

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

1. Einleitung

Als Ergänzung zu früheren Beiträgen über die sogenannten rostfreien Stähle möchte ich heute die Frage nach Wärmebehandlung und Auswahl von rostfreien Stählen noch einmal anhand von berechneten Phasendiagrammen darstellen.

Wir erinnern uns: Die Grundlage war das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (EKD), das alle im einfachen Kohlenstoffstahl vorkommenden Phasen in Abhängigkeit von Temperatur und Kohlenstoffkonzentration darstellt.

Wenn noch Cr hinzukommt, werden die Verhältnisse komplizierter, da weitere Karbide hinzukommen, und sich die Löslichkeitsgrenzen verschieben.

Schon bei geringen Cr-Gehalten verschiebt sich ja der eutektoide Punkt S (siehe Diagramm auf Seiten 12/13 im kleinen Stahlschlüssel) zu kleineren C-Gehalten, so dass z. B. Stähle wie 50CrV4 problemlos auf volle Härte kommen.

Anmerkung:

Eutektoid und eutektisch: eutektisch ist ein Umwandlungspunkt, wenn übergangslos ohne Bereich mit mehr als einer Phase ein Umwandlung z.B. Fest-Flüssig entsteht, der Punkt C im EKD, eutektoid gilt für ähnliches, jedoch bei Umwandlungen fest-fest, bei der z.B. zwei fein ineinander verteilte Phasen entstehen.

Wir hatten für höhere Cr-Gehalte, im für Rostresistenz interessierenden Bereich, die Einflüsse auf die Phasengrenzen für jeweils konstante Cr-Gehalte diskutiert.

2. Theoretisch berechnete Phasendiagramme von Mehrstoffsystemen

Ich habe im Internet einige interessante Informationen bezüglich Einfluss von Cr und Mo auf messertaugliche rostfreie Stähle gefunden, die ich hier aufbereiten möchte.

Diese Bilder, die ich hier verwende, findet man auf der Seite www.calphad.com

Was sieht man?

Ich habe ja früher Bilder dargestellt, in denen für verschiedene Cr-Gehalte die Diagramme Temperatur über den C-Gehalt dargestellt waren.

Die Ingenieure der Firma **CALPHAD** (CALculation of PHase Diagrams) machen folgendes:

Sie legen die Temperaturen fest, z.B. bei den für Härtebehandlung relevanten Temperaturen 1100°C und bei 1000°C, und berechnen die Phasengebiete, die sich dann für Stähle mit unterschiedlichen Cr- und C-Gehalten einstellen, sowie für zwei charakteristische Molybdängehalte von 0,8% und 4%.

2.1 Dreistoffsystem Fe-Cr-C

Am Beispiel von 440C sieht das wie folgt aus:

Da man bei rostfreien Stählen bei Messeranwendungen gerne Rostfreiheit zugleich mit möglichst hohen Abschreckhärten von ca. 64 HRC haben möchte (von denen aus man durch Anlassen die Gebrauchshärte einstellt), muss man dafür sorgen, dass sich oberhalb der gewählten Umwandlungstemperatur (Härtetemperatur) im Austenit mindestens 0,6% C und 12%Cr einstellen, damit das auch später nach dem Abschrecken so erhalten bleibt (aller Kohlenstoff, der in Karbiden gebunden ist, zählt nicht für die Martensithärte, ähnliches gilt für Cr und die Rostfreiheit).

Das ist gemeint, wenn man sagt, in der *Matrix* müssen Cr und C in den genannten Prozentsätzen vorhanden sein, z.B. 12% Cr für Rostresistenz. Allerdings ändern andererseits die Legierungselemente die Löslichkeiten, Cr z.B. verringert die C-Löslichkeit, daher muss man Kompromisse eingehen.

Umgang mit dem kleinen Stahlschlüssel – ein Lehrgang im www.messerforum.net
von
Dr. Herbert Weisshaupt

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

Es reicht also keineswegs aus, den Werkstoff einfach so hoch zu legieren, dass nominell mehr als 12% Cr und 0,6% C drin sind, der Austenit muß das auch entsprechend als Lösung enthalten können. Und da setzen die Probleme ein.

Also, bei 1000 °C ist der Austenit der Matrixwerkstoff, und daneben gibt es noch unterschiedliche Karbide, unterschiedlich in Menge und Typ.

Beim Abschrecken wandelt der Austenit um (wenn man richtig abkühlt, in Martensit), behält dabei (fast) die Zusammensetzung des Austenits bei, und darin ausgeschieden sind Karbide. Nun ist der Martensit der Matrixwerkstoff, der sich aus dem Austenit gebildet hat, und nun seinerseits den Kohlenstoff und Cr gelöst enthält sowie möglicherweise noch Karbide.

Karbide sind ausgeschiedene Phasen, der Rest ist die Matrix, und je nach Temperatur ist das Austenit oder Martensit, für die flüssige Phase sind diese Begriffe nicht anwendbar.

Doch sehen wir uns das an:

(Freundlicherweise hat mir Dr. A. Kajinic von CALPHAD die Erlaubnis gegeben, die Phasendiagramme für diesen Artikel zu verwenden).

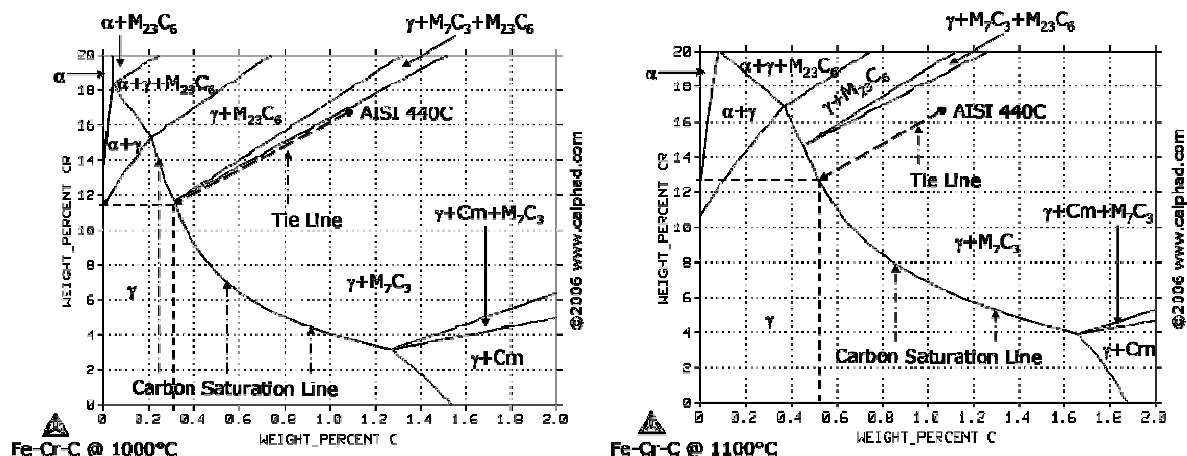


Bild 1. Phasendiagramme bei 1000°C und 1100°C des Systems Fe-Cr

Auf der horizontalen Achse sind die Kohlenstoffgehalte aufgetragen, auf der vertikalen die Cr-Gehalte. In den einzelnen Gebieten sind die entsprechenden Phasen eingetragen, die Arten der Karbide etc. Wichtig ist hier folgendes: Die Zusammensetzung des Stahls AISI 440C ist als Punkt mit seiner **nominellen Zusammensetzung im FESTEN ZUSTAND** eingetragen, von der aus eine gestrichelte Linie, eine sogenannte **tie line** an die Kohlenstoff-Sättigungs-Linie (**Carbon Saturation Line**) führt, die in einem Bogen grob von oben links nach unten rechts geht.

(Diese tie lines besitzen einen metallurgischen Hintergrund, sie beschreiben Gleichgewichtszustände in dem Phasendiagramm und müssen aufgrund thermodynamischer Gegebenheiten berechnet werden, sind keinesfalls einfach nur die kürzeste Verbindung zur Sättigungslinie).

Da die Temperatur hoch ist, ist auch bei niedrigen C-Gehalten nur Austenit (γ-Eisen) vorhanden. Infolge des Cr-Gehaltes ist bei dieser Temperatur die Löslichkeit des Kohlenstoffs herabgesetzt, der Überschuss geht in die Karbide.

Verfolgt man die gestrichelte Linie (tie line) von der nominellen Zusammensetzung aus zur Kohlenstoff-Sättigungslinie zum Schnittpunkt am Austenitgebiet (entlang der tie-line, der Punkt ergibt sich aus

Umgang mit dem kleinen Stahlschlüssel – ein Lehrgang im www.messerforum.net
von
Dr. Herbert Weisshaupt

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

thermodynamischen Berechnungen, wie viel Karbid von welcher Sorte sich bildet usw.), so findet man einen Punkt, der durch ca. 11.7% Cr und ca. 0,3% C gekennzeichnet ist.

Damit haben wir jedoch die Anforderungen an einen guten Messerstahl nicht erreicht. Wenn man diesen Austenit, der sich bei 1000°C für 440C darstellt, abschreckt, haben wir halt zu wenig Cr und zu wenig C im Martensit, um wirklich Rosttragfähigkeit und zugleich die optimale Härte zu erhalten.

Dieser Zustand, d.h. die im Austenit vorliegenden Gehalte, wird ja durch das Abschrecken eingefroren.

Die nominelle Zusammensetzung (die "Analyse") besitzt ja höhere C und Cr-Gehalte als sich bei 1000° im Austenit lösen lassen, und dies zeigt, dass der feste Zustand noch jede Menge Karbide des Typs M_7C_3 (M steht für "Metall", also z.B. Cr) enthalten sollte, die dem Austenit sowohl C als auch Cr entziehen.

Da die Löslichkeiten temperaturabhängig sind, erhöhen wir die Temperatur und sehen uns die Verhältnisse dann an. Dazu betrachten wir das rechte Diagramm in Bild 1.

Bei Erhöhung der Temperatur auf 1100°C schneidet die entsprechende tie line die Sättigungskurve bei 0,5%C und 13,2% Cr. Immer noch nicht genug, um höchste Härten zu erzielen, aber schon wesentlich besser.

Der Einfluss der Temperaturerhöhung um 100°, also 10%, ist enorm, wie man an der Verschiebung der Kohlenstoff-Sättigungslinie sehen kann.

Man kann sich leicht davon überzeugen, dass bei Anwesenheit von 4%Cr bei 1000°C nur knapp 1% C gelöst ist, bei 1100° jedoch ca. 1,7% C, indem man eine horizontale Linie bei 4% Cr durch die Diagramme legt.

Die empfohlenen Härtetemperaturen für diesen Stahl 440C liegen bei maximal 1065°C. Damit ist eine Legierung der Zusammensetzung 1,05%C und 17% Cr eigentlich aus Sicht der Rostfreiheit und der maximalen Härte disqualifiziert, denn so sind die Forderungen bezüglich Cr und C nicht zu vereinen.

Wenn man Kompromisse eingeht hinsichtlich der maximalen Härte, dann kann man mit diesem Stahl jedoch leben.

Es macht ja wenig Sinn, Kompromisse hinsichtlich der Rostfreiheit einzugehen, denn dann könnte man gleich einen C-Stahl nehmen.

Die Härten für 440C werden mit 58-60 HRC angegeben. (Klar geht das bei Messern oft höher, da spielt ja auch noch die dünne Geometrie eine Rolle für das schnellere Abschrecken).

Im 440C ist aber noch Molybdän vorhanden, zwischen 0,4% und 0,8%. Diesen Molybdängehalt hat man auch berücksichtigt. Die Verhältnisse komplizieren sich: Eisen, Chrom, Kohlenstoff, Molybdän, das ganze noch temperaturabhängig.

Dazu betrachtet man "reduzierte Vierstoffsysteme", bei denen man die Gehalte des Mo jeweils fest definiert.

2.2 Vierstoffsysteme

Im nachfolgenden Bild 2 sind die Phasendiagrammschnitte für diese Verhältnisse dargestellt. Wenn man von Phasendiagrammschnitten spricht, so meint man, dass das "gesamte" Phasendiagramm, das ja die Gleichgewichte zwischen Cr, Fe, C und der Temperatur darstellt, zunächst auf ein dreidimensionales Diagramm Cr-C-T verkürzt ("reduziert") wird, und dann werden nur definierte Temperaturen betrachtet, also nur noch zwei "Dimensionen", Cr und C.

Also: Fest sind: Mo-Gehalt für beide Bilder, Temperatur wird variiert von 1000°C auf 1100°C, Variablen sind Cr- und C-Gehalte

Bemerkung:

Diese Form der Darstellung nennt man Isotherme Schnitte, also Schnitte bei konstanter Temperatur, während man die früher dargestellten Diagramme T über C bei festen Cr-Gehalten Isoplethen nennt.

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

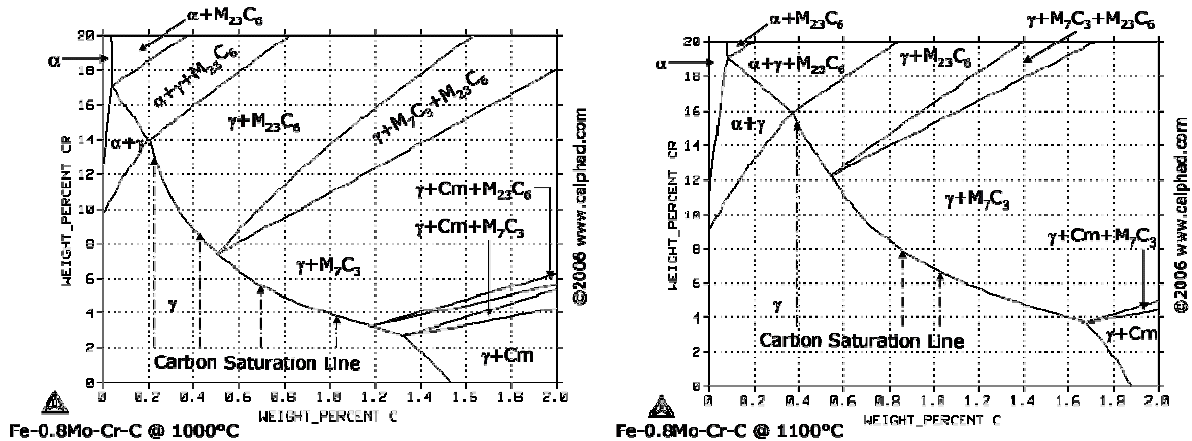


Bild 2. Einfluss von 0,8% Mo auf die Phasendiagramme bei 1000 °C und 1100 °C.

Interessanterweise liegen jetzt im Vergleich mit Bild 1 größere Gebiete mit Karbiden des Typs $M_{23}C_6$ vor, die mehr Metall enthalten als der Typ M_7C_3 .

Das spiegelt sich auch in den Änderungen der Gehalte an Cr und C im Austenit bei Temperaturerhöhung wieder.

(M in den Karbiden bedeutet Metall, Cr oder Fe, oder beides zugleich)

Die Berechnungen ergeben hier folgendes Bild:

Tabelle 1. Zusammensetzung des Austenits in Abhängigkeit von der Temperatur und Legierung

Zusammensetzung des Austenits (und damit auch des Martensits nach Abschrecken wenn man Restaustenit beseitigt, z.B. durch Tiefkühlen)	X 105 Cr 17 (ohne Mo) AISI 440C, 1.4125, 1.3543		X 105 CrMo 17 (max. 0,8%Mo) AISI 440C, 1.4125, 1.3543	
	1000 °C	1100 °C	1000 °C	1100 °C
Elementgehalte bei T=				
Cr	11,7	13,3	10,9	12,8
C	0,3	0,5	0,32	0,52
Mo	-	-	0,37	0,6
Rest von C, Cr in Cr-reichen Karbiden, die nach dem Abschrecken dispers verteilt sind in folgenden Typen:	M_7C_3	M_7C_3	17,2 mol% $M_{23}C_6$	11,6 mol% M_7C_3 und 1 mol% $M_{23}C_6$

Die höheren Temperaturen ergeben also höhere C-Gehalte und höhere Cr-Gehalte, d.h. die Menge der Karbide im festen Zustand ist kleiner (die Länge der Verbindungslinie ist ein Maß dafür). Ist ja auch klar, man löst mehr Karbide, schafft es jedoch nicht vollständig. Es bleiben immer welche drin.

Während die C-Erhöhrungen in beiden Fällen (mit und ohne Mo) etwa gleich sind, unterscheiden sich die Cr-Gehalte doch schon deutlich. Man gewinnt bei Auflösen der Karbide M_7C_3 ja pro 3 Anteile C nur 7 Anteile Metall und jetzt mit Mo durch die Anwesenheit der Karbide des Typs $M_{23}C_6$ pro 3 Anteile C ca. 11,5 Anteile Metall, grob gesagt.

Das rechnet sich aus den Karbidtypen $M_{23}C_6$ (M:C = 11,5) und M_7C_3 (M:C = 2,3).

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

3. Praktische Beispiele: Stahloptimierung zwischen rostfrei und hart

3.1 Karbidfreie rostfreie Stähle für feine Schneiden

Vielfach möchte man gern die Vorteile der C-Stähle mit ca. 0,7%C (feine Schneiden) mit der Rosträgheit kombinieren. Dies ist jedoch nicht ganz einfach.

Aus den Diagrammen wird klar, bis zu welchen Grenzen man karbidfreie Cr-legierte Stähle bekommen kann.

Wohlgemerkt, wir reden von Temperaturen von mindestens 1000 °C, die man haben muß, wenn man nennenswert legierte Stähle härten will, und von (hoch)legierten Stählen, bei denen ein Legierungselement mindestens mit 5% vorkommt.

Also, wenn man bis zum Äußersten geht, also an die 1100 °C, und nicht unter 5% Cr gehen will, und aus Härtegründen nicht unter 0,6% C, erhält man karbidfreien Austenit (und aus dem Abschrecken natürlich auch karbidfreien Martensit) unter folgenden Randbedingungen:

sowohl mit als auch ohne Mo:

bei	5%	Cr	mit	1,4% C
und bei	11%	Cr	mit	0,6% C

Zwischenwerte liest man an der Kohlenstoffsättigungskurve ab.
Diese Werte markieren den Bewegungsspielraum.

Mit Mo und Cr erreicht man also bei diesem Stahl möglicherweise Rostfreiheit, aber nie höchste Härten, und man hat immer Karbide im Stahl.

Was man noch sieht: es hat keinen Sinn, einfach noch mehr Cr und noch mehr C hinzuzulegieren. Das hilft weder bei der Rostfreiheit noch bei der Härte wirklich.

Da zeigt sich auch, dass Konzepte wie der Sandvik 12C27 mit ca. 0,6% C und 13,5% Cr gut überlegt sind, ebenso der Uddeholm AEB-L mit 0,65% C und 12,8% Cr.

Oder der gute 1.4034, X 46Cr13, der vielgeschmähte "420er mod". Der liegt bei 1100 ° nach diesem Diagramm in seiner Grundzusammensetzung bereits ganz knapp an der Grenze zur richtigen Seite der Kohlenstoff-Sättigungslinie. Mit der richtigen Wärmebehandlung holt man ein Maximum an Rostträgheit und Härte heraus bei geringem Karbidanteil. Sinnvolle Konzepte halt. (Die "richtige" Wärmebehandlung heißt hier zunächst, die Härtetemperatur anzuwenden, bei der die Zusammensetzung voll in das austenitische Gebiet fällt. Über das Anlassen reden wir später).

3.2 Rostfreie Stähle mit Karbiden

Um auf dem Gebiet der rostfreien Stähle mit optimierten Eigenschaften (wenn auch nicht karbidfrei) weiterzukommen, muss man legierungstechnisch mehr in die Trickkiste greifen.

Die Fa. CALPHAD hat noch einen Werkstoff untersucht. Den 154 CM.

Was geschieht, wenn man noch mehr Molybdän zulegiert?

Z.B. wenn man den Stahl 154 CM nimmt, also X 105 CrMo 15-4 mit 4% Molybdän?

Dieser Stahl ist interessant, da er verwandt ist mit ATS 34 bzw. der pulvermetallurgischen Variante RWL 34. Dummerweise gibt es keinen passenden deutschen Stahl, der dem 154 CM nahekommt.

The figure contains two phase diagrams for the Fe-Mo-C system. The left diagram is for 1000°C and the right diagram is for 1100°C. Both diagrams plot Weight Percent Cr (0 to 20) on the y-axis against Weight Percent C (0 to 2.0) on the x-axis. The 1000°C diagram shows phase regions for α , γ , $M_{23}C_6$, M_6C , $\gamma + M_{23}C_6$, $\gamma + M_6C$, $\gamma + M_{23}C_6 + M_6C$, $\gamma + M_6C + M_{23}C_6$, $\gamma + Cm + M_6C$, and $\gamma + M_{23}C_6 + M_6C$. The 1100°C diagram shows phase regions for α , γ , $M_{23}C_6$, M_6C , $\gamma + M_{23}C_6$, $\gamma + M_6C$, $\gamma + M_{23}C_6 + M_6C$, $\gamma + M_6C + M_{23}C_6$, $\gamma + Cm$, and $\gamma + M_{23}C_6 + M_6C$. A 'Carbon Saturation Line' is indicated in the 1100°C diagram. A 'Tie Line' is shown in the 1100°C diagram at 15.4 wt% Cr. A vertical dashed line is drawn at 0.6 wt% C in both diagrams. The diagrams are sourced from www.calphad.com.

Wir sehen, dass es bei 1000°C kein Zustandsgebiet mit reinem Austenit gibt, es sind immer Karbide des Typs M_6C_3 vorhanden. Man wird also keine feinste Schneide ohne Karbide erreichen (wobei man da natürlich praktisch durchaus Kompromisse eingehen kann, aber wir reden ja hier über grundsätzliche Zusammenhänge). Bei 1100°C gibt es ein reines Austenitgebiet.

Cr: 8,6
C: 0,33
Mo: 2,6
sowie 16,8 mol% $M_{23}C_6$.

Noch eine Erklärung zu mol%: diese Größe ist eine Stoffmengenangabe. Sie errechnet sich aus der Stoffmenge der Komponente, die man untersucht dividiert durch die Summe der Mengen der restlichen Komponente. Dann erhält man den Stoffmengenanteil χ . Stoffmengenanteil mal 100% ergibt mol%. Diese Zahl kennzeichnet die relative Anzahl der Teilchen in einer Stoffmischung, die aus mehreren Komponenten besteht. Das ist ja der Fall, wir haben eine feste Lösung (Austenit mit gelöstem C, Cr, Mo..) sowie weiteren Komponenten, die ja nicht in Lösung sind, sondern ausgeschieden sind. Insofern ist die Angabe von mol% hier sinnvoll.

Damit können wir Tabelle 1 erweitern und etwas anders gestalten, Tabelle 2:

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

Tabelle 2. Zusammensetzungen der Matrixlegierung und der ausgeschiedenen Karbide für Stähle mit Cr-Gehalten über 12% bei Raumtemperatur für Haltetemperaturen von 1000 °C und 1100 °C.

Möglichkeiten der Steuerung von Beständigkeit und Härte		Nominale Zusammensetzung bei Raumtemperatur			Zusammensetzung Austenit bei 1000 °/1100 °C			Karbidanteile bei 1000 °/1100 °C	
T [°C]	Stahl Kurzname, weitere Bez.	Cr [%]	C [%]	Mo [%]	Cr [%]	C [%]	Mo [%]	Karbid M_7C_3 [mol%]	Karbid $M_{23}C_6$ [mol%]
1000	X 105 Cr 17 (ohne Mo) AISI 440C, 1.4125, 1.3543	17	1,05	-	11,7	0,3	-	k. A.	k. A
	X 105 CrMo 17 (max. 0,8%Mo) AISI 440C, 1.4125, 1.3543	17	1,05	0,8	10,9	0,32	0,37	-	17,2
	X 105 CrMo 15-4 (154 CM)	15	1,05	4	8,6	0,33	2,6	-	16,8
1100	X 105 Cr 17 (ohne Mo) AISI 440C, 1.4125, 1.3543	17	1,05	-	13,3	0,5	-	k. A.	k.A.
	X 105 CrMo 17 (max. 0,8%Mo) AISI 440C, 1.4125, 1.3543	17	1,05	0,8	12,8	0,52	0,6	11,6	1
	X 105 CrMo 15-4 (154 CM)	15	1,05	4	10,6	0,58	3,4	-	11,6

Jetzt versteht man auch die allgemeine Angabe der Karbide mit M_xC_y . Aus den "Verlusten" an im Austenit gelösten Elementen, die bei Raumtemperatur "irgendwie" vorhanden sind, bzw. die dem Stahl zulegiert wurden, ohne dass uns zunächst die Aufteilung in Phasen interessierte, sieht man, dass ja auch Mo Karbide bilden muss.

Es zeigt sich, dass der beste Kompromiss 440C (ohne Mo) bei 1100 °C ist, und der Zusatz von 0,8% Mo eigentlich für Messeranwendungen kontraproduktiv.

Aus dieser Tabelle kann man weitere Eigenschaften herausholen.

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

1. Die Menge an Cr und Mo in der Matrix gibt Aufschluss über die Ausprägung eventueller Sekundärhärtemaxima (SHM) bei ca. 500° C Anlassen und darüber. Diese entstehen durch die Bildung von Sonderkarbiden des Cr und des Mo, die eine Art "Teilchenhärtung" erzeugen. Ein SHM setzt die Anwesenheit starker Karbidbildner wie z.B. Cr und Mo voraus. Ist das Verhältnis der Cr oder Mo Gehalte des Austenits zum Ursprungsgehalt (der "Analyse") gleich 1, so ist die für diesen Stahl maximal mögliche SHM-Ausprägung zu erwarten, denn dann sind diese Metalle alle im Austenit gelöst.
2. Rostfreiheit besteht dann, wenn das Verhältnis der Cr-Gehalte im Austenit bezogen auf den Grenzgehalt von 12% gleich 1 ist oder darüber
3. Maximale Härte des Martensits wird bemessen nach dem Verhältnis des C-Gehalts im Austenit zum Grenzgehalt von 0,6%.

Infolge der Phasenzusammensetzungen prägen sich die Gehalte unterschiedlich aus. So ergibt sich folgendes Bild:

Tabelle 3. Betrachtung der Cr-C-Verarmung und der Kriterien für Beständigkeit und Maximale Härte

Stahl	Temp.	Elementgehalte im Austenit/nominelle Gehalte			Kriterium Beständigkeit	Kriterium Max. Härte	
		Cr/Cr ₀	C/C ₀	Mo/Mo ₀			
Kurzname	[°C]				Cr/12	C/0,6	Bem.
X 105 Cr 17	1000	0,69	0,29	-	0,98	0,5	
	1100	0,79	0,48	-	1,13	0,83	gut
X 105 CrMo 17	1000	0,64	0,31	0,46	0,91	0,53	
	1100	0,75	0,50	0,75	1,07	0,87	gut
X 105 CrMo 15-4	1000	0,57	0,31	0,65	0,72	0,55	
	1100	0,71	0,55	0,85	0,88	0,97	Grenze

In den Spalten "Kriterium Beständigkeit" und "Kriterium max. Härte" stehen die C-Gehalte des Austenits, also der Matrix, bei der jeweiligen Temperatur.

Beachte: wir wollen in der Matrix, d. h. im Austenit bei Härtetemperatur (1000 °C bzw. 1100 °C) möglichst 12% Cr und 0,6% C haben, um ein Maximum an Beständigkeit (Rostfreiheit) und Ansprunghärte (max. Härte) zu erreichen. Die Grenzen ergeben sich aus experimentellen Untersuchungen, wobei 0,6% C ein vernünftiger Kompromiss aus allen Untersuchungen ist.

Eigentlich ist klar, dass man solche hochlegierten Stähle bei 1100 °C austenitisieren sollte, um die Eigenschaften zu optimieren.

Es ist auch klar, dass alle Stähle, die auch bei 1100 °C noch weit rechts von der Sättigungslinie liegen, nicht geeignet sind für Klingen, die sowohl hart als auch hinreichend korrosionsbeständig sind, also die Kriterien "0,6% C und gleichzeitig noch 12% Cr in der Matrix", also bei hohen Temperaturen im Austenit, bei Raumtemperatur im Martensit, erfüllen sollen.

Anmerkung:

Natürlich kann man auch mit karbidhaltigen Stählen zufriedenstellende Messer bauen. D2 (X 155 CrVMo 12-1, 1.2379) würde in unseren Phasendiagrammen natürlich weit weg von einem möglichen reinen Austenitgebiet liegen (V mal außen vor gelassen), aber wir reden hier über optimale Verhältnisse.

Noch viel höhere Härtetemperaturen gehen auch nicht, da wir früher gesehen haben, dass man dann leicht in das Gebiet kommt, wo auch schon Schmelze vorhanden ist, und die Wärmebehandlung unkontrollierbar wird.

Die Schneideigenschaften einer Klinge werden allerdings nicht allein durch die Maximalhärte des Martensits definiert, sondern auch durch Karbidgehalte, insbesondere was die Schnitthaltigkeit angeht.

Umgang mit dem kleinen Stahlschlüssel – ein Lehrgang im www.messerforum.net
von
Dr. Herbert Weisshaupt

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

Alles, was man über die Grenzwerte (Kohlenstoff-Sättigungskurve) dem Stahl beigibt, geht in die Karbide, die eine hohe Verschleißfestigkeit zur Folge haben auf Kosten einer feinen Schneidengeometrie.

Die Ausführungen erklären in gewissem Maße auch widersprüchliche Aussagen zur Eignung der Messerwerkstoffe von Anwendern.

Viel hilft viel ist jedenfalls kein gangbarer Weg, wenn man das Optimum sucht.

Die guten Eigenschaften von z.B. RWL 34 liegen im Wesentlichen an der Herstellmethode, der Pulvermetallurgie (**P/M**, **P**owder/**M**etallurgy). Hier lassen sich die Karbide fein einstellen, was auf schmelzmetallurgischen Wege (**I/M**, **I**ngot/**M**etallurgy) nicht geht. Nach unseren Überlegungen ist er rein von der Zusammensetzung auch suboptimal.

Man muss immer bedenken, dass die hier angesprochenen Karbide sogenannte Primärkarbide sind, die sofort nach der "Anmischung" und Erstarrung des Stahls entstehen und nicht mehr einfach wegzulösen sind. Und diese Karbide sind bei schmelzmetallurgisch hergestellten Stählen eben ziemlich groß.

4. Einfluss des Anlassens

Wir haben bislang nur über das Austenitisieren und die Möglichkeiten der Einstellung von Härte und Beständigkeit gesprochen durch angepasste Wärmeführung.

Bei hohen Gehalten an Cr und C ist immer die Gefahr von Restaustenit gegeben, so dass suboptimale Ergebnisse vorkommen können.

Darüber hinaus kommt dem Anlassen noch eine besondere Bedeutung im Hinblick auf Gehalte an C und Cr zu, wenn im Bereich der Sekundärhärte gearbeitet wird.

Normalerweise wird beim Anlassen im klassischen Sinne kein Legierungsgehalt mehr geändert.

Nur wenn im SHM Sonderkarbide gebildet werden, dann verarmt die Matrix noch zusätzlich an Cr und C. Diese Sonderkarbide haben nichts mit den in den Diagrammen gezeigten Primärkarbiden zu tun. Diese nämlich stammen ja aus der Schmelze.

Da bei 1100°C die Matrix stark Mo und Cr sowie C enthält, immer mehr als 70% des nominellen Legierungsgehaltes, ist ein SHM in diesen Fällen zu erwarten. Wir wissen ja, dass man diese Karbidbildner in der Matrix auflösen und beim Abschrecken gelöst halten muß, damit man durch Anlassen Sonderkarbide ausscheiden kann.

Die dort ausgeschiedenen feinen Karbide führen zu einem Anstieg der Gesamthärte (nicht des Martensits) durch Teilchenhärtung trotz Verarmung der Matrix an C und Cr. Allerdings leidet die Korrosionsbeständigkeit erheblich.

Bemerkung: hier wird auch klar, warum z.B. Damasteel nur im gehärteten (wenn es denn korrekt gemacht wird) Zustand rostfrei ist.

Wenn man also die Sekundärhärte nutzen will, ist eine richtige Wärmeführung beim Härten entscheidend, damit man möglichst viel Cr, C, Mo in den Austenit und damit auch Martensit bekommt, damit sich wirklich die Sonderkarbide ausscheiden können.

D.h. hier kann man auch das Anlassverhalten erheblich steuern und beeinflussen.

Schade, dass der vielgeschmähte 1.4034 nicht in der oben dargestellten Form erfasst ist, und auch nicht die Sorten 12 C 27 und AEB-L. Dies würde sehr aufschlussreich sein.

Aber grob kann man sich das ja selbst in die Diagramme eintragen und abschätzen, wie sich das alles verhält.

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

Interessant wäre noch, weitere Temperaturen darzustellen. Ich werde versuchen, die Calphad-Leute dazu zu bewegen, noch einige Diagramme zu berechnen für Temperaturen zwischen 800 °C und 1200 °C. Dann werde ich den Artikel ergänzen

Zwischenzeitlich habe ich den Artikel von Bungardt, Kunze und Horn (K. Bungardt, E. Kunze, und E. Horn: Untersuchungen über den Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Heft 3, Jhrg. 29, März 1958, Seiten 193 bis 203) noch einmal gelesen. Da wurden experimentell ermittelte Phasendiagramme vorgestellt.

Hier sieht man im nächsten Bild die Phasendiagramme des Systems Fe-Cr-C (ohne Mo) bei den Temperaturen 800 °C, 1000 °C und 1150 °C. Das ist insofern interessant, als man die 1000 °C-Bilder direkt vergleichen kann (Rechnung und Experiment), und 800 °C und 1150 °C über und unter den Grenzen der berechneten Diagramme liegen. Insofern ist das als Ergänzung zu sehen.

Ich möchte noch einmal betonen, dass man eigentlich beide Methoden betrachten sollte: die Darstellung aus der Veröffentlichung, um bei gegebenem Cr-Gehalt die richtige Wärmebehandlung herauszufinden, und die Diagramme, die ich hier vorstelle, um den Stahl zu suchen, der den besten Kompromiss zwischen Rostfreiheit und hoher, messertauglicher Härte, bringen kann. Da helfen diese Diagramme doch sehr.

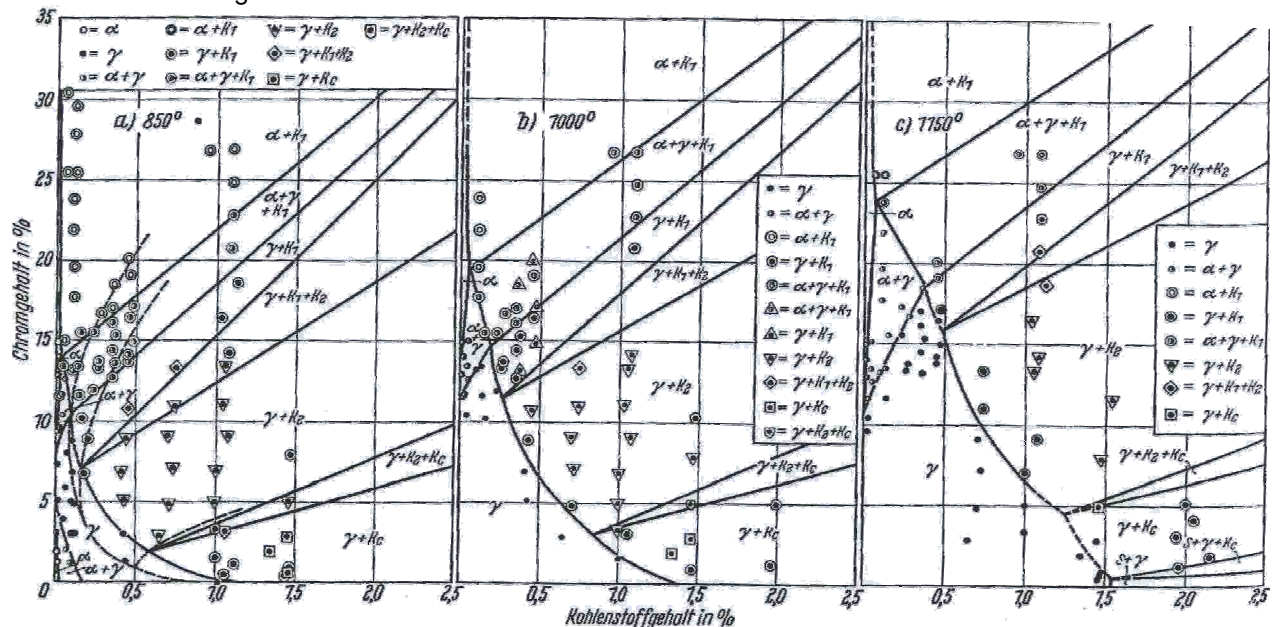


Figure 10.10 consists of two phase diagrams for the Iron-Carbon system at 1000°C. The left diagram shows the Fe-Fe₃C system, with the x-axis representing weight percent C (0 to 2.0) and the y-axis representing weight percent C (0 to 20). Key features include the Carbon Saturation Line, Tie Line, and various phase regions like α , γ , δ , and Fe_3C . The right diagram shows the Fe-C system, with the x-axis representing weight percent C (0 to 2.5) and the y-axis representing weight percent C (0 to 20). It includes a legend for various phase regions and a red arrow pointing to the eutectic point at approximately 0.4% C and 1140°C.

Figure 10 consists of two graphs. The left graph is a detailed phase diagram for the Fe-C system at 1100°C. It shows the following regions and phase boundaries:

- $\alpha + K_7$
- $\alpha + \gamma + K_7$
- $\gamma + K_7$
- $\gamma + K_7 + K_8$
- α
- $\alpha + \gamma$
- γ
- $\gamma + K_8$
- $\gamma + K_8 + K_9$
- $\gamma + K_9$
- $S + \gamma$
- $S + \gamma + K_9$

The right graph is a simplified version of the same diagram, showing the following regions and phase boundaries:

- $\gamma + M_{23}C_6$
- $\gamma + M_{23}C_6 + M_{23}C_8$
- $\gamma + M_{23}C_8$
- $\gamma + M_{23}C_9$
- $\gamma + M_{23}C_{10}$
- $\gamma + M_{23}C_{11}$
- $\gamma + M_{23}C_{12}$
- $\gamma + M_{23}C_{13}$
- $\gamma + M_{23}C_{14}$
- $\gamma + M_{23}C_{15}$
- $\gamma + M_{23}C_{16}$
- $\gamma + M_{23}C_{17}$
- $\gamma + M_{23}C_{18}$
- $\gamma + M_{23}C_{19}$
- $\gamma + M_{23}C_{20}$
- $\gamma + M_{23}C_{21}$
- $\gamma + M_{23}C_{22}$
- $\gamma + M_{23}C_{23}$
- $\gamma + M_{23}C_{24}$
- $\gamma + M_{23}C_{25}$
- $\gamma + M_{23}C_{26}$
- $\gamma + M_{23}C_{27}$
- $\gamma + M_{23}C_{28}$
- $\gamma + M_{23}C_{29}$
- $\gamma + M_{23}C_{30}$
- $\gamma + M_{23}C_{31}$
- $\gamma + M_{23}C_{32}$
- $\gamma + M_{23}C_{33}$
- $\gamma + M_{23}C_{34}$
- $\gamma + M_{23}C_{35}$
- $\gamma + M_{23}C_{36}$
- $\gamma + M_{23}C_{37}$
- $\gamma + M_{23}C_{38}$
- $\gamma + M_{23}C_{39}$
- $\gamma + M_{23}C_{40}$
- $\gamma + M_{23}C_{41}$
- $\gamma + M_{23}C_{42}$
- $\gamma + M_{23}C_{43}$
- $\gamma + M_{23}C_{44}$
- $\gamma + M_{23}C_{45}$
- $\gamma + M_{23}C_{46}$
- $\gamma + M_{23}C_{47}$
- $\gamma + M_{23}C_{48}$
- $\gamma + M_{23}C_{49}$
- $\gamma + M_{23}C_{50}$
- $\gamma + M_{23}C_{51}$
- $\gamma + M_{23}C_{52}$
- $\gamma + M_{23}C_{53}$
- $\gamma + M_{23}C_{54}$
- $\gamma + M_{23}C_{55}$
- $\gamma + M_{23}C_{56}$
- $\gamma + M_{23}C_{57}$
- $\gamma + M_{23}C_{58}$
- $\gamma + M_{23}C_{59}$
- $\gamma + M_{23}C_{60}$
- $\gamma + M_{23}C_{61}$
- $\gamma + M_{23}C_{62}$
- $\gamma + M_{23}C_{63}$
- $\gamma + M_{23}C_{64}$
- $\gamma + M_{23}C_{65}$
- $\gamma + M_{23}C_{66}$
- $\gamma + M_{23}C_{67}$
- $\gamma + M_{23}C_{68}$
- $\gamma + M_{23}C_{69}$
- $\gamma + M_{23}C_{70}$
- $\gamma + M_{23}C_{71}$
- $\gamma + M_{23}C_{72}$
- $\gamma + M_{23}C_{73}$
- $\gamma + M_{23}C_{74}$
- $\gamma + M_{23}C_{75}$
- $\gamma + M_{23}C_{76}$
- $\gamma + M_{23}C_{77}$
- $\gamma + M_{23}C_{78}$
- $\gamma + M_{23}C_{79}$
- $\gamma + M_{23}C_{80}$
- $\gamma + M_{23}C_{81}$
- $\gamma + M_{23}C_{82}$
- $\gamma + M_{23}C_{83}$
- $\gamma + M_{23}C_{84}$
- $\gamma + M_{23}C_{85}$
- $\gamma + M_{23}C_{86}$
- $\gamma + M_{23}C_{87}$
- $\gamma + M_{23}C_{88}$
- $\gamma + M_{23}C_{89}$
- $\gamma + M_{23}C_{90}$
- $\gamma + M_{23}C_{91}$
- $\gamma + M_{23}C_{92}$
- $\gamma + M_{23}C_{93}$
- $\gamma + M_{23}C_{94}$
- $\gamma + M_{23}C_{95}$
- $\gamma + M_{23}C_{96}$
- $\gamma + M_{23}C_{97}$
- $\gamma + M_{23}C_{98}$
- $\gamma + M_{23}C_{99}$
- $\gamma + M_{23}C_{100}$

Bild 6. Der Vergleich für den Stahl 1.4034 (X 46Cr 13) zeigt, dass man nach der Berechnung (rechtes Bild) bei 1100 °C reinen Austenit ohne Karbide erwarten kann, so gerade eben. Bei 1150 °C ist dem experimentellen Phasendiagramm zu entnehmen, dass man auf der sicheren Seite liegt. Auf jeden Fall liegt reiner Austenit ohne Karbide vor.

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

Aus der komplexen Struktur dieser hochlegierten Stähle erklärt sich auch, dass die Haltezeit beim Härten viel länger ist als bei den niedrig legierten Stählen. Hält man zu kurz, können sich die im Ausgangszustand vorhandenen Karbide nicht hinreichend auflösen und den angestrebten Zustand darstellen. Es bleiben halt noch Karbide übrig, die eigentlich hätten gelöst werden sollen und können. So kommt das erstrebenswerte Bild mit möglichst homogenem Austenit nicht zustande.

Im nächsten Bild sind die berechneten Linien zusammen mit den aus den Diagrammen der oben zitierten Arbeit graphisch ermittelten eingezeichnet (rote Linien). Natürlich ist diese Methode mit Fehlern behaftet, aber trotzdem ist die Auflösung gut genug, dass man die Unterschiede gut erkennt.

Man muss bedenken, dass die Berechnung der Phasendiagramme unterschiedliche Datenbanken mit einer hohen Zahl an Daten benutzt, insofern können Unterschiede zu einer experimentellen Untersuchung durchaus auftreten. Allerdings sind die gezeigten Unterschiede durchaus beachtlich ab etwa 0,6% C bei 7% Cr zu höheren C-Gehalten hin.

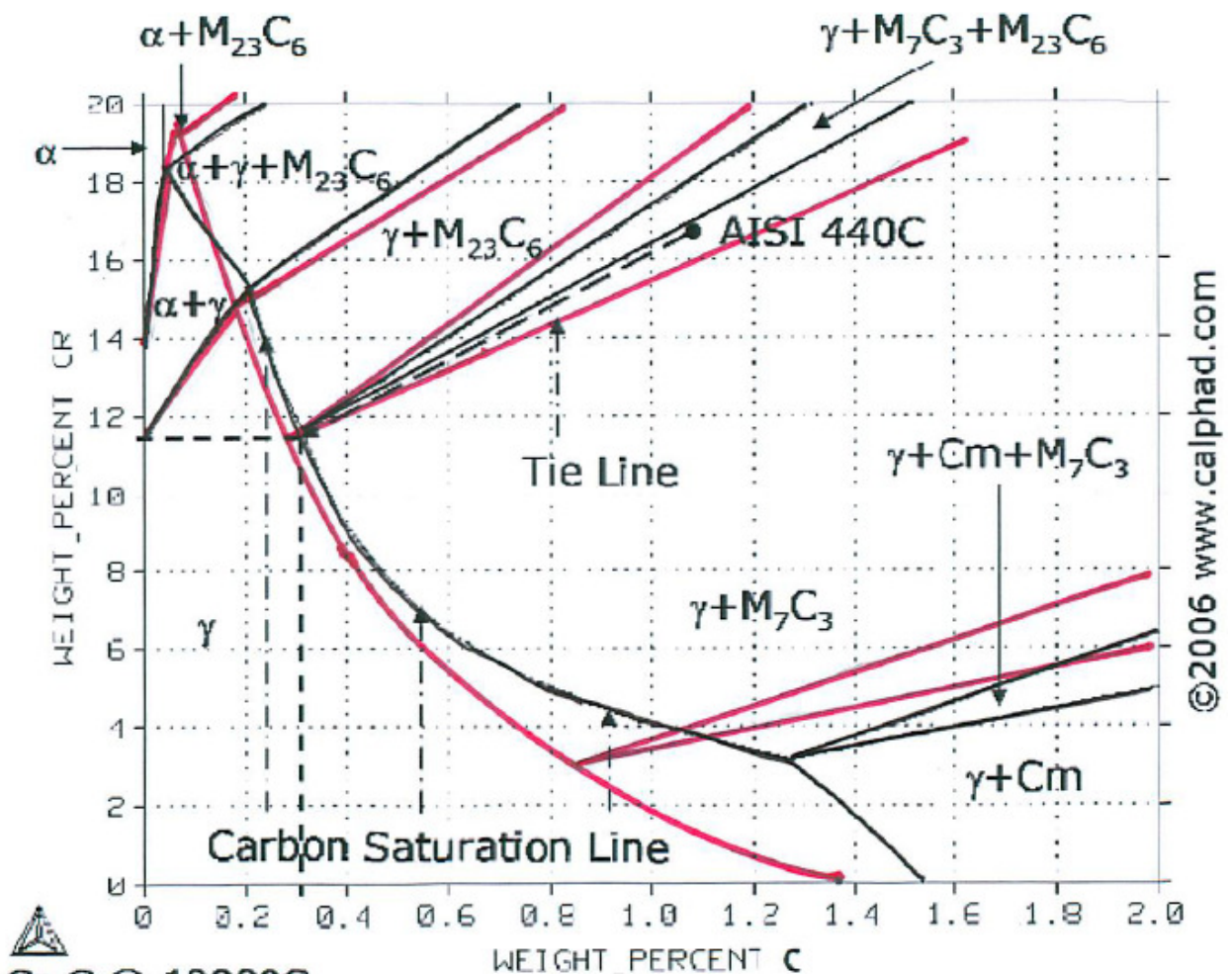


Bild 7. Vergleich der berechneten Phasenzusammensetzung bei 1000°C mit der experimentell ermittelten nach Bungardt et al.. Die roten Linien stehen für die zeichnerisch ermittelten Daten. Die Unterschiede manifestieren sich ab ca. 0,6% C @ 7% Cr deutlich. Insbesondere der Punkt, bei dem das Karbidgebiet " $\gamma + Cm + M_7C_3$ " beginnt, also das spitze Dreieck rechts unten.

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

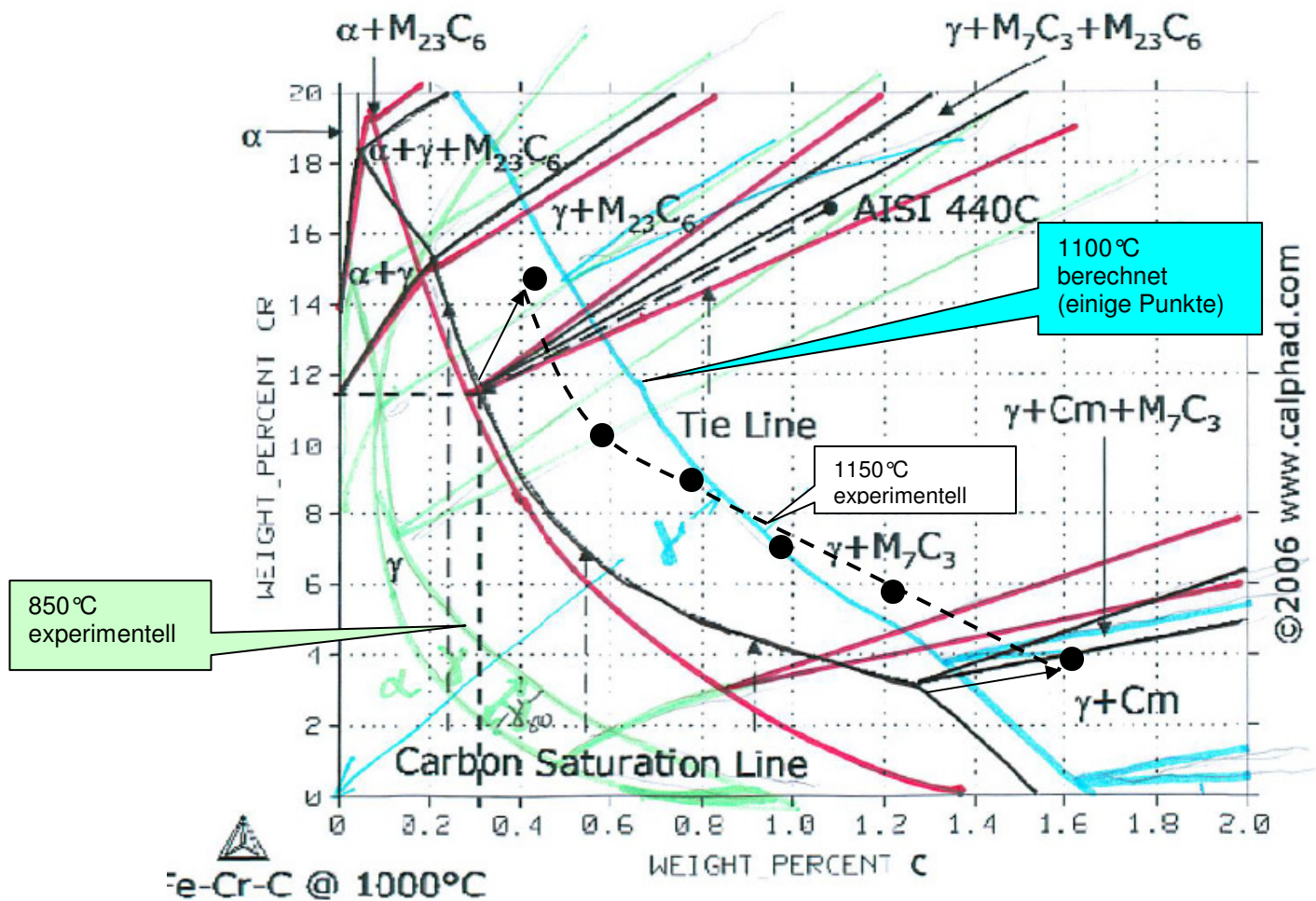


Bild 8. Vergleich zwischen den Phasendiagrammen bei 850°C (experimentell, grün), 1000°C (berechnet, schwarz, und experimentell, rot) sowie bei 1150°C (experimentell, blau). Punktweise sind noch Werte des berechneten Diagramms bei 1100°C eingetragen zusammen mit einer groben gestrichelten Kohlenstoffsättigungslinie. Aber weitere Eintragungen hätte das Diagramm nicht verkraftet. Die Pfeile an zwei Punkten geben an, wie sich gegen 1000°C die "Karbidgebietepunkte" verschieben.

Die handschriftlichen Eintragungen sind natürlich recht grob, zeigen aber, worauf es ankommt.

Zugegeben, dieses Diagramm ist nur etwas für Phasendiagrammenthusiasten, zeigt aber dafür deutlich die Effekte der Temperaturerhöhung über weitere Bereiche und die Verhältnisse zwischen Theorie und Experiment.

Die Unterschiede hängen sehr von der verwendeten Datenbank ab, es kann also, da die benutzten Datenbanken eine größere Vielzahl veröffentlichter Werte enthalten, als die eine hier betrachtete Untersuchung, durchaus zu merklichen Abweichungen kommen.

Insgesamt betrachtet sind diese berechneten Diagramme für Messerzwecke sehr brauchbar.

Umgang mit dem kleinen Stahlschlüssel – ein Lehrgang im www.messerforum.net
von
Dr. Herbert Weisshaupt

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

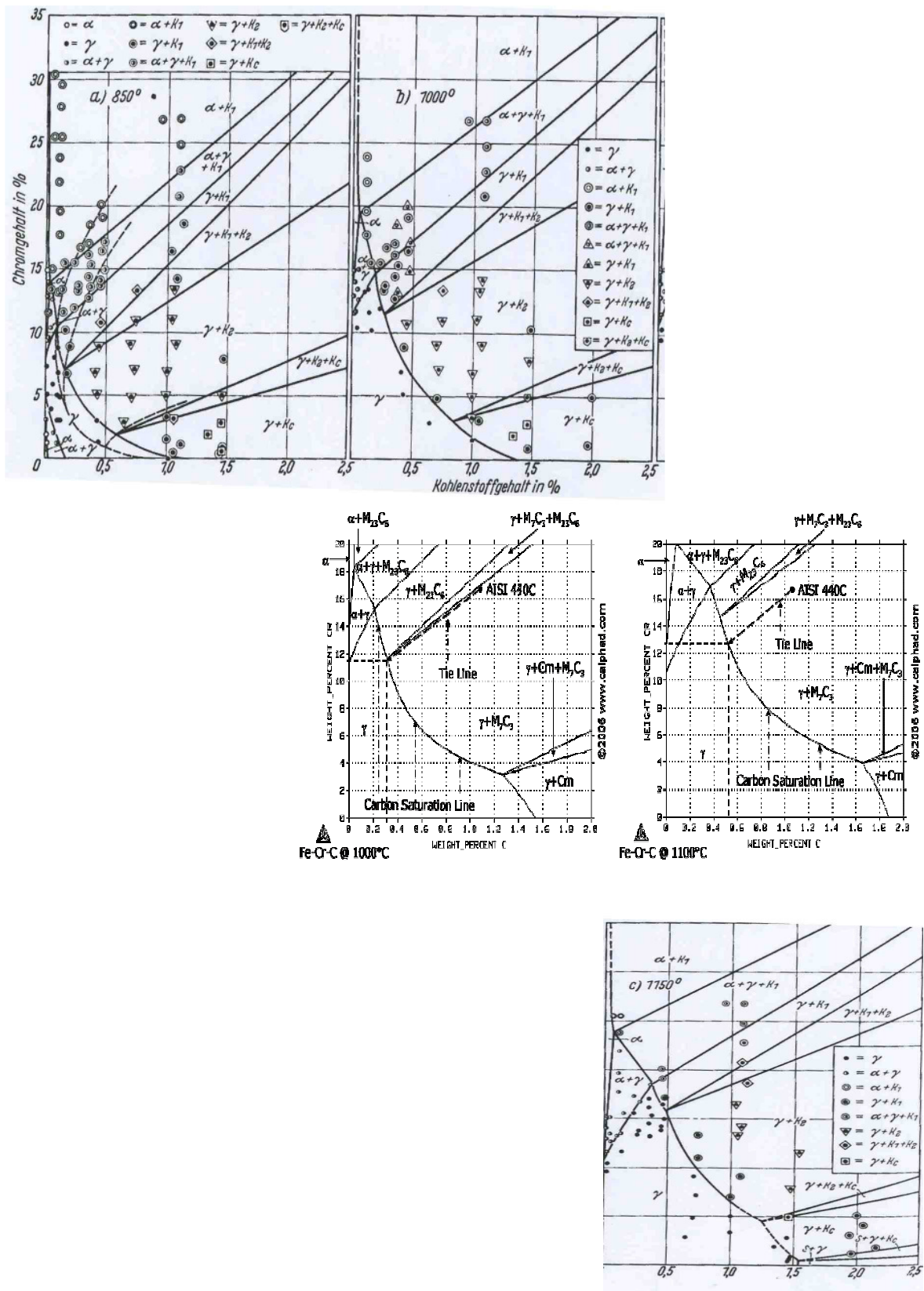


Bild 9. Die Entwicklung im Bereich 850 °C bis 1150 °C (berechnet und experimentell), annähernd gleicher Maßstab

Umgang mit dem kleinen Stahlschlüssel – ein Lehrgang im www.messerforum.net
von
Dr. Herbert Weisshaupt

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

5. Eingehendere Betrachtung von Mehrstoffdiagrammen

Was wir bisher betrachtet haben, sind sogenannte isothermische Schnitte des vollständigen Phasendiagramms.

Was bedeutet das?

Nun, man kann den C-Gehalt, den Cr-Gehalt und die Temperatur ändern. In einem früheren Artikel habe ich das "T über C-Diagramm" mit definierten Cr-Gehalten vorgestellt (diese Schnitte nennt man Isoplethen), hier sieht man das "Cr-über C-Diagramm" mit konstant gehaltener Temperatur. Vollständig dargestellt sähe das so aus, wie in der Arbeit von Bungardt et al. angegeben:

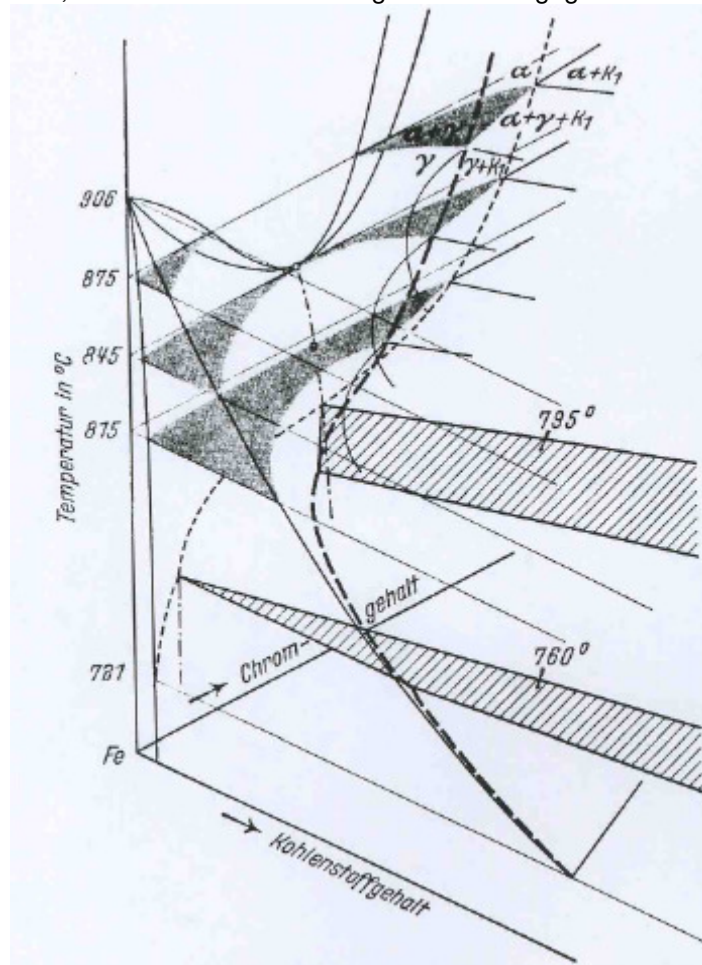


Bild 10. Vollständige Darstellung des Dreistoffsystems Fe-Cr-C (schematisch)

Anhand dieses Diagramms kann man – ausgehend vom Fe-C-Diagramm, Bild 11 – die tie-lines verstehen.

Im einfachen Fe-C-Diagramm ist der Übergang zwischen zwei Phasen, z.B. fest zu flüssig, bei einer Temperatur durch zwei Punkte gegeben, z.B. anhand der grünen Linie im Bild 11. (Natürlich im eutektischen Punkt C gibt es nur einen Punkt).

Bei dieser Temperatur gibt es von links nach rechts einen Schnittpunkt bei Übergang von fest nach Mischung aus fest und flüssig, den zweiten von dem Zweiphasengebiet fest und flüssig nach rein flüssig. Das blau markierte Stück der grünen Linie zwischen diesen beiden Punkten, die den kompletten Übergangsweg bei der gewählten Temperatur von vollständig fest nach vollständig flüssig in Abhängigkeit vom C-Gehalt beschreiben, ist die tie line für diesen Prozess.

Solch Linien nennt man monovariante Linien, also Zustandsänderungswege, bei denen nur eine ("mono") Größe (hier die C-Konzentration) geändert wird, der Rest bleibt gleich.

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

Im dreidimensionalen ("ternären") System sind diese Übergänge ja Flächen, nicht mehr Linien. Diese Flächen werden von tie-lines begrenzt.

Hier wird auch klar, dass diesen Linien metallphysikalische Bedeutung zukommt, und dass sie das Ergebnis von mehr oder weniger komplexen Berechnungen sind.

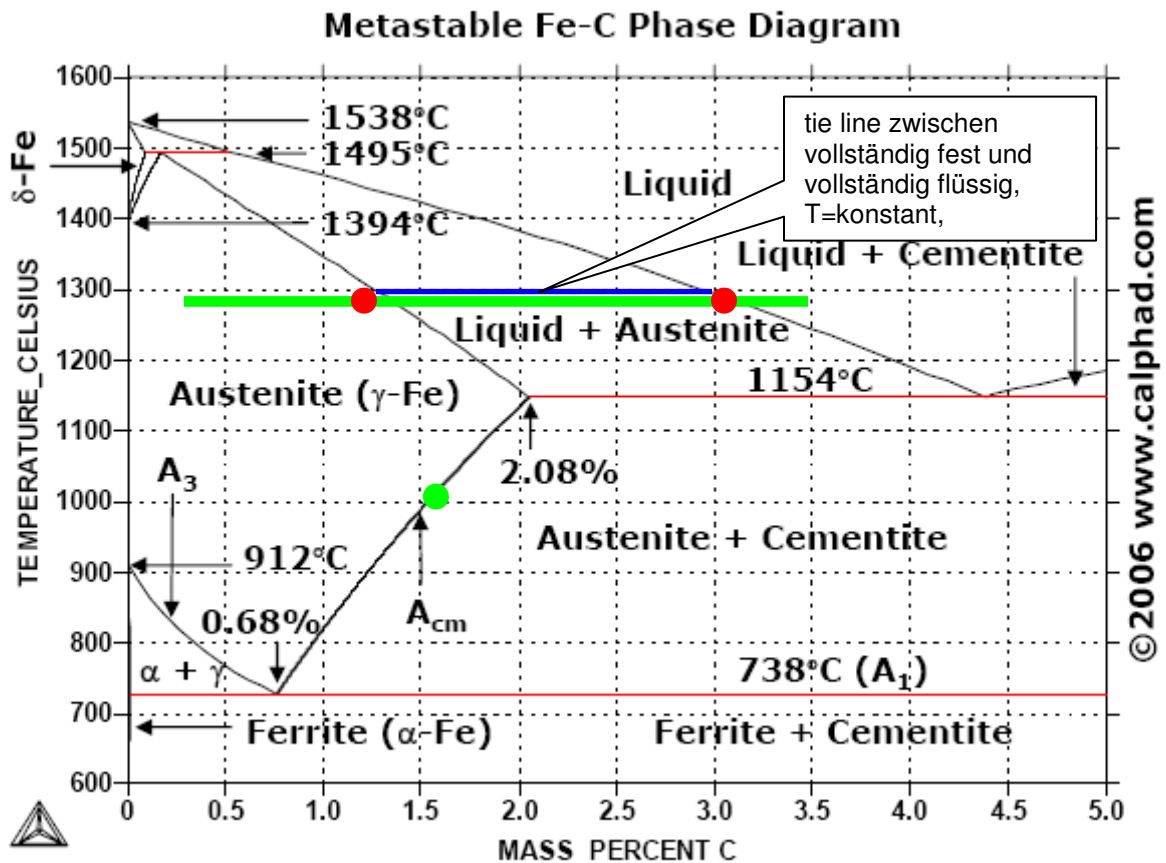


Bild 11. Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (berechnet von Fa. CALPHAD) mit einer beispielhaften tie line bei knapp unter 1300 °C.

Solche tie lines sind natürlich nur dort vorhanden, wo Gleichgewichte in Zweiphasengebieten (oder Mehrphasengebieten) vorhanden sind. Bei einem Übergang Fest-Fest (grüner Punkt) gibt es keine tie line, der Übergang wird nur durch eine Temperatur beschrieben.

Umgang mit dem kleinen Stahlschlüssel – ein Lehrgang im www.messerforum.net
 von
 Dr. Herbert Weisshaupt

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

6. Praktisches Beispiel: Stahloptimierung im Kompromiss "Rostfrei vs. hart"

Zum Schluß noch ein praktisches Beispiel, um nicht immer nur den 1.4034 zu bemühen:

Interessanterweise ist bei CALPHAD auch das Diagramm für den AEB-L angegeben (allerdings mit der Temperatur als Parameter, und nicht Cr über C).

Aber wenn wir uns die Verhältnisse ansehen, und das ist bei diesem Stahl ja besonders interessant, da er für Messer entwickelt wurde, so stellen wir folgendes fest:

Für die Beurteilung, wie gut der Aspekt des Kompromisses zwischen Härte und Rostfreiheit gewährleistet ist, sehen wir uns zunächst das für 1100°C berechnete Fe-Cr-C-Diagramm an (Bild 12 oben): mit 0,65% C und 12,8% Cr liegt der Stahl ganz knapp über der Kohlenstoffsättigungslinie, und man braucht sich kaum um eine tie line zu kümmern, die Sache sieht also sehr gut aus.

Im unteren Bild 12 sehen wir, dass wir beim Nenn-Kohlenstoffgehalt und gegebenem Cr-Gehalt im Temperaturbereich zwischen grob 1144°C und 1379°C (da wird der Stahl flüssig) reinen Austenit haben, und wenn wir von da abschrecken, haben wir bei dem gegebenen Kohlenstoffgehalt hohe Härte und auch reinen Martensit ohne Karbide, und alles Cr ist in der Matrix gelöst, also ist der Stahl so hochhart und rostfrei (wobei wir Restaustenit mal außen vor lassen).

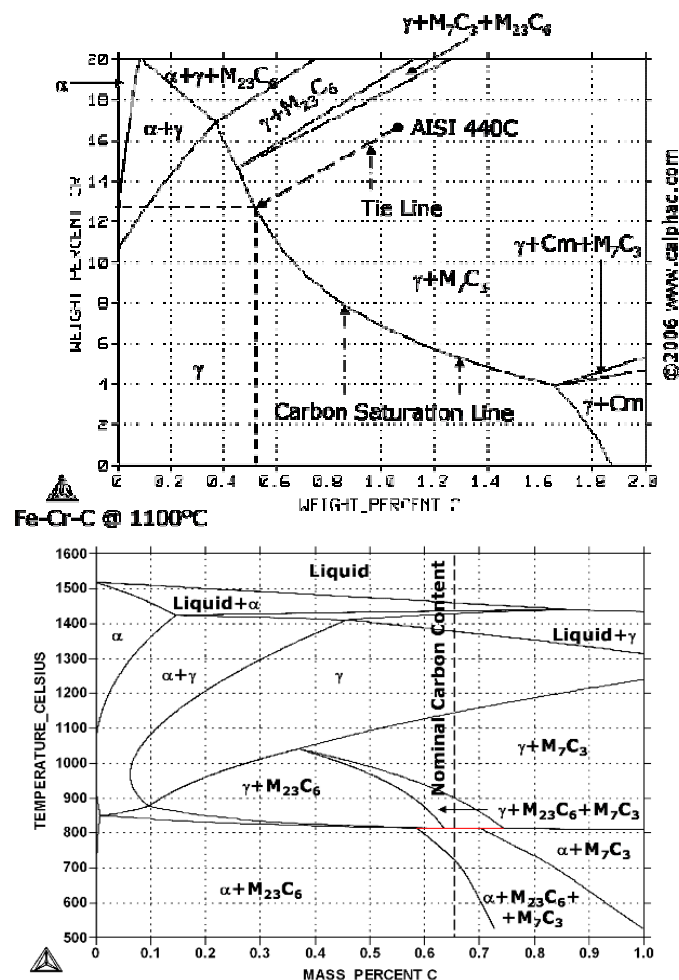


Bild 12. Darstellung eines optimierten Messerstahls am Beispiel des Werkstoffs AEB-L von Uddeholm.

Umgang mit dem kleinen Stahlschlüssel – ein Lehrgang im www.messerforum.net
von
Dr. Herbert Weisshaupt

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

Der Werkstoff 12C27 von Sandvik mit 0,6% C und 13,5% Cr spielt in der gleichen Liga wie der AEB-L. Womöglich gar besser.

Hier wäre eine exakte Berechnung der Zusammensetzung des Austenits (d.h. der tie lines) sehr hilfreich. Trotz der Unterschiede zu den experimentell ermittelten Werten können diese Diagramme in dem hier zur Debatte stehenden Bereich von C und Cr sehr wertvoll sein.

7. Weitere Legierungselemente

Was noch aussteht, ist die Rolle von V, oder Nb (z.B. im Stahl 1.415.03 = SB1). W spielt bei rostfreien Stählen keine Rolle.

V und Nb sind stärkere Karbidbildner als Cr und Mo, es ist also zu erwarten, dass bei Zusatz von V und Nb bei sonst großen C Gehalten weniger Cr gebunden wird, so dass man den Kohlenstoff wieder erhöhen kann, ohne dass man gleich an Cr verarmt.

Wenn man sich noch einmal die Tabelle 2 ansieht, so sieht man, dass die Erhöhung des Mo-Gehaltes bei gleicher sonstiger Zusammensetzung der Legierung (in C und Cr) der Austenit immer weniger Cr und auch C enthält. Bei Steigerung der Temperatur auf 1100°C liegt das Niveau höher, die Tendenz ist die gleiche.

Man bewegt sich bei den Karbiden ja beim Typ $M_{23}C_6$ – also dem metallreichen Karbid. Bei dem sich in Abhängigkeit von der Temperatur einstellenden Gleichgewicht wird also viel Metall verbraucht. Man muß also C erhöhen, und noch stärkere Karbidbildner einsetzen.

Die Reihenfolge der Stärke der Karbidbildung:

Tabelle 4. "Rangordnung" der Karbidbildung (Grundlage: Stabilität in der Lösung im Austenit)

Karbidbildende Elemente	Gruppierung
Cr, Mo	moderat
W, Ta, Nb	stark
V, Ti, Zr	Sehr stark

Fügt man Karbidbildner hinzu, statt sie gegeneinander auszutauschen, so entstehen neue Phasen, die die Verhältnisse komplizieren und den Bereich des Austenits hinsichtlich zugleich hoher Cr- und C-Gehalte beschränken. Dann muß man zu höheren Temperaturen gehen, um die Karbide aufzulösen. Je stärker das karbidbildende Element, umso stabiler dessen Karbide, und umso höher wäre dann die Härtetemperatur, bzw. die Temperatur, von der man abschrecken sollte, wenn man zugleich hohe Härte und Korrosionsresistenz haben will.

Dies findet seine Grenzen sowohl versuchstechnisch (Schutzgas, Vakuum, Gefahr der Anschmelzung...) als auch werkstofftechnisch.

8. Schlußbemerkung

Das Kapitel "Rostfrei, hochlegiert und ultrahype" spricht natürlich Emotionen an.

Natürlich spielt der User die entscheidende Rolle. Wem Karbide in der Schneide egal sind, und wer die Sache mit dem Kompromiss zwischen Härte und Rostfreiheit nicht für wichtig hält, der wird mit den neuen Superwerkstoffen durchaus glücklich.

Hier geht es jedoch um grundsätzliche Dinge, und jeder kann entscheiden, was er möchte. Jedenfalls hat man, wenn man dieses Kapitel des Lehrgangs durchgearbeitet hat, die Chance, "Supermesserstähle" besser zu bewerten und Gründe für den notwendigen Aufwand bei der Wärmebehandlung zu verstehen. Und so kann man auch manche Überraschung bei Korrosionswiderstand bei "eigentlich rostfreien" Stählen verstehen. Da sollte man die gewählte Wärmebehandlung erfragen.

Umgang mit dem kleinen Stahlschlüssel – ein Lehrgang im www.messerforum.net
von
Dr. Herbert Weisshaupt

Noch einmal: Rostfreie Stähle, Härte, Korrosion, Einflüsse von Cr und Mo

9. Literatur:

9.1. Experimentelle Arbeiten:

9.1.1: K. Bungardt, E. Kunze, und E. Horn:
Untersuchungen über den Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff,
Archiv für das Eisenhüttenwesen, Heft 3, Jhrg. 29, März 1958, Seiten 193 bis 203

9.2. Berechnung von Phasendiagrammen

9.2.1: <http://www.calphad.com/iron-carbon.html>
9.2.2: http://www.calphad.com/martensitic_stainless_steel_for_knives_part_1.html
9.2.3: http://www.calphad.com/martensitic_stainless_steel_for_knives_part_2.html
9.2.4: http://www.calphad.com/martensitic_stainless_steel_for_knives_part_3.html
9.2.5: <http://www.calphad.com/AEB-L.html>

9.2.1 ist das normale Eisenkohlenstoffdiagramm, die drei folgenden links befassen sich mit Cr-C sowie mit unterschiedlichen Mo-Gehalten in Stählen mit Cr und C. Link 2.5 ist ein Phasendiagramm des Stahls AEB-L.

9.3. Grundsätzliche Literatur zu Phasendiagrammen und Messerstählen

Wer sich für die Sache mit den Diagrammen weiter interessiert, kann sich das pdf

9.3.1: Internet-Quelle

http://www.springer.com/cda/content/document/cda_downloaddocument/9783540209638-c1.pdf?SGWID=0-0-45-144732-p26593877

Dies ist ein Auszug aus dem hervorragenden Buch von Frau Durand-Charre, in dem auch viele Bilder von Gefügen, Karbiden etc. zu sehen sind.

9.3.1 Madeleine Durand-Charre: The Microstructure of Steels and Cast Irons, Springer-Verlag Berlin-Heidelberg-New York, Dez. 2007, ISBN 9783540209638
149,75 €

Wer Französisch kann, der kann auch das Original nehmen, das ist wesentlich preiswerter. Ich selbst habe das französische Original.

9.3.2 Madeleine Durand-Charre: La microstructure des aciers et des fontes. Genèse et interprétation.
Ed. SIRPE, Paris (2003)
Der Preis beträgt zur Zeit 85 €.
ISBN10 : 286883-853-7
ISBN13 : EAN13 : 9782868838537

Sie hat auch ein Buch über Damaszenerstähle geschrieben:

9.3.3 Madeleine Durand-Charre: Les aciers damassés – du fer primitive aux aciers modernes
Presses de l'Ecole des Mines des Paris, collection histoire et société, Oktober 2007, 206
Seiten schwarz-weiß, broschiert, 16x24, ISBN 978-2-9176287-1