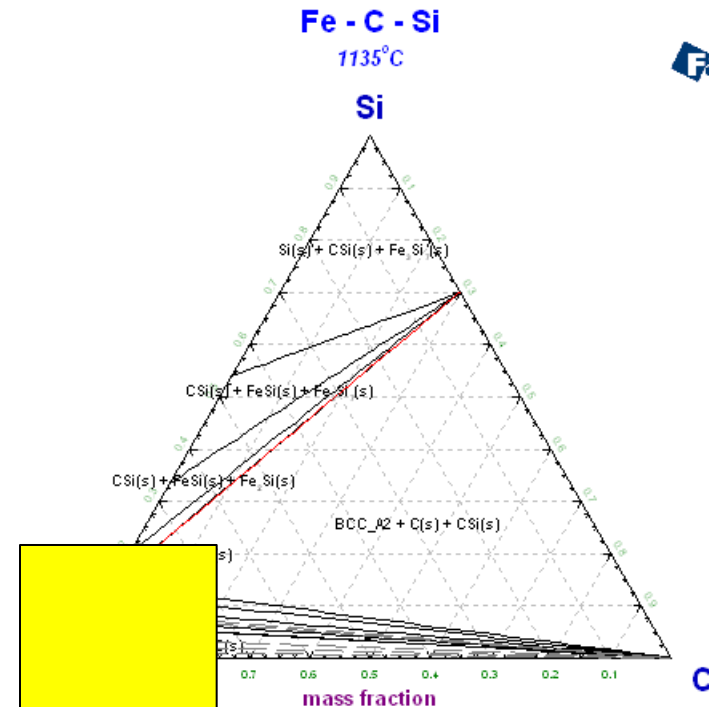


Multi component system Fe – C – Si

Der isotherme Schnitt bei 1135°C wird hier im Konzentrationsdreieck dargestellt. Da im HPI Projekt die Legierungen im unteren linken Bereich angesiedelt sind, wird dieser im Detail betrachtet.

The isothermal cut at 1135°C is shown in the concentration diagramme.

The compositions used in the HPI project are in the marked area. Therefore this will be shown in detail.

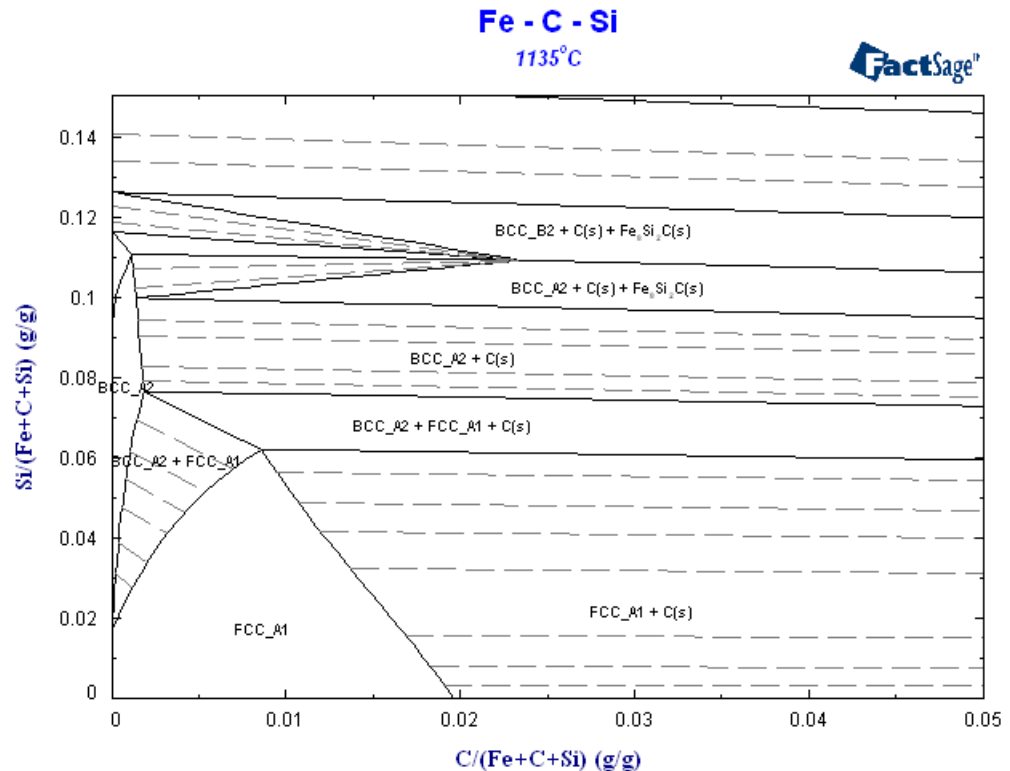


FactSage[®]

Multi component system Fe – C – Si

Im isothermen Schnitt bei 1135°C ist der Bereich des Austenites (FCC) im Konzentrationsbereich von 1.9%Si bis 6.2% Si und im Kohlenstoffbereich von 0% bis 1.8% C stabil.

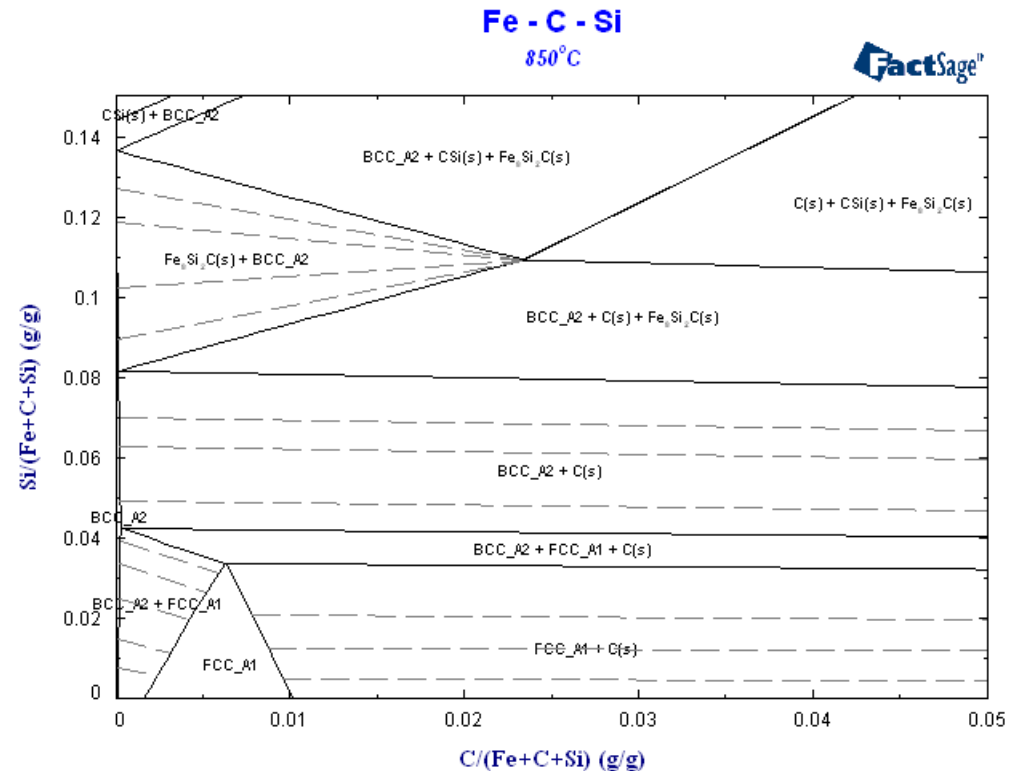
At the isothermal cut of 1135°C the Austenite (FCC) is stable in the concentration field from 1.9%Si to 6.2% Si and in the carbon field from 0% to 1.8% C .



Multi component system Fe – C – Si

Im isothermen Schnitt bei 850°C bleibt der Bereich des Austenites (FCC) im Bereich von 0%Si bis 3.7% Si und der C –Bereich von 0,2% bis 1.0% C stabil. Dieser Bereich ist im Vergleich zu dem von 1135°C erheblich kleiner geworden.

The change of the isothermal temperature leads to a drastical change of the size of the stable Austenite (FCC). It decreased compared to the 1135°C isothermal cut.



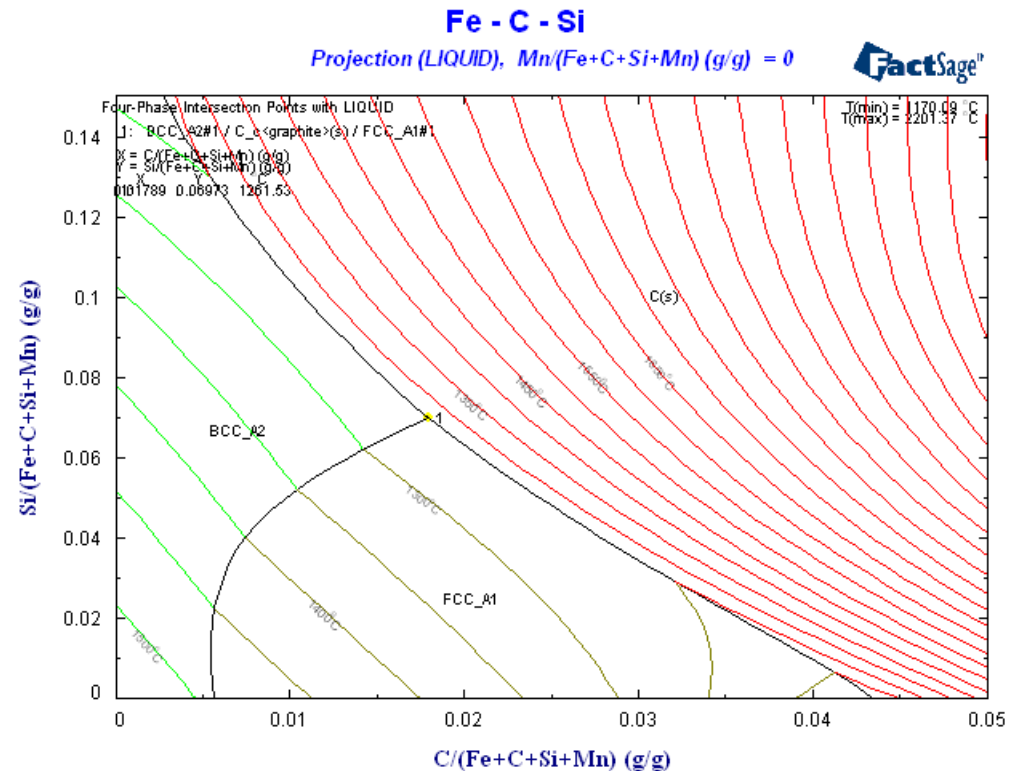
Multi component system Fe – C – Si

Liquidusfläche der Ecke
Si – C

$T_{\text{eutektisch}} = 1170^{\circ}\text{C}$

Die Erstarrung verläuft zunächst in Richtung der eutektischen Rinnen, die dann im eutektischen Punkt zusammenlaufen. Hier geschieht die letztendliche Erstarrung.

The solidification goes along the eutectic channel to end in the eutectic point. Here also the solidification will end.

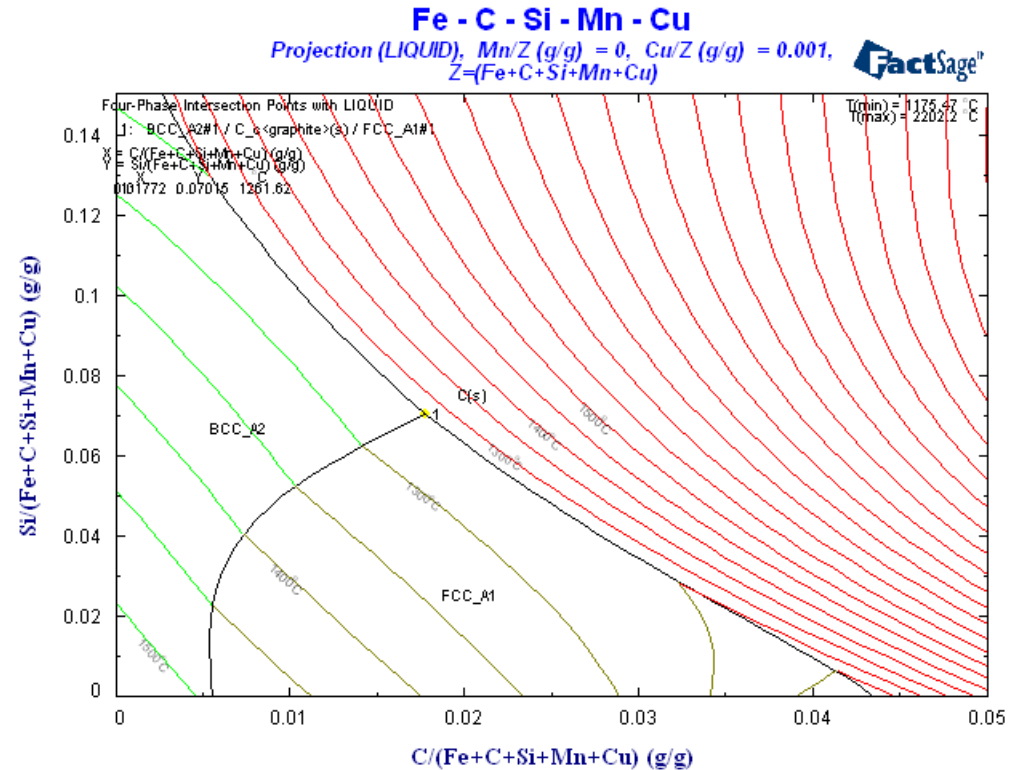


Multi component system Fe – C – Si – Mn - Cu Liquidusfläche der Ecke Si - C

$T_{\text{eutektisch}} = 1175^{\circ}\text{C}$

Durch Zugabe von Cu wird der eutektische Punkt geringfügig zu höheren Si und geringeren C Gehalten verschoben. Gleichzeitig wird die eutektische Temperatur um 5°K angehoben. Dies deckt sich mit den empirischen Daten von RWP.

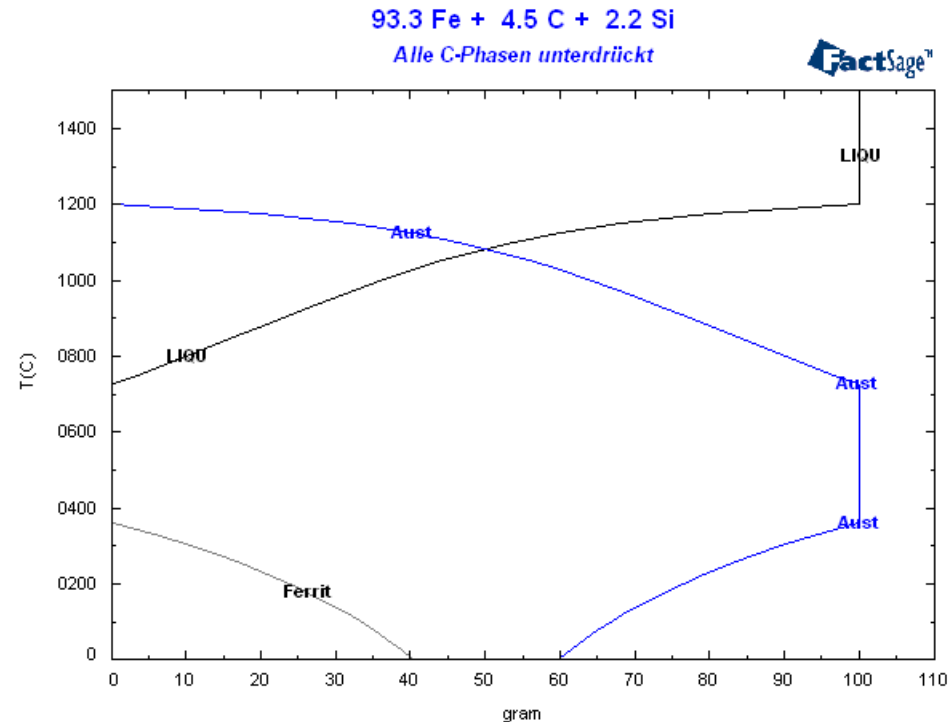
By adding Cu the eutectic point will be changed minor. The eutectic temperature will change app. 5°K , which fits to the data from RWP.



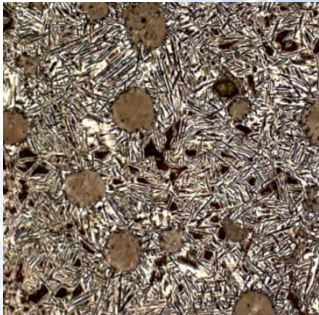
Multi component system Fe – C – Si

Um eine Abschätzung über die stabilen Phasen und deren Temperaturen durchführen zu können, werden alle Phasen des Kohlenstoffs unterdrückt. Hier zeigt sich, dass der Ferrit unterhalb von 370°C stabil ist. Eine Abschrecktemperatur über 370°C führt also wahrscheinlich nicht zu einer ausferritischen Phase.

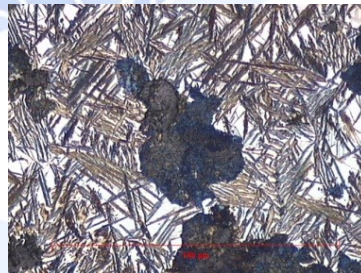
To estimate the stable temperatures we disable all C phases to force the extrem values for the stable ferrite. So we should quench the material not higher than 370 °C.



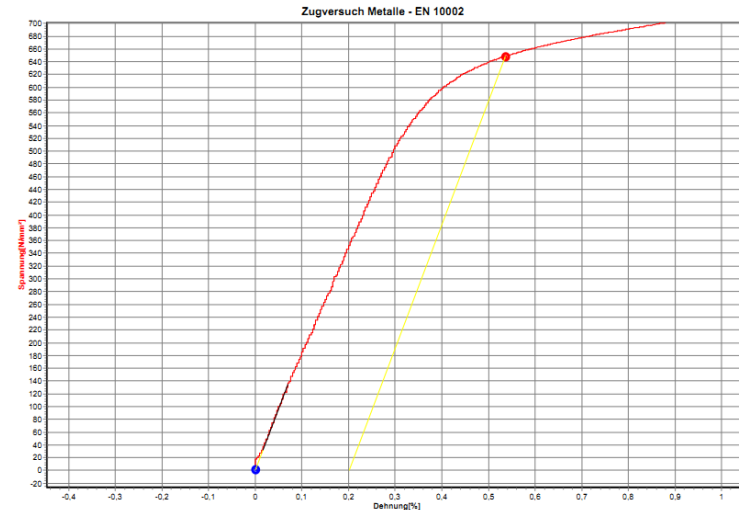
How we can determine the stable HPI production conditions ?



HPI-matrix we
like to achieve



HPI-matrix we
achieved



Prüfergebnisse

	Lfd. Nr.	E kN/mm²	Rp0.2 N/mm²	Rm N/mm²	A5 %	d mm
1	480000	193.835	648	1033	7.7	6.01

Mechanical properties reached by
quenching temperature 350°C

We know the stable production conditions of our desired material



Danke für die Aufmerksamkeit

Thank You for being patient