

Aus Kapitel 16: Legierungstechnologie – Metalle an Anforderungen anpassen

Bonusmaterial zu Abschn. 16.1: Erstarrung wichtiger Legierungssysteme

Erstarrungskinetik eines vollkommen mischbaren Zweistoffsystems

Das Zweistoffsystem Cu-Ni liefert ein einfaches Beispiel für ein Zustandsdiagramm für sowohl im flüssigen als auch im festen Zustand lückenlos mischbare Komponenten. Beide Elemente kristallisieren in kubisch flächenzentrierter (kfz) Struktur.

Die Schmelzpunkte der beiden Komponenten Kupfer und Nickel unterscheiden sich beträchtlich: $T_m(\text{Cu}) = 1183^\circ\text{C}$, $T_m(\text{Ni}) = 1495^\circ\text{C}$. Dazwischen erstreckt sich ein Zweiphasenbereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie gemäß Abb. 16.1. Eine Legierungsschmelze mit 40 Gew.-% Nickel (im Folgenden schreiben wir für Gew.-% einfach %) in Kupfer wird im Folgenden betrachtet. Der Schnittpunkt der vertikalen Konzentrationslinie bei 40 % Nickel mit der Liquiduslinie liegt bei 1280°C . Beim langsamen Abkühlen unter diese Temperatur bilden sich während der Inkubationszeit wachstumsfähige Keime, die gemäß der Soliduslinie eine Konzentration von 52 % Nickel (α_{52}) aufweisen. Mit weiter sinkender Temperatur nimmt die Nickel-Konzentration in beiden Phasen ab, sowohl entlang der Liquiduslinie als auch entlang der Soliduslinie. Die Situation bei 1250°C ist in Abb. 16.1b vergrößert dargestellt: die kupferreiche Schmelze enthält 32 % Nickel, der erstarrte Mischkristall 45 % Nickel (α_{45}). Die Mengenverhältnisse im Gleichgewichtszustand können entlang der Temperatur abgelesen werden: Die Strecke zwischen Liquidus- und Soliduslinie wird durch die Ausgangskonzentration mit 40 % Nickel geteilt. Die Menge des Feststoffes zur Menge der Schmelze verhält sich wie die Teilstrecke auf der Liquidusseite ($40 - 32 = 8$) zur Teilstrecke auf der Solidusseite ($45 - 40 = 5$), d. h., dass bei 1250°C $\cdot 8/13 \cong 62\%$ fest sind und $5/13 = 38\%$ flüssig. Diese Mengenverhältnisse ergeben sich aus der Regel der abgewandten Hebelarme (Hebelgesetz) auf der Temperaturlinie im Zweiphasenbereich: die Phasenmengen sind umgekehrt proportional zu den Konzentrationsdifferenzen zwischen der jeweiligen Phasengrenze und der mittleren Konzentration.

Da in der gießtechnischen Praxis die Abkühlgeschwindigkeiten zu groß sind, ist es nicht möglich, ständig den der Temperatur entsprechenden Gleichgewichtszustand zu erreichen. Die Folgen einer raschen Abkühlung für das gleiche Legierungsbeispiel von Kupfer mit 40 % Nickel sind in Abb. 16.2 dargestellt. Die Keimbildung innerhalb der Inkubationszeit erzeugt eine höhere Keimdichte, wenn die Unterkühlung

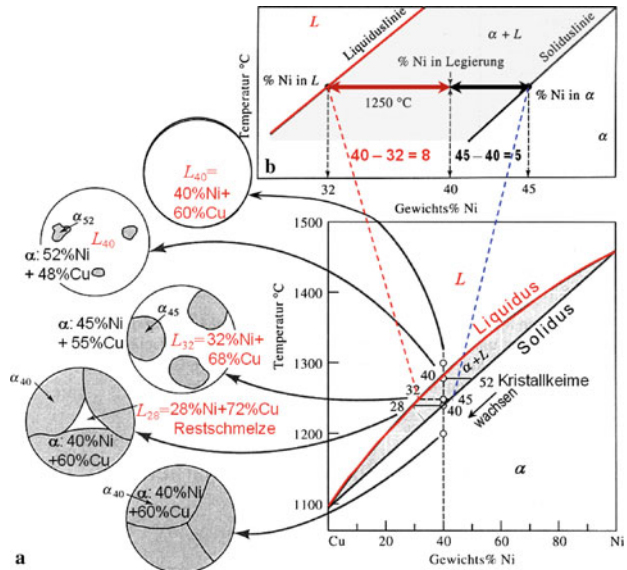


Abb. 16.1 Langsame Erstarrung einer Schmelze mit 40 Gew.-% Nickel in Kupfer gemäß Gleichgewichtszustandsdiagramm; **a** mit skizzierten Gefügeänderungen; **b** Ausschnitt im Zweiphasenbereich bei 1250°C mit der Bestimmung des Mengenverhältnisses nach der Regel der abgewandten Hebelarme (nach Askeland 1996)

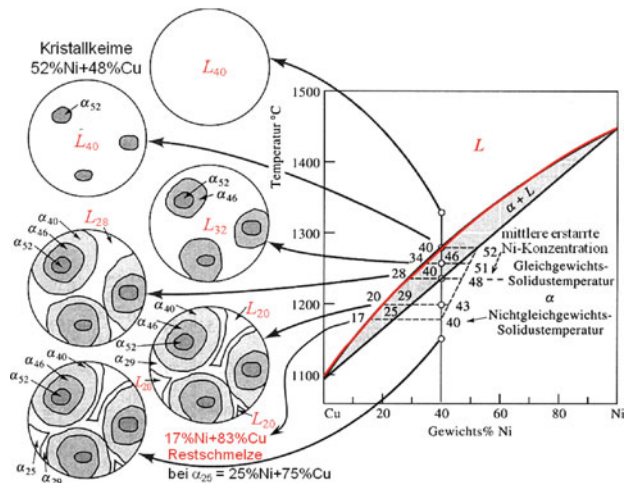


Abb. 16.2 Erstarrung der Kupfer-40%-Nickel-Schmelze während einer raschen Abkühlung, die abweichend vom Gleichgewichtszustand entlang der Soliduslinie Seigerungen verursacht, die schalenförmig dargestellt sind (nach Askeland 1996)

größer ist (Abschn. 16.1, Abb. 16.1e im Buch) als bei langsamer Abkühlung.

Die Zusammensetzung der Keime sei wieder ein Mischkristall mit 52 % Nickel und 48 % Kupfer. Die höhere Keimdichte bewirkt kleinere Korngrößen im komplett erstarrten Gefüge. Zuvor nimmt die Nickel-Konzentration mit sinkender Temperatur in Wachstumsrichtung der Keime ab. Der Konzentrationsausgleich innerhalb der wachsenden Kristalle erfordert Diffusion (Abschn. 15.12 im Buch), die Zeit für die Platzwechselvorgänge braucht. Wegen der raschen Abkühlgeschwindigkeit reicht die Zeit nicht, um einen Konzentrationsausgleich in den Kristallen durch Diffusion zu erzielen. Es entstehen konzentrische Strukturen in den Kristallen mit radial abnehmender Nickel-Konzentration entlang der Soliduslinie. Da der Konzentrationsausgleich nicht stattfindet, ergibt sich eine mittlere Nickel-Konzentration, die höher ist als der Soliduslinie entspricht (Abb. 16.2). Die Konzentration der Restschmelze ändert sich gemäß der Liquiduslinie, da der Konzentrationsausgleich durch Konvektion rasch genug erfolgt. Die Mengenverhältnisse zwischen Schmelze

und Feststoff verschieben sich in Richtung höherem Schmelzegehalt als im Gleichgewichtszustand (der Hebelarm auf der Solidusseite nimmt zu). Bei 1250 °C gibt es nur mehr circa 30 % Schmelze, deren Konzentration mit 32 % Nickel der Gleichgewichtskonzentration entspricht. Die Randkonzentration der Kristalle beträgt bei 1250 °C etwa 45 % Nickel, aber im Kern ist die Konzentration noch immer circa 52 % Nickel, woraus sich eine mittlere Konzentration nahe 50 % (statt 45 % im Gleichgewicht) ergibt. Die Kristalle wachsen mit schalenförmig gleicher Konzentration, die sich radial verändert. Diese Konzentrationsgradienten in den Körnern des erstarrten Gefüges werden als Mikroseigerungen bezeichnet. Gemäß Abb. 16.2 verbleibt Restschmelze bei circa 1180 °C mit nur mehr 17 % Nickel (gegenüber 28 % Nickel, sobald alles im Gleichgewicht bei 1240 °C erstarrt ist).

Literatur

- Askeland DR (1996) Materialwissenschaften, Springer-Spektrum

Bonusmaterial zu Abschn. 16.2: Aluminium-Legierungen mit Eutektikum

Eutektische Erstarrung im Zweistoffsystem Aluminium - Magnesium

Binäre, eutektische Legierungssysteme zeichnen sich dadurch aus, dass sie bei einer bestimmten Zusammensetzung einen Tripelpunkt des Phasengleichgewichts aufweisen, bei dem die Schmelze und die beiden festen Komponenten bei einer bestimmten Temperatur und Zusammensetzung im Gleichgewicht stehen. Die eutektische Temperatur, bei der die beiden Komponenten gleichzeitig erstarren, ist tiefer als die Schmelzpunkte der Komponenten.

In Abb. 16.3a ist das Gleichgewichts-Zustandsdiagramm einer binären eutektischen Legierung mit lückenloser Mischbarkeit in der Schmelze und Un-

löslichkeit der beiden Komponenten im festen Zustand dargestellt. Abb. 16.3b zeigt die Abkühlkurven mit Haltezeiten bei der eutektischen Temperatur. Die erstarrten Phasenmengen sind in Abb. 16.3c dargestellt, wobei die Reinphasen A und B dem eutektischen Gemenge A+B gegenübergestellt sind. Wegen der gemeinsamen Erstarrung der beiden Komponenten wachsen Kristallkeime der Phasen A und B nebeneinander lamellar in kleinen örtlichen Abständen, was ein charakteristisches streifiges Schliffbild ergibt (in Abb. 16.3c stilisiert, in Abschn. 16.2 in den Schliffbildern Abb. 16.7b–d bzw. dreidimensional in Abb. 16.7e).

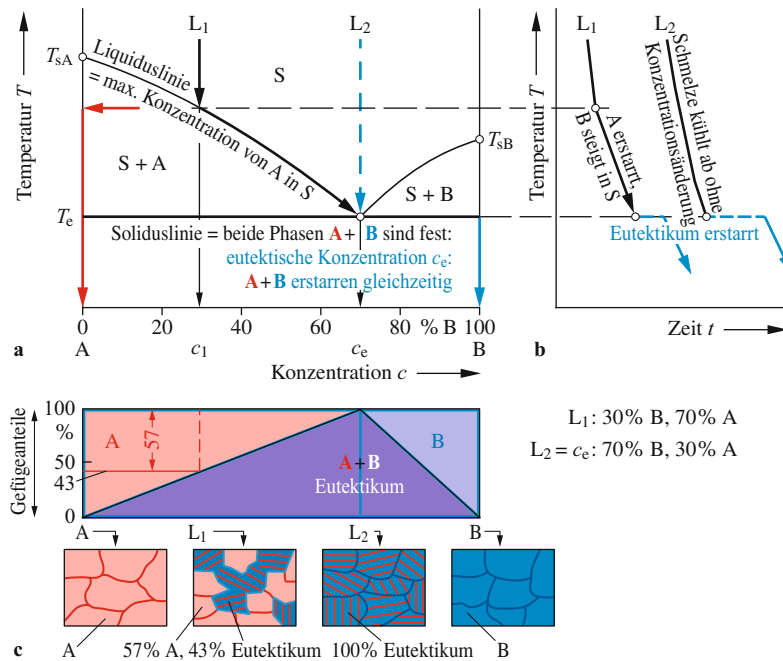


Abb. 16.3 Zweistoffsystem mit eutektischer Erstarrung zweier im festen Zustand nicht mischbarer Komponenten A und B: **a** binäres Gleichgewichtsschaubild mit gegen die eutektische Konzentration fallender Liquiduslinie und isothermer Soliduslinie bei der eutektischen Temperatur T_e ; **b** Abkühlkurven für die A-reiche Konzentration L_1 mit Erstarrungsintervall, in dem sich die Schmelze bis zur eutektischen Konzentration c_e an B anreichert; die eutektische Konzentration $L_2 = c_e$ der Schmelze bis zum eutektischen Punkt, wo die Komponenten 30 % A und 70 % B gleichzeitig unmischbar während einer Haltezeit erstarren; **c** Mengendiagramm mit stilisierten Gefügebildern: L_1 Körner der Komponente A und 43 % eutektisches (lamellares) Gefüge, während L_2 zu 100 % als Eutektikum erstarrt

Das Gleichgewichtszustandsdiagramm für das Zweistoffsystem Aluminium-Magnesium ist in Abb. 16.4 dargestellt. Es besteht aus zwei eutektischen Quasi-Zweistoffsystemen: Aluminium- $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ (intermetallische Phase γ) und $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ (γ)-Magnesium. Das Erste charakterisiert die Aluminium-Magnesium-Legierungen und das Zweite die Magnesium-Aluminium-Gusslegierungen (häufig enthalten diese bis zu 1 % Zn, weshalb sie mit AZx0 oder AZx1 bezeichnet werden). Die Aluminium-Magnesium-Knetlegierungen (AW5xxx) sind bis 5 Gew.-% Magnesium gebräuchlich, was weit unter der Löslichkeitsgrenze von 17 % bei der eutektischen Temperatur des Systems Aluminium- $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ (γ) liegt. Deshalb besteht für dieses in Brammen gegossene Legierungssystem kaum die Gefahr der Erstarrung mit eutektischen Gefügeanteilen. Die Gusslegierungen mit 3–10 % Magnesium (AC5xx) werden so rasch abgekühlt, dass sie eutektische Anteile enthalten. Ebenso enthalten die Magnesium-Aluminium-Gusslegierungen eutektische Gefügeanteile in den interdendritischen Bereichen und an Korngrenzen, wie es im Bonusmateri-

al zu Abschn. 15.6: Korngefüge metallischer Werkstoffe, Abb. 15.8b abgebildet ist. Die Veränderung des Zustandsdiagramms durch den Seigerungeffekt (Verschiebung der Aluminium-Löslichkeitsgrenze zu 5 % Aluminium) und die Unterkühlung (Verschiebung des eutektischen Punktes von 66,7 % Magnesium bei 437 °C auf 65 % Magnesium bei 430 °C) ist in Abb. 16.4 eingetragen. Die Magnesium-9 %-Aluminium-Schmelze erstarrt somit mit circa 5 % Eutektikum als δ -Magnesium-Mischkristall und intermetallische γ -Phase. Das Zustandsdiagramm zeigt die für intermetallische Phasen typischen Konzentrationsbereiche um die stöchiometrische Zusammensetzung herum.

Eutektische Gefügebestandteile sind in Knetlegierungen unerwünscht, da sie kaum duktil sind und relativ niedrige Schmelztemperatur aufweisen. Liegt diese unter der Warmumformtemperatur, kommt es zu Aufschmelzungen, die bei der Erstarrung Porosität hervorrufen. Treten Eutektika in Knetlegierungen aufgrund von Seigerungeffekten auf, können sie durch Homogenisierungswärmebehandlung (Abschn. 16.4) aufgelöst werden.

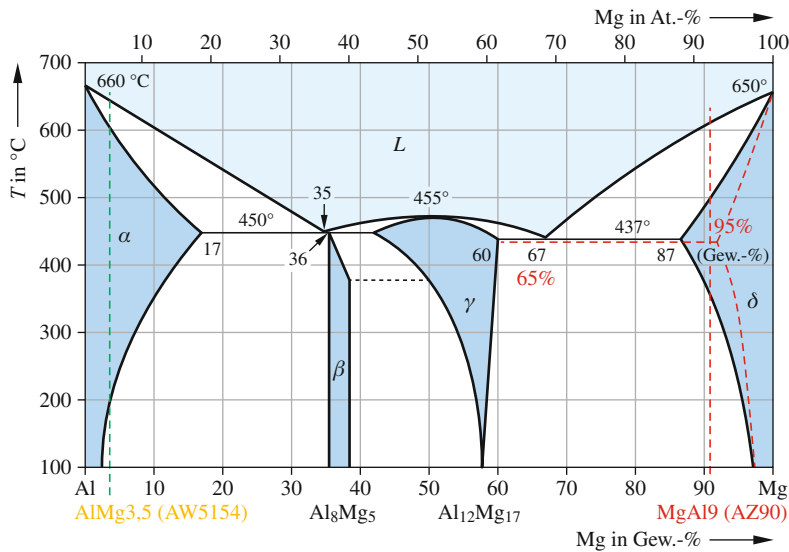


Abb. 16.4 Aluminium-Magnesium-Gleichgewichtszustandsdiagramm für Aluminium-Magnesium und Magnesium-Aluminium-Legierungen; z. B. Knetlegierung AlMg3,5 (AW5154), Gusslegierung MgAl9 (AZ90 mit <1 % Zn) mit der Verschiebung der eutektischen Gefügebildung durch Seigerung und Unterkühlung (rot gestrichelt) nach (Shackelford 2009)

Literatur

- Shackelford JF (2009) Introduction to Materials Science for Engineers, 7. Aufl., Pearson

Bonusmaterial zu Abschn. 16.6: Ungleichgewichtsumwandlungen allotroper Metalle

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramme (ZTU) für untereutektische Stähle

Das Gefüge von Stahl kann nach rascher Abkühlung von der Austenitisierungstemperatur unterhalb 720 °C in Abhängigkeit von der Haltezeit nach den *isothermen ZTU-Diagrammen* eingestellt werden. Andererseits gelten für die Gefüge nach Abkühlung mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten die *kontinuierlichen ZTU-Diagramme*.

Am Beispiel eines untereutektischen Stahls C35 wird das isotherme ZTU-Diagramm in Abb. 16.5 dargestellt. Hier werden Gefügeentwicklungen während einer konstanten Temperatur beschrieben, auf die eine Probe von der eingetragenen Austenitisierungstemperatur möglichst rasch abgeschreckt wurde. Das Diagramm ist entlang einer Temperaturlinie zu lesen, wofür einige Beispiele ausgeführt werden.

- 700 °C: Ferritbildung beginnt bei etwa 1 min, nach 5 h beginnt die Perlitbildung, die nach 24 h abgeschlossen ist. Das ferritisch-perlitische Gefüge weist eine Härte von 180 HV (Abschn. 15.7) auf.
- 550 °C: Ferritbildung beginnt bei 20 s, nach 40 s wird aus einem Teil des Austenits Bainit, während der restlich Austenit ab circa 15 min in Perlit zerfällt. Das hauptsächlich bainitische Gefüge enthält Ferrit und Perlit, was eine Härte zwischen 205 und 215 HV ergibt.
- 400 °C: Eine kleine Menge Martensit entsteht beim Abschrecken, und zwischen 9 und 200 s wird aus dem verbleibenden Austenit ein bainitisches Gefüge. Die Probe hat eine Härte von etwa 300 HV.
- RT: Nach dem Abschrecken der Probe bis Raumtemperatur besteht sie vollständig aus Martensit mit einer Härte von 486 HV.

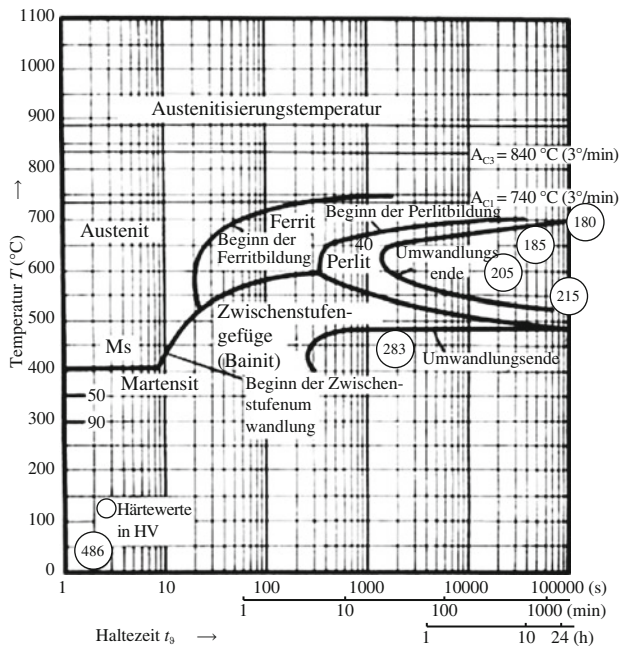


Abb. 16.5 Isothermes ZTU-Diagramm des untereutektoiden Stahls C35 abgeschreckt von der Austenitisierungstemperatur; Umwandlungstemperaturen A_{c1} und A_{c3} bei 3 K/min Aufheizgeschwindigkeit sind zum Vergleich eingetragen, Zahlenwerte in den Kreisen geben resultierende HV-Härtewerte an (Gießerei 2013)

Ein kontinuierliches ZTU-Diagramm ist zum Unterschied zum isothermen ZTU-Diagramm entlang der Abkühlkurve zu lesen. Die Linien begrenzen die Phasenbildungsbereiche, die die Abkühlkurven durchlaufen. Abbildung 16.6 zeigt das kontinuierliche ZTU-Diagramm des in Abb. 16.5 dargestellten untereutektoiden Stahls C35, der mit verschiedenen Geschwindigkeiten von der eingetragenen Austenitisierungstemperatur abgekühlt wird. Am Ausgang jedes Phasengebietes ist der Prozentsatz der gebildeten Phase angegeben und am Ende der Kurve ist der Vickers-Härtewert der Probe in einem Kreis eingetragen. Die Gefügeentwicklung entlang dreier markierter Abkühlkurven wird im Folgenden im Detail beschrieben:

a Die langsamste Abkühlkurve (unter 1 K/min) in Abb. 16.6 durchläuft das Ferritgebiet 4 h nach der Austenitisierung und innerhalb von etwa 1 h werden dann 55 % des Austenit in Ferrit umgewandelt. Der Rest des Austenits zerfällt in Perlit. Nach etwa 20 h erreicht die Probe mit typischem untereutektoidem

Gefüge (wie in Abschn. 16.3, Abb. 16.10c, jedoch 45 % Perlit) Raumtemperatur, wo sie 166 HV Härte aufweist.

b Bei der mittleren Abkühlgeschwindigkeit (2,5 K/min) bilden sich zwischen 730 °C und 650 °C innerhalb von 100 s 40 % Ferrit, danach 25 % Perlit. Zwischen 650 °C und 530 °C bleiben fast 10 min lang 35 % Austenit. Zwischen 530 °C bis 370 °C zerfällt der Großteil des verbliebenen Austenits in Bainit (30 %), während unter 370 °C etwa 5 % Martensit gebildet werden. Während der 1,5-stündigen Abkühlung entstand ein mehrphasiges Gefüge aus Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit mit einer Härte von 188 HV.

c Entlang der raschesten Abkühlkurve (8 K/s) bleibt Austenit bis 530 °C, worauf 45 % Bainit entstehen. Ab 400 °C wandelt sich der restliche Austenit in Martensit um, sodass die Härte 453 HV erreicht.

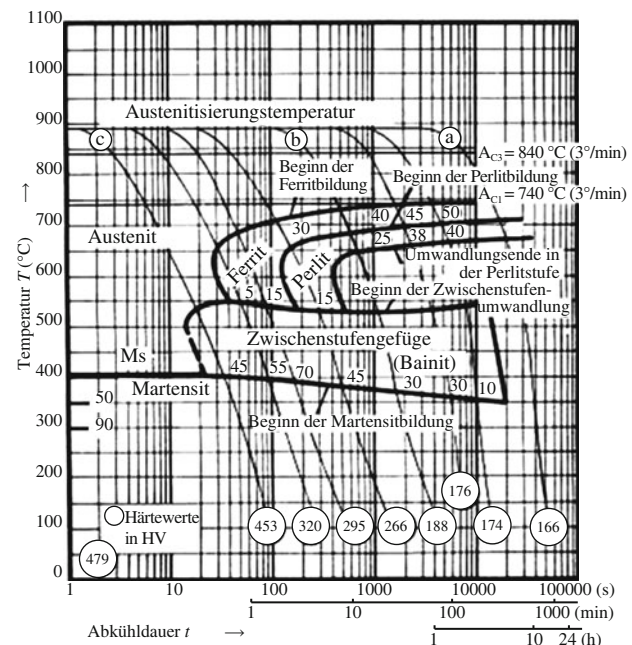


Abb. 16.6 Kontinuierliches ZTU-Diagramm des untereutektoiden Stahls C35, der in acht verschiedenen Geschwindigkeiten abgekühlt wird, Kurven a, b, c werden im Text beschrieben (Gießerei 2013)

Literatur

- Gießerei-Lexikon (2013) ZTU-Schaubilder, Foundry Technologies & Engineering GmbH, Schaffhausen