

# Das Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm als Grundlage für die Wärmebehandlung von Stahl

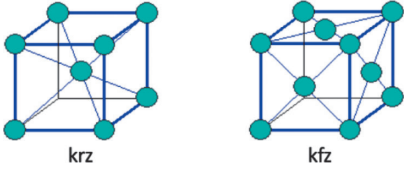


Bild 1: kubisch-raumzentriertes (krz) und kubisch-flächenzentriertes (kfz) Kristallgitter des Eisens

Das Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm ist für Wärmebehandlung von Stählen und Gusseisenwerkstoffen von grundlegender Bedeutung. Es dient dem Wärmebehandler zum Verständnis der auf Temperatur vorliegenden Gefügestrukturen sowie der Gefügewandlungen bei langsamer Erwärmung und Abkühlung.

## 1. Gefügestruktur des reinen Eisens

Eisen ist das Basismaterial aller Stähle. Es ist ein Polymorph, d.h. es ändert seine Kristallstruktur mit der Temperatur: Bild 1 und 2 veranschaulichen den Aufbau der Gitterstrukturen des reinen Eisens sowie die Temperaturabhängigkeit bei der Abkühlung und der Erwärmung.

Betrachten wir die Änderungen des Kristallgitters einmal während der Abkühlung des reinen Eisens. Bei gleichgewichtsnaher Abkühlung bildet das reine Eisen unterhalb des Erstarrungspunktes von 1536°C zunächst die kubisch-raumzentrierten Kristallstruktur, das  $\delta$ -Eisen, aus. Im Temperaturbereich zwischen 1392°C bis 911°C nimmt das Reineisen dann die kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur (kfz) an, das sogenannte  $\gamma$ -Eisen.

Nach der Umwandlung bei 911°C ( $A_3$ -Temperatur) liegt dann wieder die kubisch-raumzentrierten Kristallstruktur vor, die nun als  $\alpha$ -Eisen bezeichnet wird. Die Kristallgitter bilden sich sowohl bei der Abkühlung als auch bei der Erwärmung entsprechend aus. Die Umwandlungstemperaturen werden auch mit den Kürzeln  $A_4, A_3$  und  $A_2$  bezeichnet. Bei der Temperatur  $A_2$  findet jedoch keine Gitteränderung statt. Das Eisen verliert oberhalb der sogenannten Curie-Temperatur von 769°C seine ferromagnetischen Eigenschaften und wird unmagnetisch. Zur Unterscheidung der Erwärmung und Abkühlung können die Temperaturen  $A_4, A_3, A_2$  zusätzlich mit den Indices c und r versehen werden. So wird z.B. die  $A_3$ -Temperatur bei der Erwärmung als  $Ac_3$  und bei der Abkühlung als  $Ar_3$  bezeichnet (chaffage franz. Erwärmung/refroidissement franz. Abkühlung).

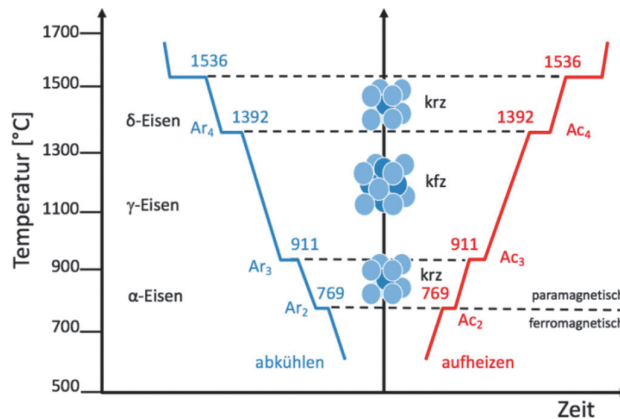


Bild 2: Umwandlungstemperaturen und Kristallgitter bei der Abkühlung und Erwärmung von Eisen

## 2. Aufbau des Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramms

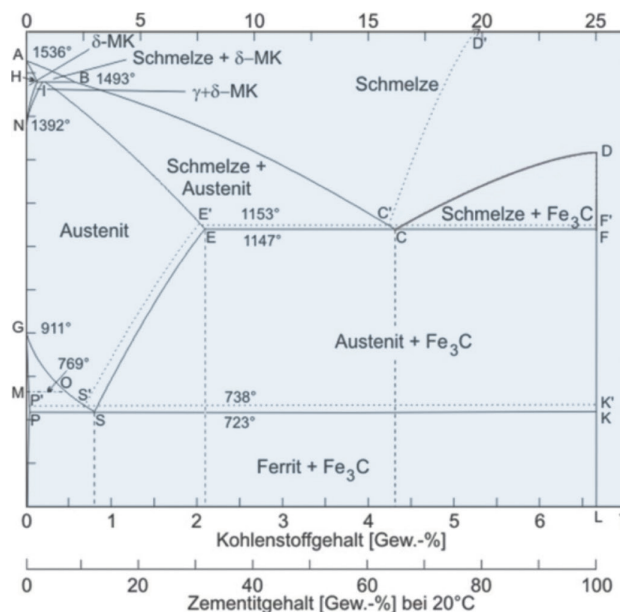
Durch das Zulegieren von Kohlenstoff wird aus dem Eisen Stahl, dem wohl industriell bedeutendsten Konstruktionswerkstoff. Der Kohlenstoff ändert schon in geringen Gehalten die Eigenschaften des Materials, z.B. im Hinblick auf Festigkeit, Duktilität und Härtebarkeit. Die jeweiligen Eigenschaften können zudem durch eine angepasste Wärmebehandlung in weiten Grenzen beeinflusst werden. Im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm ist der Kohlenstoffgehalt gegenüber der Temperatur aufgetragen (Bild 3).

Stahl ist definiert als eine Eisen-Kohlenstoff-Legierung mit weniger als 2,06 %C. Liegt der C-Gehalt darüber; sprechen wir von Gusseisenwerkstoffen, welche im Gegensatz zu den Stählen weder kalt- noch warmumformbar sind. Im Hinblick auf die Wärmebehandlung von Stahl können wir uns somit auf den für Stahl relevanten Ausschnitt des Eisenkohlenstoff-Diagramms konzentrieren, die sogenannte Stahlecke (Bild 4).

Das binäre Zustandsdiagramm Eisen-Kohlenstoff zeigt die einzelnen Phasengebiete in Abhängigkeit von der Temperatur und dem C-Gehalt bei sehr langsamer, gleichgewichtsnaher Erwärmung bzw. Abkühlung auf.

Das kubisch-raumzentrierte  $\alpha$ -Eisen wird metallographisch auch als Ferrit (oder  $\alpha$ -Mischkristall) und das kubisch-flächen-

Bild 3: Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm



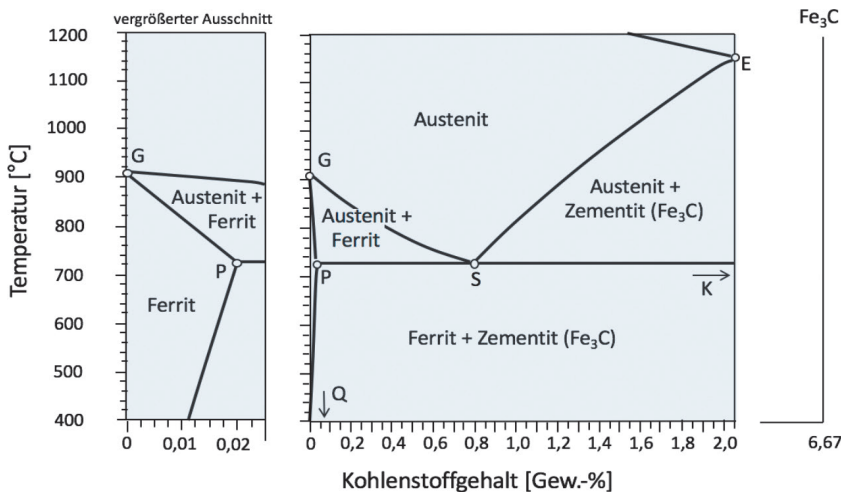


Bild 4: Ausschnitt des Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramms (Stahlecke)

trierter  $\gamma$ -Eisen als Austenit (oder  $\gamma$ -Mischkristall) bezeichnet. Neben den Einphasengebieten, die wir im Grundsatz schon von der Abkühl- und Erwärmungskurve des reinen Eisens her kennen (Bild 2), existieren im Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm nun neben Ferrit und Austenit auch Zweiphasengebiete. Die Umwandlungsvorgänge bei gleichgewichtsnaher Erwärmung oder Abkühlung finden bei den Stählen hier in einem Temperaturbereich statt, innerhalb dessen zwei Phasen nebeneinander vorliegen und sich je nach Temperatur im Mengenverhältnis zueinander ändern. Auch der C-Gehalt der Phasen Ferrit und Austenit ändert sich temperaturabhängig durch Lösungs- und Ausscheidungsvorgänge.

Mit steigendem Kohlenstoffgehalt ändern sich im Vergleich zum reinen Eisen die Umwandlungstemperaturen. Z. B. fällt die  $A_3$ -Temperatur kontinuierlich ab, bis sie bei 723 °C und 0,8 %C auf die  $A_1$ -Temperatur trifft. Die Schnittpunkte der Umwandlungslinien mit den Achsen oder anderen Linien werden im Sinne einer eindeutigen Zuordnung mit Buchstaben benannt (siehe Bild 3 und 4). Bild 5 zeigt die Lage und Benennung der Umwandlungstemperaturen im Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm.

### Einphasengebiete Ferrit und Austenit

In den beiden Einphasengebieten Ferrit und Austenit ist der Kohlenstoff vollständig in Lösung. Der Kohlenstoff findet Platz auf den Zwischengitterplätzen des krz- bzw. kfz Kristallgitters – bevorzugt auf den Oktaederlücken. Doch die Löslichkeit für Kohlenstoff im Ferrit und im Austenit ist sehr begrenzt. Da die Gitterlücken im krz Ferrit deutlich kleiner sind als im kfz Austenit ist auch die Löslich-

keit für Kohlenstoff hier deutlich geringer. So ist das Einphasengebiet des reinen Eisens überhaupt nur bei sehr geringen C-Gehalten existent. Im Punkt P ist die max. Löslichkeit für Kohlenstoff im Ferrit bei 723 °C mit 0,02 %C bereits erreicht und nimmt mit der Temperatur entlang der Linie P-Q weiter ab. Bei Raumtemperatur ist praktisch keine Löslichkeit für den Kohlenstoff mehr gegeben. Oberhalb der Linie G-S-E besteht das Gefüge des Stahls ausschließlich aus dem kfz Austenit, der aufgrund der größeren Gitterlücken eine vergleichsweise höhere Kohlenstofflöslichkeit aufweist. Die max. Löslichkeit für Kohlenstoff ist im Punkt E bei 1147 °C mit 2,06 %C gegeben.

### Umwandlungsvorgänge im Zweiphasengebiet Austenit-Ferrit

Während die Umwandlung von der krz zur kfz Kristallstruktur im reinen Eisen bei einer Temperatur von 911 °C vollständig abläuft, findet die Gefügewandlung bei Stählen in Abhängigkeit vom C-Gehalt in einem Temperaturbereich statt.

Bei der Erwärmung im Zweiphasengebiet Austenit-Ferrit (P-S-G) wandelt bei Stählen mit weniger als 0,8 %C (untereutektoiden Stähle) immer mehr Ferrit in Austenit um, bis sich bei Erreichen der  $A_3$ -Temperatur der gesamte Ferrit aufgelöst hat.

Bei der Abkühlung scheidet sich hingegen immer mehr Ferrit aus dem Austenit aus. Da der sich bildende Ferrit kaum Kohlenstoff lösen kann reichert sich der verbleibende Austenit entlang der Linie G-S immer stärker mit Kohlenstoff an, bis bei 723 °C ein Gehalt von 0,8 %C erreicht ist. Bei der  $A_1$ -Temperatur zerfällt der mit Kohlenstoff angereicherte

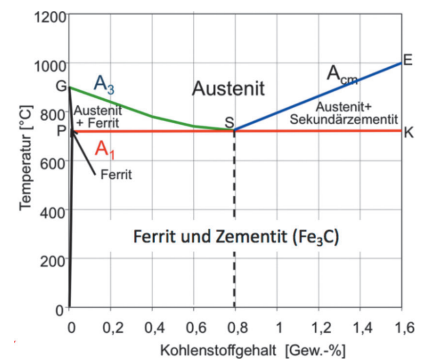


Bild 5: Lage und Benennung der Umwandlungstemperaturen im Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm

Austenit in Ferrit und Zementit (Fe<sub>3</sub>C), einer intermetallischen Verbindung aus Eisen und Kohlenstoff. Der Kohlenstoff liegt hier als Eisencarbid im Gefüge vor, dass bei thermodynamisch gesehen nicht stabil ist. Aus diesem Grund wird in der Lehre auch das metastabile und das stabile Eisen-Kohlenstoff-Diagramm unterschieden. Wir konzentrieren uns ausschließlich auf das metastabile Diagramm, da in der Praxis der Wärmebehandlung bei üblichen Temperaturen und Haltezeiten das Eisencarbid nicht zerfällt.

### Umwandlungsvorgänge im Zweiphasengebiet Austenit-Zementit

Bei C-Gehalten über 0,8 % (übereutektoiden Stähle) existiert oberhalb der  $A_1$ -Temperatur kein Ferrit mehr. Zwischen der  $A_1$ - und  $A_{cm}$ -Temperatur liegt neben dem Austenit Zementit im Gefüge vor, der sich an den Komgrenzen des Stahls anreichert (Sekundärzementit).

Bei der Erwärmung steigt die Löslichkeit für Kohlenstoff im Austenit, sodass mit der Temperatur immer mehr Fe<sub>3</sub>C in Lösung gebracht werden kann. Bei Erreichen der  $A_{cm}$ -Temperatur (Linie E-S) ist der gesamte Zementit in Lösung.

Bei der Abkühlung scheidet sich hingegen zunehmend Zementit im Gefüge aus, wodurch der verbleibende Austenit entlang der Linie E-S mehr und mehr an Kohlenstoff verarmt, bis der Austenit bei 723 °C und einem Gehalt von 0,8 %C wiederum in Ferrit und Zementit zerfällt.

### Gefügestrukturen im Zweiphasengebiet Ferrit-Zementit

Die Gefügebildung unlegierter Stähle hängt bei gleichgewichtsnaher Abkühlung vom C-Gehalt des Stahls ab. Je nach C-Gehalt liegt mehr oder weniger Zementit bei



Bild 6: Lamellare Gefügestruktur des Perlits

Raumtemperatur im Gefüge vor. Die Zementitphase kann in unterschiedlicher Ausprägung im Gefüge in Erscheinung treten. Bei untereutektoiden Stählen mit einem Gehalt kleiner als 0,8% C liegt der Zementit in Form von Perlit vor. Je höher der C-Gehalt, desto größer sind die Anteile von Perlit im Gefüge. Perlit ist keine eigene Phase sondern besteht aus den beiden Phasen Ferrit und Zementit in einer lamellaren Struktur, die auch als zeilig, streifig oder plattenförmig bezeichnet wird (Bild 6).

Der Perlit bildet sich aus dem Austenit bei Abkühlung auf die  $A_1$ -Temperatur (perlische Reaktion). Die Bildungsmechanismen der Perlitbildung sind Diffusions- und Ausscheidungs Vorgänge des Kohlenstoffs aus dem Austenit. Das Streben des Kohlenstoffs nach kurzen Diffusionswegen bis zur Ausscheidung als Zementit führt zu der lamellaren Struktur des Perlits.

Bild 7 veranschaulicht die unterschiedlichen Gefügeausbildungen in Abhängigkeit vom C-Gehalt bei ausgewählten unlegierten Stählen. Der Stahl mit etwa 0,1% C weist nur sehr geringe Perlitanteile im Gefüge auf. Mit dem C-Gehalt steigt der Perlitgehalt an. Perlit selbst besteht aus 0,8% C. Bei Stählen mit einem C-

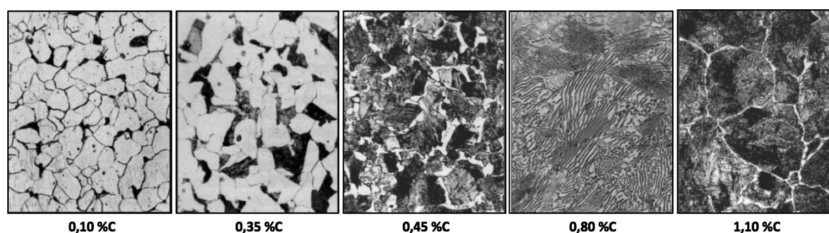


Bild 7: Lamellare Gefügestruktur des Perlits

Gehalt von 0,8% bildet sich das Gefüge daher rein perlitisch aus. Bei übereutektischen Stählen größer 0,8% C scheidet sich der Kohlenstoff mit ansteigendem C-Gehalt zunehmend auch an den Korngrenzen aus. Typisch für Stähle mit hohen C-Gehalten (z.B. Werkzeugstähle) ist die netzartige Struktur der Zementitausscheidungen an den Korngrenzen, wie sie auch in Bild 7 gut zu erkennen ist.

### 3. Grenzen des Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramms

Aus dem Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm können viele Hinweise für die Wärmebehandlung von Stählen abgeleitet werden. In der Praxis werden auf Basis des Diagramms für eine Vielzahl von unlegierten und legierten Stählen die Wärmebehandlungsparameter wie die Glüh- und Härte-temperaturen abgeleitet. Allerdings ist die Aussagekraft des Diagramms begrenzt. Zum einen besitzt ein binäres Zustandsdiagramm nur für das thermodynamische Gleichgewicht exakte Gültigkeit – spricht für eine „unendlich“ langsame Abkühlung und Erwärmung, wie Sie schon aus wirtschaftlichen Gründen in der Praxis nicht erfolgen kann.

Zum anderen beeinflussen Legierungselemente die Umwandlungstemperaturen im

Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm und somit die Existenzbereiche der Ein- und Zweiphasengebiete. Ferritbildner wie z.B. Cr, Al, V und Mo stabilisieren den Ferrit, während Austenitbildner wie Ni, Co, Mn und N das Austenitgebiet erweitern.

Streng genommen ist das Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm daher nur für Stähle, die ausschließlich aus Eisen und Kohlenstoff bestehen, anwendbar. In der Praxis enthalten auch unlegierte Stähle neben dem Kohlenstoff weitere Elemente, die bei der Stahlerzeugung der Schmelze bewusst zugegeben werden oder auch unerwünscht über das Erz oder den Schrott in den Stahl gelangen. Das Zustandsdiagramm Eisen-Kohlenstoff kann daher für die Wärmebehandlung, insbesondere bei legierten Stählen, nur Anhaltspunkte für die inneren Vorgänge bei der Erwärmung, beim Halten auf Behandlungstemperatur und bei der Abkühlung liefern – dennoch ist es für den Wärmebehandler ein wesentliches und unverzichtbares Hilfsmittel.

**IBW Dr. Irretier GmbH**  
**Dipl.-Ing. Marco Jost/Büro Düsseldorf**  
**Tel: +49 177 2359536**  
**marco.jost@ibw-irretier.de**  
**www.ibw-irretier.de**

## 3D-Druck amorpher Metalle

Die Technologieunternehmen Heraeus AMLOY und TRUMPF starten eine Kooperation zum 3D-Druck mit amorphen Metallen. Ziel ist, den Druck amorpher Bauteile durch gesteigerte Prozess- und Kosteneffizienz als festes Fertigungsverfahren in der Industrie zu etablieren. Amorphe Metalle sind doppelt so fest wie Stahl, dabei aber wesentlich leichter und elastischer. Sie verhalten sich „isotrop“, das heißt ihre Materialeigenschaften bleiben identisch, unabhängig davon, in welche Richtung der 3D-Drucker das Werkstück aufbaut. Das ermöglicht nicht nur besonders stabile Bauteile, sondern verschafft

dem Konstrukteur auch mehr Freiheit bei der Entwicklung des Bauteils. Potenziale eröffnet der 3D-Druck amorpher Metalle vor allem bei stark belasteten Teilen und beim Leichtbau, etwa in der Luft- und Raumfahrt oder im Maschinenbau. Aufgrund der Biokompatibilität eignet sich das Material auch sehr gut für die Medizintechnik.

### 3D-Druck eröffnet neue Anwendungen für amorphe Metalle in der Industrie

„Der 3D-Druck von amorphen Bauteilen in der Industrie steckt bislang in den Kinderschu-

hen. Mit der Kooperation ermöglichen wir schnellere Druckprozesse und eine höhere Oberflächengüte – kurzum Kostenersparnisse für den Kunden. Auf diese Weise wird das Verfahren für breitere und völlig neue Anwendungen interessant“, so Jürgen Wachter, Leiter der Geschäftseinheit Heraeus AMLOY.

Amorphe Metalle entstehen, wenn geschmolzenes Metall sehr schnell abkühlt. Ein 3D-Drucker kann sie zu größeren, komplexen Bauteilen verarbeiten. Anderen Verfahren gelingt das nicht. Das eröffnet neue Anwendungen für amorphe Metalle in der Industrie. Außerdem steigert 3D-Druck das