

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

Federstähle und Gefügelehre

1. Einleitung

Die Federstähle werden im Stahlschlüssel auf den Seiten 56, 58, 60 und 62 behandelt. Zunächst verwirrt vielleicht die Tatsache, dass sich hier viele Stähle aus unterschiedlichen Gruppen tummeln, die uns bislang nicht häufig begegnet sind. Es gibt auch rostfreie Federstähle, aber darum werden wir uns hier nicht kümmern, sie kommen auch im Kleinen Stahlschlüssel nicht vor.

Wir werden in diesem Beitrag eine neue Art der Wärmebehandlung kennenlernen, uns dabei (leider) auch wieder mal etwas mit Gefügelehre befassen müssen.

Federstähle stehen ja aufgrund der Natur der Sache in dem Ruf, hohe Elastizität zu besitzen.

Werkstoffe wie der 1.5028 (65Si7) oder 1.5026 (55Si7, in UK EN45) erfreuen sich auch größter Beliebtheit bei Hieb Waffen wie Schwertern, vor allem für Waffen für Schaukämpfe.

Sie gelten als einfach zu verformen durch Schmieden, und gutmütig bei der Wärmebehandlung. Das ist allerdings alles relativ.

Wenn von Federstählen die Rede ist, meinen kaum zwei Leute das gleiche. Das zeigt allein schon die Werkstoffvielfalt in dieser Gruppe der Werkstoffe. Insofern sind solche Äußerungen mit Vorsicht zu genießen.

Aber genau deswegen reden wir ja hier drüber. Vor allem aber im Hinblick auf Tauglichkeit für Klingen.

2. Einteilung und Systematik der Federstähle

Seite 56 und die Seiten 118 und 119 geben uns einen Überblick. Nicht alle wurden gelistet, sondern typische Vertreter in der jeweiligen Gruppe.

Tabelle 1. Zusammenstellung einiger üblicher Federstähle

Gruppe	Legierungsbestandteile	Verwandtschaft nach Werkstoffnummern	Bemerkungen
1.12xx	C	1.1750, 1.1744	Verwandt mit unlegierten Werkzeugstählen. Federstähle haben immer Ck, also vorgeschriebene maximale S-Gehalte (neuer Kennbuchstabe: E (nachgestellt))
1.50xx	Mn, Si, Cu	0,5 <C< 0,7, Si ca. 1,5	Ähnlich (bis auf Si) den 1.12..
1.51xx	MnSi	Vergütungsstähle und oberflächenhärtbare Stähle mit ca. 0,5 % C.	
1.71xx	CrSi, CrMn, CrMnB, CrSiMn	0,5-0,6%C, Si und Mn	Einsatzstähle
1.77xx	CrMoV	Vergütungsstähle	Vergütungsstähle
1.81xx	CrSiV, CrMnV, CrSiMnV	Vergütungsstähle, Federstähle, Oberflächenbehandlung	

Bei den Gruppen 1.50xx, 1.51xx, 1.71xx stehen Si-legierte Stähle im Vordergrund. Seite 8 des kleinen Stahlschlüssels gibt an, dass Si die Elastizität des Stahls sehr positiv beeinflusst, insbesondere wird die Elastizitätsgrenze des Stahls erhöht.

Einen Gesamtüberblick auch über weitere Einflüsse gibt die Tabelle auf Seiten 10 und 11 des kleinen Stahlschlüssels.

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

Federstähle und Gefügelehre

Bei den Stählen aus der Auflistung fällt auf, dass die Federstähle oft sehr ähnlich Stählen aus anderen Gruppen sind, sich manchmal nur durch Kennbuchstaben (Ckxx) von diesen unterscheiden. Die folgende Tabelle stellt für einige Fälle der nur mit C legierten Federstähle diese Ähnlichkeiten dar:

Tabelle 2. Ähnlichkeiten zwischen C-legierten Federstählen und Stählen aus anderen Gruppen

Federstahl	Verwandter Stahl	Härtetemperatur [°C]	Seiten
1.1231 (Ck67, C67E)	1.1744 (C 67W)	Federstahl: 815-845 Unleg. WS: 800-840	S. 56 u. 60 S. 72 u. 74
1.1248 (Ck75, C75E)	1.1750 (C75W)	Federstahl: 810-840 Unleg. WS: 790-820	S. 56 u. 60 S. 72 u. 74
1.1269 (Ck85, C85E)	1.1830 (C85W, C85U)	Federstahl: 800-830 Unleg. WS: 800-830	S. 56 u. 60 S. 72 u. 74
1.1274 (Ck101, C101E)	1.1645 (C105W2)	Federstahl: 780-810 Unleg. WS: 770-800	S. 56 u. 60 S. 72 u. 74

Ich werde auch in diesem Kapitel - ähnlich wie bei den Vergütungsstählen - auf die Verwandtschaft mit anderen Stählen eingehen müssen, da im Stahlschlüssel die Daten speziell auf Federanwendungen zugeschnitten sind und dem Messermacher keine große Hilfe sind.

Was fällt sonst noch auf in Tabelle 2?

Zunächst einmal sieht man, dass für die einfachen, nur mit C legierten Federstähle, die Härtetemperaturen der untereutektoiden Stähle (also weniger als ca. 0,8 %C) immer höhere Härtetemperaturen vorgegeben sind, erst bei Erreichen des eutektoiden Punktes sind die Bereiche wieder gleich.

Es ist also zu vermuten, dass die Kunst bei den Federstählen hauptsächlich in der Wärmebehandlung besteht. In den folgenden Betrachtungen wird die Wärmebehandlung einen breiten Raum einnehmen, teilweise wird es auch recht kompliziert, aber ich denke, das wird zu schaffen sein. Man muß ja auch im ersten Anlauf nicht alles verstehen, kann man auch so nach und nach sich erarbeiten. Die Rolle der Legierungsbestandteile wird im Zusammenhang mit der Wärmebehandlung deutlich werden.

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

Federstähle und Gefügelehre

3. Wärmebehandlung der Federstähle

Was macht einen Federstahl zum Federstahl, wenn die Zusammensetzung bis auf die Si-legierten Fälle oft denen aus anderen Stahlgruppen entspricht? Insbesondere im Bereich mittlerer C-Gehalte gibt es viele vergleichbare Stähle, die dann noch Mn, V, Si und Cr enthalten können, jedoch nicht hochlegiert sind. Im Bereich höherer C-Gehalte bleiben allein die unlegierten Stähle übrig.

Der Vergleich der Wärmebehandlungsdaten am Beispiel von Federstählen macht es deutlich:

Tabelle 3. Nach C-Gehalt gruppierte Federstähle und verwandte Stähle mit typischen Wärmebehandlungsvorgaben.

Bereich C [%] (ca.)	Federstahl	Verwandter Stahl	Härtetemperatur [°C]	Anlass-Temp. [°C]	Seite
0,5	1.5025 (51Si7)	1.1206 (Ck 50, C 50E)	Federstahl: 840-870	430-500	S. 60
	1.5225 (51 MnV7)		Federstahl: 830-860	430-500	
	1.7102 (54SiCr6)		Federstahl: 840-870	430-500	
	1.7701 (51CrMoV4)		Federstahl: 830-860	430-500	
	1.8159 (51CrV4)		Federstahl: 830-860	430-500	
			Verg. Stahl: 810-850	550-660	S. 52
0,65	1.1231 (Ck 67)	1.1744 (C67W, C67U)	Federstahl: 815-845	300-500	S. 60
	1.5028 (65Si7)		Federstahl: 830-860	430-500	S. 60
	1.7103 (67SiCr5)		Federstahl: 830-860	430-500	
			Unleg. WS: 800-840	180-300	S. 74
0,75	1.1248 (Ck75)	1.1750 (C75W, C75U)	Federstahl: 810-840	300-500	S. 60
			Unleg. WS: 790-820	180-300	S. 74
0,85	1.1269 (Ck85)	1.1830 (C85W,C85U)	Federstahl: 800-830	300-500	S. 60
			Unleg. WS: 800-830	180-300	S. 74
1,0	1.1274 (Ck 101)	1.1645 (C105W2)	Federstahl: 780-810	430-500	S. 60
			Unleg. WS: 770-800	180-300	S. 74

Anmerkung: WS bedeutet Werkzeugstahl. Nach der neuen Schreibweise ist wie folgt zu ersetzen:
k hinter dem C durch ein nachgestelltes E (Ck50 >>C50E)
W hinter dem C-Gehalt durch ein U: (C85W>>C85U)

3.1 Bedeutung der Legierungsbestandteile bei Federstählen

Legierungsbestandteile werden den Federstählen nur bis zu Kohlenstoffgehalten von ca. 0,65% beigelegt, darüber hinaus kommen unlegierte Stähle zum Einsatz für Federn mit hohen Festigkeitsanforderungen.

Nach Tabelle 3 ist ersichtlich, dass die Elemente Si, Cr, Mn und V und auch Mo eine größere Rolle spielen.

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

Federstähle und Gefügelehre

3.1.1 Direkter Einfluß auf die Eigenschaften

Klassischerweise sind Federstähle Si-legiert. Si hat die Eigenschaft, bei Stählen das sogenannte Streckgrenzenverhältnis ($R_{p0,2}/R_m$) zu erhöhen und die Elastizität des Stahles zu steigern. Im Einzelnen kann das auf den Seiten 8 und 10/11 des Stahlschlüssels nachgelesen werden.

Gleichzeitig sorgt es für Unempfindlichkeit gegenüber dem Härteprozess und für höhere Anlassbeständigkeit. Daneben setzt es die Verzunderungsneigung herab, allerdings auf Kosten einer schnelleren Entkohlung. Dies kann dann zu entkohlten Randschichten und damit zu einer Weichhaut führen, die nachteilig ist.

Demgegenüber reduzieren Cr, Mn die Abkühlgeschwindigkeit mehr, und Cr wirkt der Entkohlung zugunsten der Verzunderung entgegen. Darüber wird später noch berichtet im folgenden Unterkapitel.

3.1.2 Steuerung der Umwandlungstemperaturen durch Legierungselemente

Im Vorgriff auf die Besonderheiten der Wärmebehandlung hier einige Fakten zu dem Einfluss der Legierungselemente auf die Umwandlungskinetik. Wer sich mit diesen Dingen auskennt, für den ist das hier einfach. Aber die Zusammenhänge werden deutlicher im nächsten Kapitel erklärt.

Elemente wie Cr erhöhen die Zeit bis zur Umwandlung, so dass das Erreichen der Umwandlungstemperatur einfacher wird, andererseits dauert es dann länger, bis die isotherme Umwandlung im Bainit fertig ist. Im 100Cr6 dauert es z.B. 0,5h, bei 90MnCrV8 jedoch bereits 7,5 h bis vollständig bainitisiert ist.

Auch höhere C-Gehalte sind nützlich, da sie den Martensitbeginn zu tieferen Temperaturen verschieben, so dass man bei tieferen Temperaturen isothermisch in Bainit umwandeln kann. Der so erhaltene Bainit ist dann härter, wie auch aus Bild 1 klar wird.

Somit ist auch verständlich, dass Federstähle mit höherem C-Gehalt keine Unterstützung anderer Elemente für die Absenkung des Martensitstartpunktes mehr benötigen.

3.2 Besonderheiten der Wärmebehandlung von Federstählen

Drei Dinge fallen bei der Wärmebehandlung der Federstähle auf:

- im Vergleich zu den Vergütungsstählen liegen die Härtetemperaturen etwas höher bei einem etwas kleineren Intervall
- die Anlasstemperaturen liegen etwas niedriger
- im Vergleich zu den entsprechenden Werkzeugstählen unterscheiden sich die Anlasstemperaturen drastisch

Das hängt mit den angestrebten Eigenschaften zusammen:

Tabelle 4: Schematische Übersicht der für unterschiedliche Stahlsorten charakteristischen Eigenschaften und der Prozesse

Stahlsorte	Angestrebte Eigenschaften	Gefüge	Bemerkung
Verg-Stahl	Kompromiss zwischen Zähigkeit und Härte, definiertes Streckgrenzenverhältnis	Hoch angelassener Martensit	Abschrecken und Anlassen bei höherer Temperatur
Werkzeugstahl	Hohe Härte	Angelassener Martensit	Abschrecken und Anlassen bei niedrigerer Temperatur
Federstahl	Elastizität, Zähigkeit, angemessene Härte	feinlamellarer Perlit Bainit	Patentieren, danach Kaltverformen Zwischenstufenvergüten

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

Federstähle und Gefügelehre

Natürlich wird bei Federstählen auch mit angelassenem Martensit gearbeitet, also wie ein Vergütungsstahl behandelt. Aber das ist nicht das Besondere bei Federstahl.

Wie kann man die entsprechenden Gefüge erreichen?

Das sehen wir uns in einem Bild aus dem Härterei-Ratgeber der Fa. Grodke [1] an (habe ich schon mehrfach zitiert).

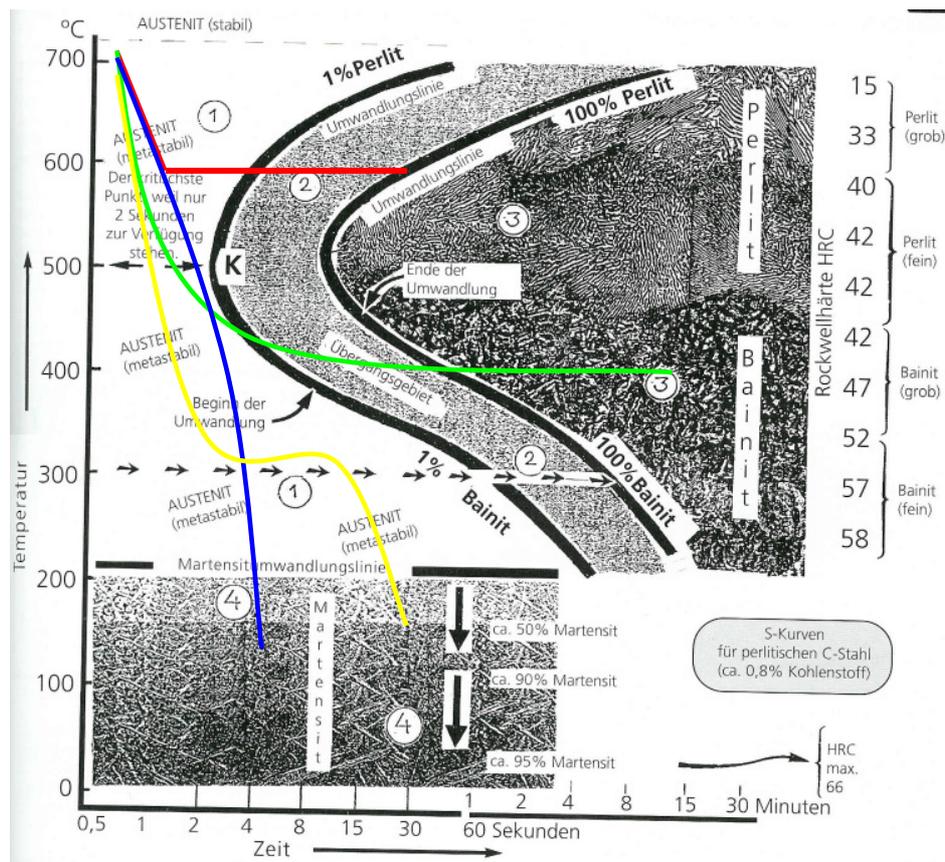


Bild 1. Schematische Darstellung der Erzeugung unterschiedlicher Gefüge bei einem Stahl mit 0,8% C[1].

Blaue Kurve: Normale Härtung zur Erreichung eines martensitischen Gefüges. Man muß so schnell abkühlen, dass man innerhalb von 2 Sekunden auf 500°C herunter ist am kritischen Punkt K vorbei, und hat dann nach Unterschreiten der 200°C-Linie (bei diesem Stahl, etwa C 80) reinen Martensit.

Rote Kurve: man kühlt rasch auf Temperaturen von ca. 600°C bis 500°C ab, und wandelt dann isothermisch, d.h. bei gehaltener Temperatur, den Stahl in Perlit um. die Umwandlung beginnt in dem gewählten Beispiel nach 8 Sekunden, und nach 30 Sekunden ist alles in Perlit umgewandelt. Der Perlit wird feiner, wenn man bei 500° umwandelt, dann geht es nach 4 Sekunden los und endet nach 15 Sekunden. Das ist dann der Ausgangszustand für das Kaltumformen (Patentieren nach einem Patent von William Smith, 1870)

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

Federstähle und Gefügelehre

Grüne Kurve: Zwischenstufenvergüten (alte Bezeichnung), Bainitisieren. Hier kühlt man so tief ab, dass man durch längeres Halten auf Temperatur in den gewünschten Bainit umwandelt. Im gewählten Beispiel startet die Umwandlung in Bainit nach 4 Sekunden und endet nach etwa 60 Sekunden im groben Bainit bei Härten um die 45 HRC. Riskiert man mehr, kann man auf feinen Bainit gehen mit höheren Härten. Dann muß man den Stahl knapp oberhalb der Linie abfangen, wo der Martensit zu entstehen beginnt, in Bild 1 also knapp oberhalb von 200 °C
Hier spielt die isotherme Umwandlung die entscheidende Rolle. Dies ist die eigentliche Wärmebehandlung für Federstähle. Anlassen entfällt bei diesem Prozess.

Zu beachten ist noch, dass das vollständige Bainitisieren nur durch isothermisches Umwandeln aus dem unterkühlten Austenit geht, unter Umständen teilweise auch aus nach dem Abschrecken noch vorhandenem Restaustenit oder direkt über verzögert Abkühlung zu einem gewissen Prozentsatz, siehe Anhang C. Also nicht durch langes Anlassen bei hohen Temperaturen, sondern nur durch Abkühlen auf eine passende Umwandlungstemperatur (Unterkühlung des Austenits), und dann halten, bis umgewandelt ist. Ohne Anlassen.

Streng genommen kann man diese Art des Vergütens nicht allein durch ein ZTU-Diagramm darstellen. Es finden ja kontinuierliche Abkühlung und isothermes Umwandeln nacheinander statt. Man bräuchte dafür also eigentlich beide Diagramme.
Aber zum Verständnis reicht die modellhafte Darstellung wie oben.

Achtung: Das Zwischenstufenvergüten nicht mit dem Warmbadhärten verwechseln. Die gelbe Kurve gibt dieses Verfahren schematisch wieder. Hier vermeidet man durch rasches Abkühlen die Perlitbildung, hält dann bis zum Temperatenausgleich im Werkstück, und kühlt dann von da aus an beliebiger, z.B. Luft, ab, wobei dann Martensit entsteht.

Bei den Vorschriften zur Wärmebehandlung ist manchmal als Abschreckmedium Wasser angegeben. Da wir es mit dünnen Geometrien (Klingen) zu tun haben, empfiehlt sich in allen Fällen die Ölabschreckung.

Oben war als Beispiel der C80 angegeben. Je nach Stahlsorte sind jedoch die kritischen Temperaturen und kritischen Abkühlgeschwindigkeiten unterschiedlich. Insbesondere die Position der "Perlitnase" bei K sowie die Temperatur, bei der die Martensitbildung (bei C 80 etwa 200 °C) beginnt, sind wichtig:

Man muß ja zum Bainitisieren einerseits den Austenit schnell genug und möglichst tief abkühlen, und dann gut abfangen vor dem Halten. Je tiefer man über dem Martensitstartpunkt abfährt und hält, umso härter und feiner wird der entstehende Bainit.

Wir wissen aus früheren Kapiteln, wie prinzipiell die Elemente wirken.

Elemente wie Cr erhöhen die Zeit bis zur Umwandlung, so dass das Erreichen der Umwandlungstemperatur einfacher wird, andererseits dauert es dann länger, bis die isotherme Umwandlung im Bainit fertig ist. Im 100Cr6 dauert es z.B. 0,5h, bei 90MnCrV8 jedoch bereits 7,5 h bis vollständig bainitisiert ist.

Auch höhere C-Gehalte sind nützlich, da sie den Martensitbeginn zu tieferen Temperaturen verschieben, so dass man bei tieferen Temperaturen isothermisch in Bainit umwandeln kann. Der so erhaltene Bainit ist dann härter, wie auch aus Bild 1 klar wird.

Somit ist auch verständlich, dass Federstähle mit höherem C-Gehalt keine Unterstützung anderer Elemente für die Absenkung des Martensitstartpunktes mehr benötigen.

Die Martensitstarttemperatur M_s lässt sich für die hier genannten Federstähle gut mit Hilfe einer Formel [2] ausdrücken (nur ca ± 5 °C Abweichung von experimentellen Werten):

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

Federstähle und Gefügelehre

$$M_s = 0,495 \cdot M_{s1} + 0,00095 \cdot M_{s1}^2 + 40$$

wobei gilt (streng genommen nur bis ca. 0,55%C und bis ca. 0,4%Si):

$$M_{s1} = 550 - 350C - 40Mn - 35V - 20Cr - 17Ni - 10Cu - 10Mo - 8W + 15Co + 30Al$$

Über den Term M_{s1} kommt der Einfluss der Legierungselemente ins Spiel. Die Elementsymbole stehen für den prozentualen Gehalt. Si spielt überhaupt keine Rolle bei der Absenkung des Startpunktes der Martensitbildung (die will man ja vermeiden), C die größte, danach Mn, V, Cr.

Die in den Formeln dargestellte Abhängigkeit hier als Bild:

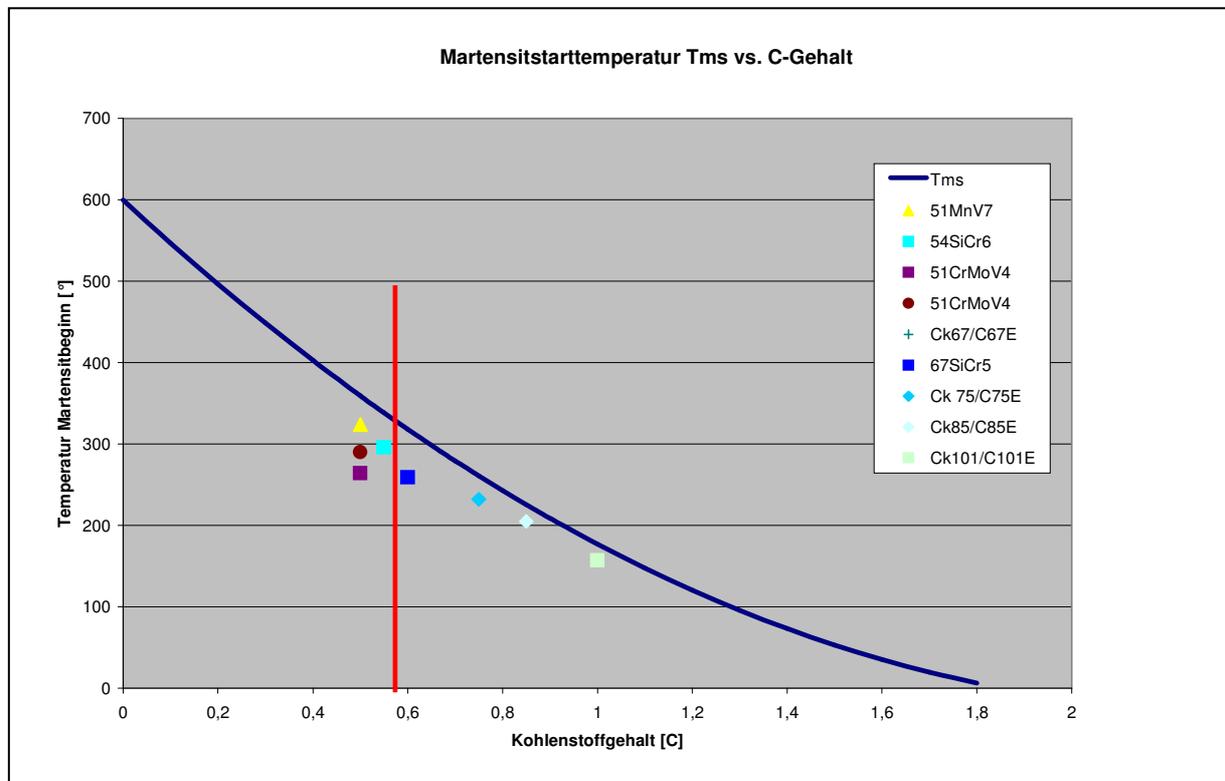


Bild 2. Abhängigkeit der Starttemperatur für die Martensitbildung vom Kohlenstoffgehalt (blaue Linie) sowie für einige Federstähle mit realen Zusammensetzungen. Auch C 80 findet sich mit knapp über 200°C wieder. Die rote Linie gibt die Gültigkeitsgrenze bei ca. 0,55%C wieder.

Erfreulicherweise funktioniert die Formel aber auch bei höheren C-Gehalten einwandfrei, da hier erwartungsgemäß wegen der Dominanz des C-Einflusses die theoretischen Werte mit den experimentell ermittelten übereinstimmen sollten.

Man sieht, dass zwar der Kohlenstoff den größten Einfluß hat, dass aber die Legierungselemente den Martensitstart noch weiter zu tieferen Temperaturen hin verschieben. Das heißt, dass für die Federstähle mit ca. 0,5% C man den Austenit statt auf nur 350°C auf ca. 250°C rasch abkühlen muß, um dann durch Halten und Umwandeln bei Haltetemperatur den Bainit zu erhalten.

Die einzelnen Legierungselemente wirken sich ausserdem auf die Lage der Perlit- und Bainitstufe hinsichtlich Temperatur und Zeit aus.

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

Federstähle und Gefügelehre

Wünschenswerterweise sollte die Perlitstufe hoch und zu späten Zeiten liegen, die Bainitstufe niedrig und bei kurzen Zeiten.

Die Effekte lassen sich am besten an Hand eines Bildes darstellen (in Anhang C sind für 3 Stähle praktische Beispiele angegeben):

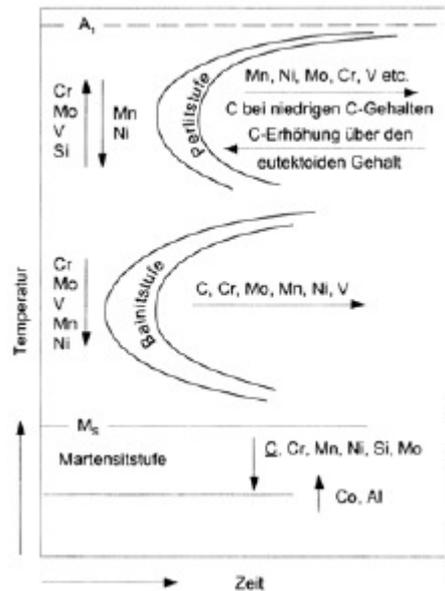


Bild 3. Einfluss der Legierungselemente auf die Temperaturen und Zeiten der Bildung unterschiedlicher Gefüge. Dieses Bild habe ich einer Unterlage der TU Wien entnommen, die vollständige Folie ist am Ende des Beitrages eingefügt (Anhang A)

Die oben erwähnten Gefügebestandteile Martensit, Bainit, Perlit usw. bedürfen noch einer Erklärung. Wie diese Gefüge aussehen, kann man in dem oben gezeigten Bild 1 gut sehen.

Wen das näher interessiert, der schaue sich am besten folgende Seite im Internet an:

<http://www.metallograf.de/start.htm>

Hier wird dies sehr anschaulich behandelt.

Insbesondere die Versuchsreihe, die unter dem Kapitel "Untersuchungen: Jominy-Erprobung" für den Werkstoff 1.7030 (28Cr4), ist da sehr aufschlussreich.

Wir haben ja früher einmal über den Jominy-Versuch (Stirnabschreckversuch) gesprochen, da wird eine austenitisierte Probe stirnseitig abgeschreckt, die Abkühlungsgeschwindigkeit ändert sich längs der Probenachse von rasend schnell bis langsam, d.h. ab einer gewissen Entfernung müsste der Martensit sich allmählich vom Bainit verdrängen lassen, und eventuell entsteht auch noch Perlit. Das kann man auf den Seiten von Dietmar Lober insbesondere am obigen Beispiel gut nachvollziehen

Am Ende des Artikels (Kapitel 6) werde ich eine Übersicht über die Gefügearten in knapper Form geben. Später dazu vielleicht auch ein eigener Artikel.

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

Federstähle und Gefügelehre

4. Praktische Anwendungen

Zwei Beispiele aus der Praxis:

4.1 Schraubenfedern aus Si-legiertem Federstahl:

Vor einigen Jahren habe ich Erfahrungen mit dem Federstahl 65Si7 (1.5028) gesammelt. Zwar nicht mit Klingen, sondern in seiner eigentlichen Verwendung als Federwerkstoff. Hier sieht man aber sehr gut die Problematik und die Eigenschaften dieses Werkstoffs.

Genauer gesagt handelt es sich um Federn aus dem alten TEE-Zug mit der Lokomotive Vt 11.5, dem roten Ungetüm von früher. Die meisten unter 50 werden diesen Zug nicht kennen.

Er wurde aber in zwei Exemplaren restauriert unter der Leitung eines guten Bekannten von mir, und er brauchte halt neue Federn. Daher musste ich die alten auf ihre Eigenschaften untersuchen lassen.

Hier sind zwei Bilder von dem Zug, links bei Einfahrt, und rechts im Werk Kassel, wo die Restaurierung durchgeführt wurde, nachdem das Eisenbahnwerk Opladen geschlossen worden war.



Bild 4. TEE: entnommen von: www.eisenbahngeschichten.de
bzw. das rechte Bild ist von hier:
http://www.hr-online.de/website/fernsehen/sendungen/index.jsp?rubrik=2592&key=standard_document_5565480

Diese Federn sind komplett in Gummi eingebettet, man kann aber nicht einfach das alte Gummi thermisch entfernen, ohne Gefahr zu laufen, dass die Temperatur auf die Federeigenschaften geht. Die Prozesstemperaturen beim Entfernen von Gummi lagen mir zu dicht bei den Anlasstemperaturen (siehe oben).

Im Bild unten ist links die Feder im Originalzustand zu sehen, rechts die ohne Erwärmung entgummte Feder (Tiefkühlen in flüssigem Stickstoff, dann Abschlagen des Gummis), jedenfalls ein Stück davon.

18 mm Durchmesser hat der Federdraht, ganz ordentlich.

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

Federstähle und Gefügelehre



Bild 5. Schraubenfeder aus dem TEE Vt11.5, links Originalzustand, rechts entgummiert (mechanisch)

Ich habe diese Feder in einem Werkstofflabor untersuchen lassen.
Zu untersuchen waren:

1. Chemische Analyse des Werkstoffs
2. Härteverlauf
3. Gefügeausbildung und Einschlüsse

Die Ergebnisse sind in den folgenden Tabellen und Bildern dargestellt.

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

Federstähle und Gefügelehre

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung, Ergebnisse der Spektralanalyse (Mittelwerte)

Probe	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]
DB - Feder	0.61	1.61	0.66	0.016	0.019
66 Si 7 (DIN 17222 von 1955)	0.60 - 0.70	1.70	0.70	max. 0.035	max. 0.035
65 Si 7 (DIN 17221 von 1955)	0.60 - 0.68	1.70	0.70	max. 0.050	max. 0.050
65 Si 7 lt. Stahlschlüssel 2001	0.60 - 0.70	1.50 - 1.80	0.70 - 1.00	max. 0.035	max. 0.035

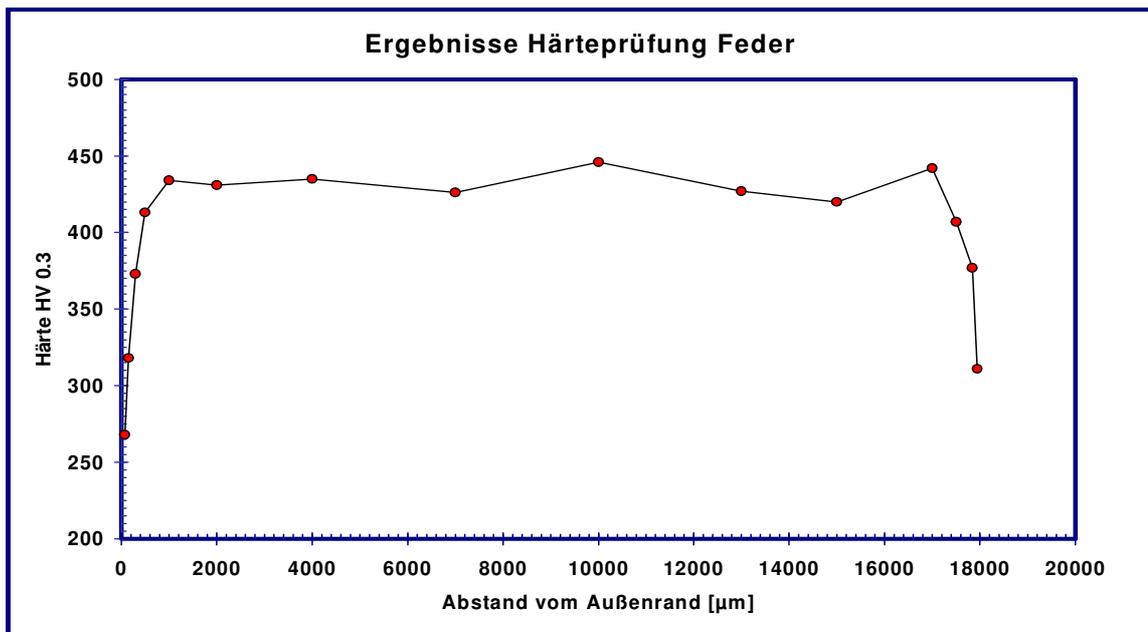


Bild 6.: Ergebnisse der Härteprüfungen über den Durchmesser

Überhaupt hat dieser Zug stahltechnisch einiges geboten. Ich habe auch einige Wälzkörper geschenkt bekommen, jeder etwa 600 g schwer, aus 100Cr6. Mit mehr als 1 Million Laufkilometer. Haudegen hat mir daraus eine Klinge geschmiedet:

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

Federstähle und Gefügelehre



Bild 7. Wälzkörper aus dem TEE und Klingenrohling
Aber das nur als Exkurs.

Weiter mit dem Federstahl.

Die Analyse zeigt eine gute Übereinstimmung mit den Vorgaben für den 65 Si 7, und erfreulich sind die geringen Gehalte an Phosphor und Schwefel, die deutlich unter den maximal erlaubten Grenzen liegen.

Der Härteverlauf über einem Durchmesser vom Außenrand der Feder bis zur diametral gegenüberliegenden Stelle zeigt Bild 5.

Sehr deutlich ist ein steiler Abfall der Härte auf etwa die Hälfte des Wertes aus tieferen Werkstoffbereichen zu verzeichnen. Die Härte beträgt etwa 43,6 HRC (rechnerisch aus HV ermittelt nach der Tabelle im Stahlschlüssel auf Seite 148), am Rand dann sehr viel weniger, in HRC nicht mehr ausdrückbar.

Dieses Härteniveau lässt eigentlich auf ein für Federn typisches Bainitgefüge schließen, der Härteabfall am Rand auf starke Randentkohlung.

Bild 8 zeigt das Gefüge der Kernzone. Es ist hier schwer zu unterscheiden, ob es sich um Bainit handelt oder um hoch angelassenen (500 °C) zerfallenen Martensit.

Hier hat mir Herr Lober (www.metallograf.de) mitgeteilt, dass das auf dem Foto kaum zu unterscheiden wäre, Bainit oder leicht grobnadeliger Martensit nach einer klassischen Wärmebehandlung (Abschrecken, Anlassen bei ca. 500 °C).

Insofern ist leider ein direkter Schluss auf die erfolgte Wärmebehandlung nicht möglich (Klassisches Härten und hohes Anlassen oder Isotherme Umwandlung in Bainit). Man hat mir mitgeteilt, dass man früher beim TEE so die Federn hergestellt habe, aber diese Auskunft ist vage und stammt nicht von einem Werkstofffachmann, daher bleibt hier Unsicherheit.

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

Federstähle und Gefügelehre

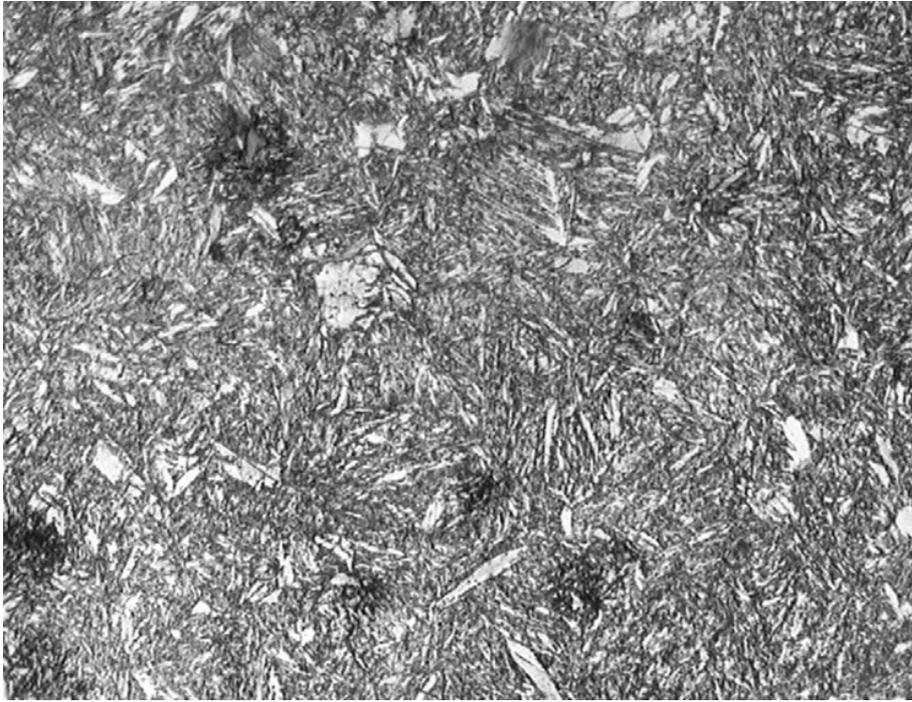


Bild 8. Gefüge. Der Pfeil entspricht etwa 50 μm , die Bildbreite etwa 120 μm

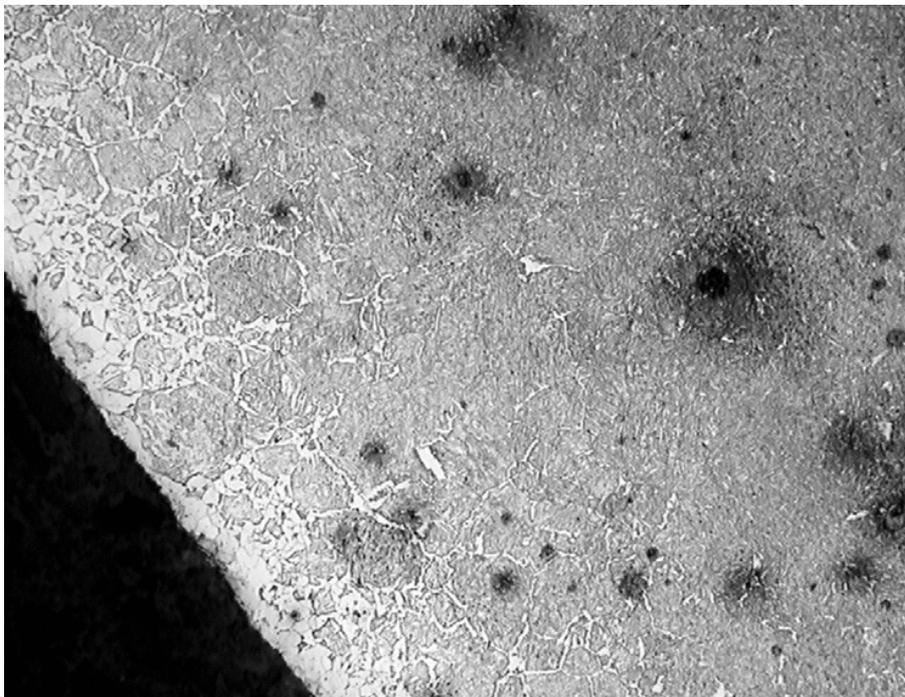


Bild 9. Randentkohlung, hier ist die Bildbreite etwa 500 μm .

In dem unteren Bild ist deutlich das Ferritnetz (die hellen Bereiche) zu sehen. Dieser Ferrit enthält so gut wie keinen Kohlenstoff mehr.

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

Federstähle und Gefügelehre

Noch schöner kommt das bei höherer Vergrößerung heraus:

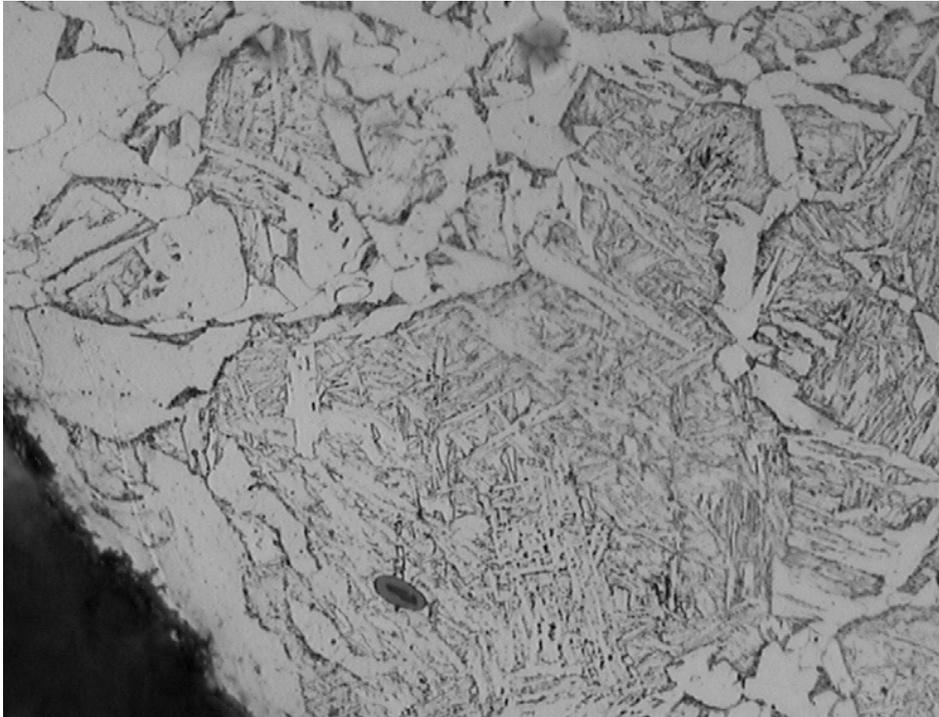


Bild 10. Randentkohlung in höherer Vergrößerung. Bildbreite entsprechend 120 µm

An diesen Bildern sieht man die Problematik der Si-legierten Federstähle sehr deutlich. Zwar ist die Verzunderung verzögert, aber die Entkohlung geht sehr schnell. Und die Federn werden normalerweise nicht nachbearbeitet. In dem Falle der TEE-Feder waren Spuren von Sandstrahlen zu erkennen, was für die Oberflächenbehandlung zum Gummieren notwendig ist.

Sehr glücklich ist diese Randentkohlung nicht, da von dieser "Weichhaut" bei zyklischer Belastung Risse ausgehen.

Die Feder wies auch typische, nicht vom Entfernen des Gummis herrührende, Oberflächenungängen auf, die wohl auf den Herstellprozess zurückzuführen sind.

Herr Lober (www.metallograf.de), den ich um Rat fragte, merkte dazu an, dass hier Einwalzungen und Fältelungen beim Herstellen die Ursache sind, denn die Risse sind verzundert und durch die Sandstrahlbehandlung zgedrückt worden.

Das ist im folgenden Bild gut zu sehen. Die Bildbreite entspricht in etwa 200 µm

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

Federstähle und Gefügelehre

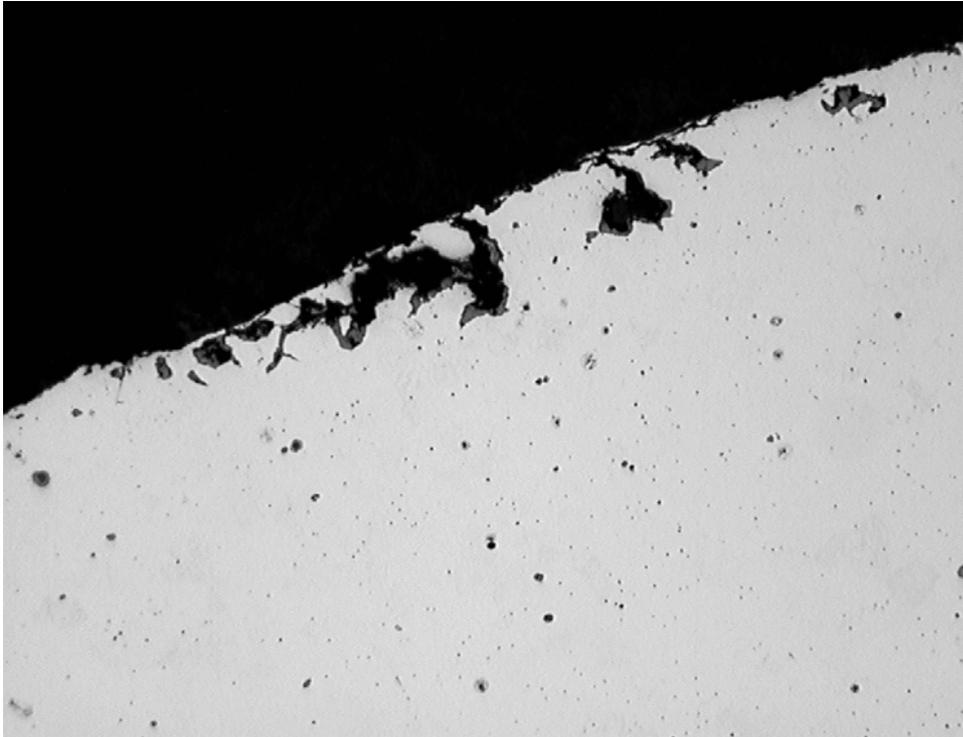


Bild 11. Ungänzen am Rand der Feder.

4.2 Ein CrV-Stahl als Federstahl: 1.8159 (50CrV4 bzw. 51CrV4) für Flachfedern

Dieser Stahl ist ja auch als Vergütungsstahl einsetzbar, man kann ihn aber auch für Messeranwendungen wie einen Werkzeugstahl härten.

Hier an dem praktischen Beispiel ist er nicht – wie der 65 Si 7 – eventuell durch Zwischenstufenvergüten ohne Anlassbehandlung auf Federhärte gebracht worden, sondern halbklassisch durch Abschrecken mit Verzögerung der Abkühlung und unmittelbar anschließendem Anlassen bei höheren Temperaturen (quasi doch eine isothermische Umwandlung).

Das Anlassverhalten dieses Stahls ist im folgenden Bild wiedergegeben. Mit den Angaben auf Seiten 147 bis 149 des Kleinen Stahlschlüssels dürfte die Umrechnung in HRC-Werte kein Problem sein (Festigkeit).

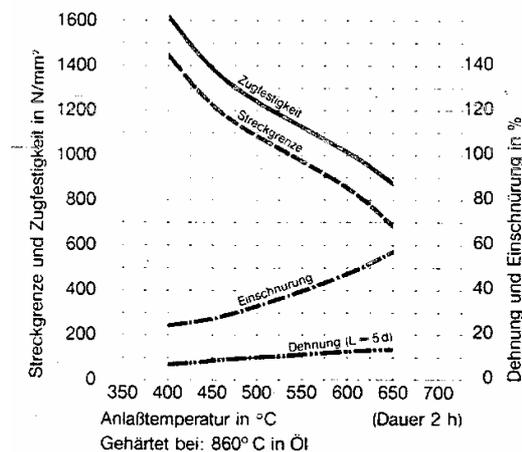


Bild 12. Anlasskurve 1.8159. Das Bild habe ich aus Werksunterlagen der Firma Saarstahl (ca. 1985)

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

Federstähle und Gefügelehre

Auch hier zeigten sich an zwei Bauteilen ein Härteabfall zum Rand hin. Dabei waren unterschiedliche Chargen (von zwei Herstellern) verwendet worden, die beide jedoch die Spezifikation erfüllten. Eine wahre Freude sind auch hier die sehr niedrigen Gehalte an P, S.

Tabelle 6: Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe

Probe	C	Si	Mn	P	S	Cr	V
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
A1	0.49	0.26	0.92	0.010	0.001	1.06	0.11
B2	0.55	0.24	0.86	0.009	0.001	1.05	0.16
Soll: 50 CrV 4 lt. Stahlschlüssel	0.47 - 0.55	max. 0.40	0.70 - 1.10	max. 0.035	max 0.035	0.90 - 1.20	0.10 - 0.25

Und die Härteverteilungen:

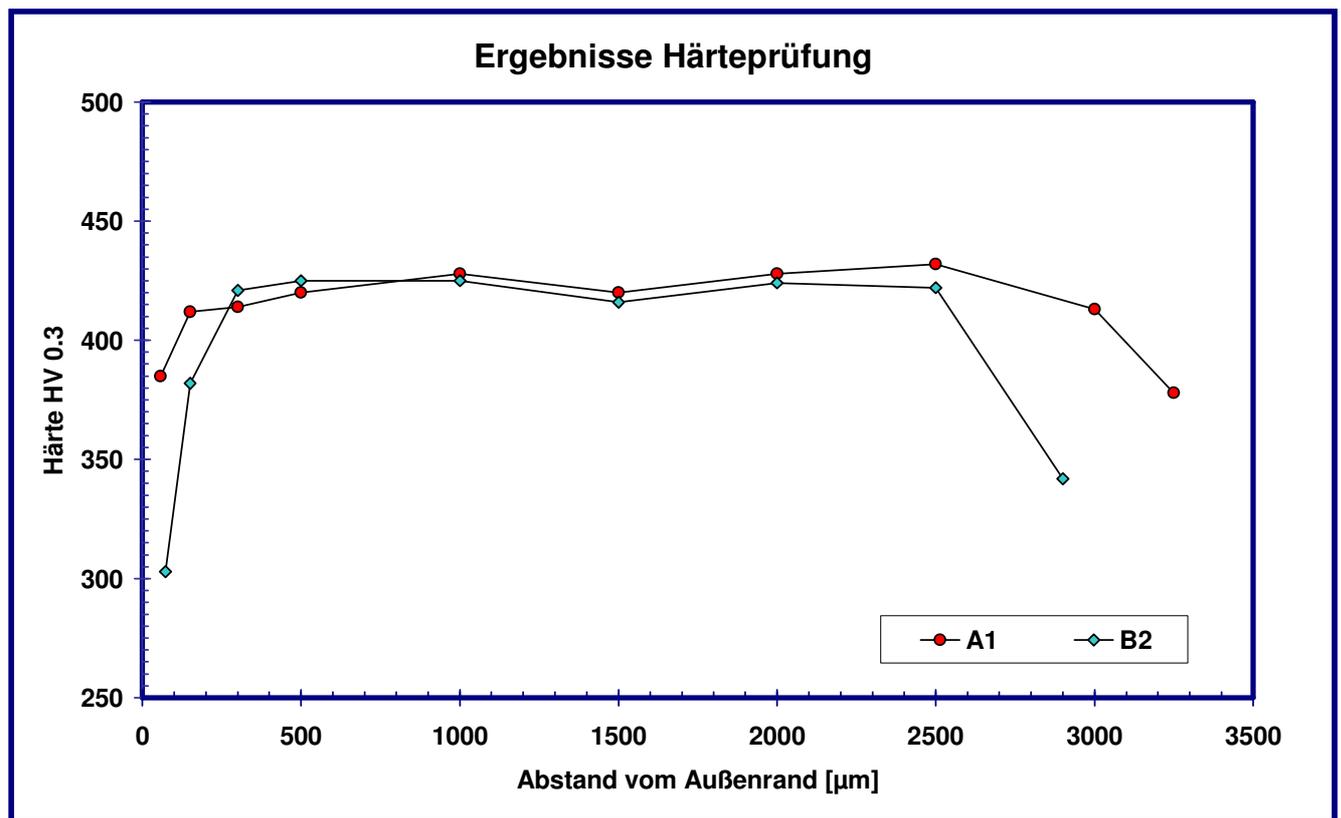


Bild 13. Härteverläufe. die Härte in der Kernzone entspricht ca. 43 HRC.

Die entsprechenden Gefügebilder sind unten dargestellt:

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

Federstähle und Gefügelehre

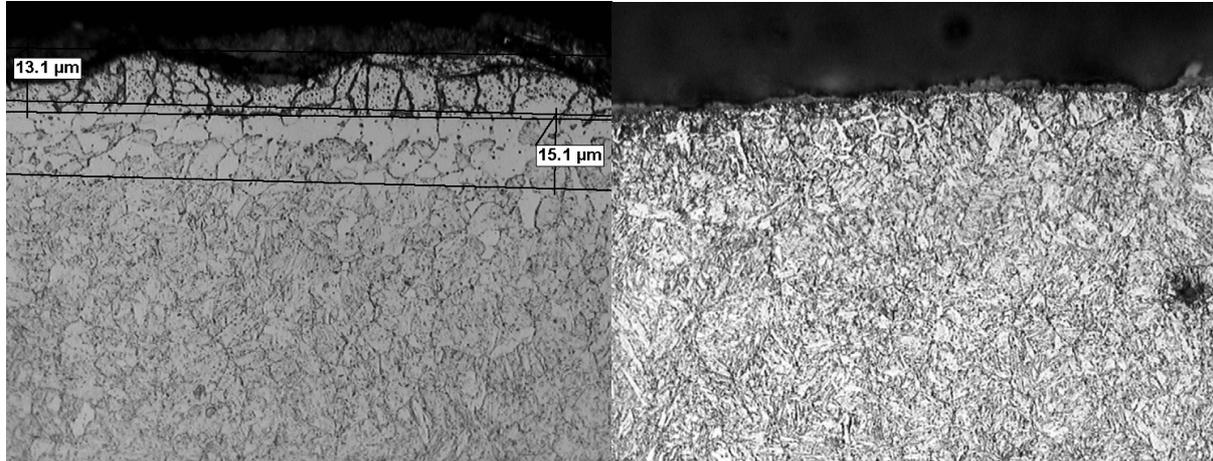


Bild 14. Randeffekte an Federstahlblechen aus 1.8159 (50CrV4). Links ist der Werkstoff B dargestellt, rechts Werkstoff A gemäß der oben dargestellten Tabelle. Links ist eine ca. 13 µm dicke Randoxidation (Verzunderung, fest haftender Zunder) zu sehen (der obere Begrenzungsstrich ist nicht sehr deutlich zu sehen, er verläuft von Hügelkuppe zu Hügelkuppe), darunter eine ca. 15 µm dicke entkohlte Schicht. Im rechten Bild sieht man wieder Bainit mit Ferritnetz, also eine andere Ausprägung der Entkohlung. Die Maßstäbe der beiden Bilder sind gleich.

Im Vergleich zu den Si-legierten Stählen verzundert dieser Stahl schneller, dafür ist die Entkohlung langsamer. Die unterschiedlich ausgebildeten Randzonen der beiden Werkstücke ist sicher auf unterschiedliche Prozessführung (sind ja auch andere Geometrien) zurückzuführen. Genauerer weiß ich aber nicht. Ich vermute, dass der Werkstoff A (rechtes Bild) etwas länger oxidierender Atmosphäre ausgesetzt war im heißen Zustand.

Vergleichen wir nun die Kerngefüge der drei Stähle miteinander:

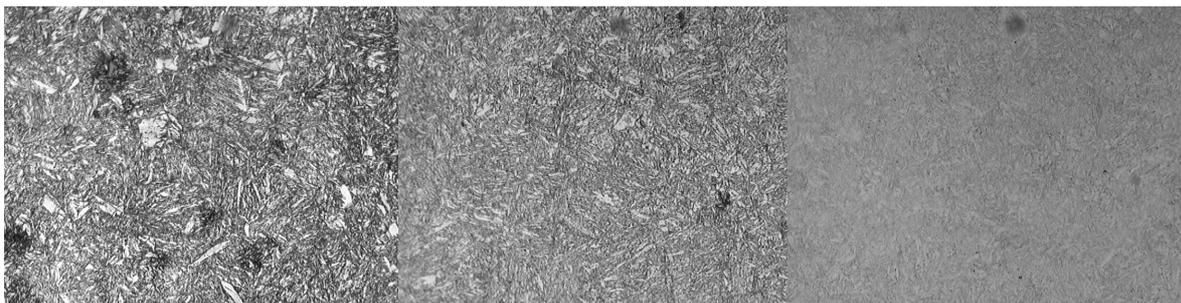


Bild 15. Vergleich der bainitischen (oder hoch angelassenen martensitischen) Gefüge des Si-legierten Federstahls 65Si7 (links) und der beiden Varianten des 50 CrV4 (Mitte und rechts, wobei in der Mitte Blech A zu sehen ist, rechts Blech B mit einem sehr feinkörnigen Bainit). Die Maßstäbe sind (fast) gleich. Die beiden rechten Zustände sind also bei recht tiefen Temperaturen umgewandelt. Die Leute kannten ihren Prozess also sehr gut.

Würde ich daraus Klingen machen wollen, wäre die rechte Variante die schönste von allen. Allerdings würde ich bei Messern anders wärmebehandeln, nämlich eine Härtung statt einer Vergütung. Die Bilder zum Stahl 1.8159 zeigen deutlich, dass ein großer Einfluß der Wärmeleitung bei der Wärmebehandlung besteht. Der Si-legierte Stahl ist da gutmütiger, aber das Ergebnis ist meiner Meinung nach schlechter.

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

Federstähle und Gefügelehre

Ich würde immer den 1.8159 bevorzugen. Allerdings für Schwerter wäre mir der 65Si7 recht wegen der besseren Elastizitätseigenschaften.

Überhaupt könnte man aus einem solchen Stahl wunderbare Klingen für schlagende Beanspruchung herstellen, z.B. auch Beile und Äxte. Man muß genau den Martensitpunkt kennen, und kann dann knapp oberhalb umwandeln in der Bainitstufe (so nennt man das Zwischenstufenvergüten auch).

Wenn man es auf die Spitze treibt, kann man z.B. eine Axt verstählen mit einem Stahl der Art 100Cr6, dessen theoretischer Martensitpunkt bei angenehmen 140°C liegt (wir haben ja oben gesehen, dass man der Formel durchaus trauen kann), wodurch man bei sehr tiefer Temperatur umwandeln kann. Dann hat man dort einen feinstkörnigen harten und zähen Bainit, und damit eine super Axt.

Auch die sogenannte Meißelhärtung, die ja die Restwärme aus dem Körper eines Axtblattes oder Meißelschaftes ausnutzt, führt, wenn man sie richtig macht, auf Bainit. Damit ist auch lästiges langdauerndes Anlassen unnötig.

Aus dem 1.8159 habe ich einmal ein Messer gehabt, die Klinge hat mir Achim Wirtz geschenkt.



Bild 16. Messer mit einer Klinge aus 1.8159 (Klinge von Achim Wirtz hergestellt und wärmebehandelt).

Die Klinge ist hervorragend, läuft nicht leicht an (Cr!) und ist rasiermesserscharf. Balliger Schliff. Hergestellt habe ich das Messer für einen kochbegeisterten Freund, der es nun in seiner Küche einsetzt.

Erfahrungen mit Klingen aus 65 Si 7 oder anderen Si-legierten Federstählen habe ich nicht.

5. Weitere Untersuchungen

Für später:

Von dem Werkstoff habe ich noch etwas, vielleicht lasse ich den mal klingengerecht härten und dann untersuchen.

Das würde ich dann mit Ck 75 vergleichen, von dem ich auch noch einiges habe.

Und das Experiment mit dem Beil, das würde ich gar zu gerne machen, man könnte dann aus der Klinge den hochkohlenstoffhaltigen Schneidenstahl etwas überstehen lassen, vielleicht ankerben, und später abschlagen und per Gefügebild zur Erfolgskontrolle benutzen.

Das war dann alles zu den Federstählen, jedenfalls bis ich die Ergebnisse der angedachten Versuche habe. Dann wird es eine Ergänzung geben.

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

Federstähle und Gefügelehre

6. Darstellung und Erläuterung der wichtigsten Gefügearten

6.1 Grundlagen

Bevor es an die Erläuterungen geht, noch ein paar Worte zu den Grundlagen des Ganzen. Da Stahl ein Mischkristall aus Eisen und Kohlenstoff ist (in der allereinfachsten Form), und die Mischungen sowie die prozentualen Anteile Temperaturabhängig sind, erwartet man natürlich unterschiedliche Gefüge im Stahl.

Vor allem, da wir bei dieser Legierung (eine Art fester Lösung) viel mit Temperaturänderungen zu tun haben. Ich werde versuchen, das kurz und verständlich zu halten. Einiges davon ist schon in früheren Artikeln aus dieser Reihe besprochen worden, aber da ging es eigentlich immer um **Martensit** und ums Anlassen. Vielleicht noch um Karbide. Aber hier kommen mehr Komponenten ins Spiel.

Die Gefüge entstehen durch Temperaturänderungen (hier betrachten wir nur Abkühlungen, keine Aufheizungen, das würde zu weit führen).

Diese Temperaturänderungen können sehr langsam erfolgen, dann spricht man von **gleichgewichtsnahen Änderungen**, oder aber sehr schnell, z.B. beim Abschrecken, dann nennt man das **gleichgewichtsfern**.

Warum diese Unterscheidung, wieso ist es eigentlich nicht egal, ob schnell oder langsam?

Das hängt mit einer Eigenschaft des Eisens zusammen, die sonst nur wenige andere Elemente besitzen: Die Eigenschaft der **Allotropie**.

Tolles Wort. Allotropie bedeutet nichts anderes, als das:

Definition: ein Werkstoff ist allotrop, wenn er in verschiedenen Gittermodifikationen auftreten kann.

Also z.B. Ferrit und **Austenit**, also im kubischen Gitter einmal raumzentriert und einmal flächenzentriert

Das sieht dann so aus:

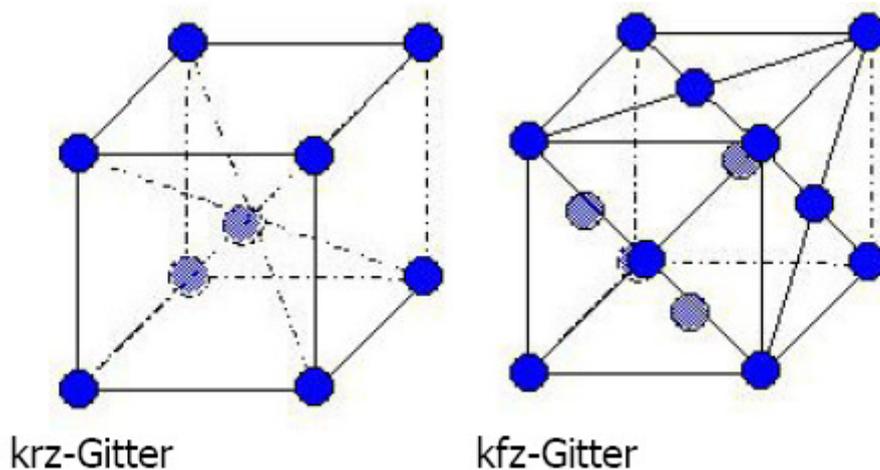


Bild 17. Schematische Darstellung der kubischen Gittertypen krz und kfz (kubisch raumzentriert bzw. kubisch flächenzentriert)

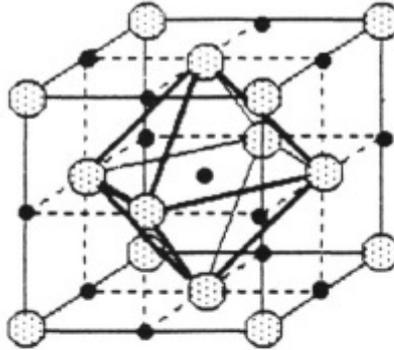
Außer Eisen sind noch Titan, Co, sowie Sn und Zr allotrop.

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

Federstähle und Gefügelehre

Die Lösung von Kohlenstoff in den Gittern kann man sich wie folgt verdeutlichen:

Löslichkeit vom
 Kohlenstoff
 im kfz-Gitter:
 bei 1147 °C: 2,06 %
 bei 723 °C: 0,8 %
 mögliche Plätze:
 Kantenhalbierende
 Raummitte



bei 1147 °C statistisch
 verteilt auf 2,6 Ele-
 mentarzellen 1 C-Atom

Löslichkeit von C im
 krz-Gitter:
 bei 723 °C: 0,02 %
 bei 20 °C: 0,001 %
 mögliche Plätze:
 Kantenhalbierende
 Flächenmitten !
 bei 723 °C statistisch
 jede 538. EZ 1 C-Atom

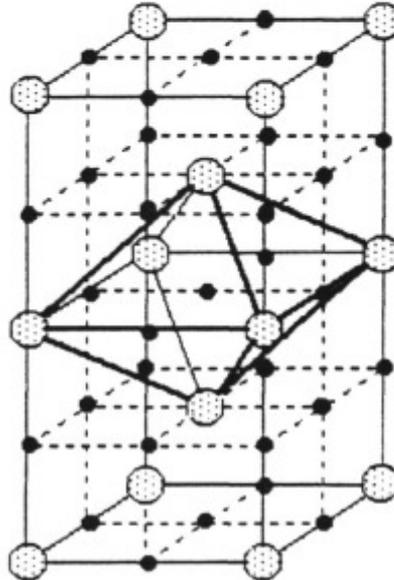


Bild 18. Lösung von Kohlenstoff im kubisch- raumzentrierten Gitter und im kubisch-flächenzentrierten Gitter. Das Bild habe ich hier gefunden:

http://www.haw-hamburg.de/fileadmin/user_upload/IWS/PDF/Skript_teil09.pdf

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

Federstähle und Gefügelehre

Die Bedeutung dieser Allotropie: der Ferrit, also das krz-Gitter, kann maximal 0,02% C lösen. Der Austenit jedoch mehr, wie man dem Eisenkohlenstoffdiagramm (EKD) entnehmen kann.

Die Gitterumwandlung geschieht sprunghaft, sozusagen durch "Umklappen", und dann geht C in Lösung, das dauert aber, das ist ein Diffusionsprozess, der umso schneller geht, je höher die Temperatur ist. Wenn man jetzt langsam abkühlt, dann kann der Kohlenstoff aus dem Austenit herausdiffundieren, und man hat nachher je nach Kohlenstoffgehalt dann Ferrit, Perlit usw. nach dem EKD aus dem Stahlschlüssel (Seiten 12 und 13):

Wir gehen hier bei diesen Betrachtungen von Abkühlungen aus der Schmelze aus.

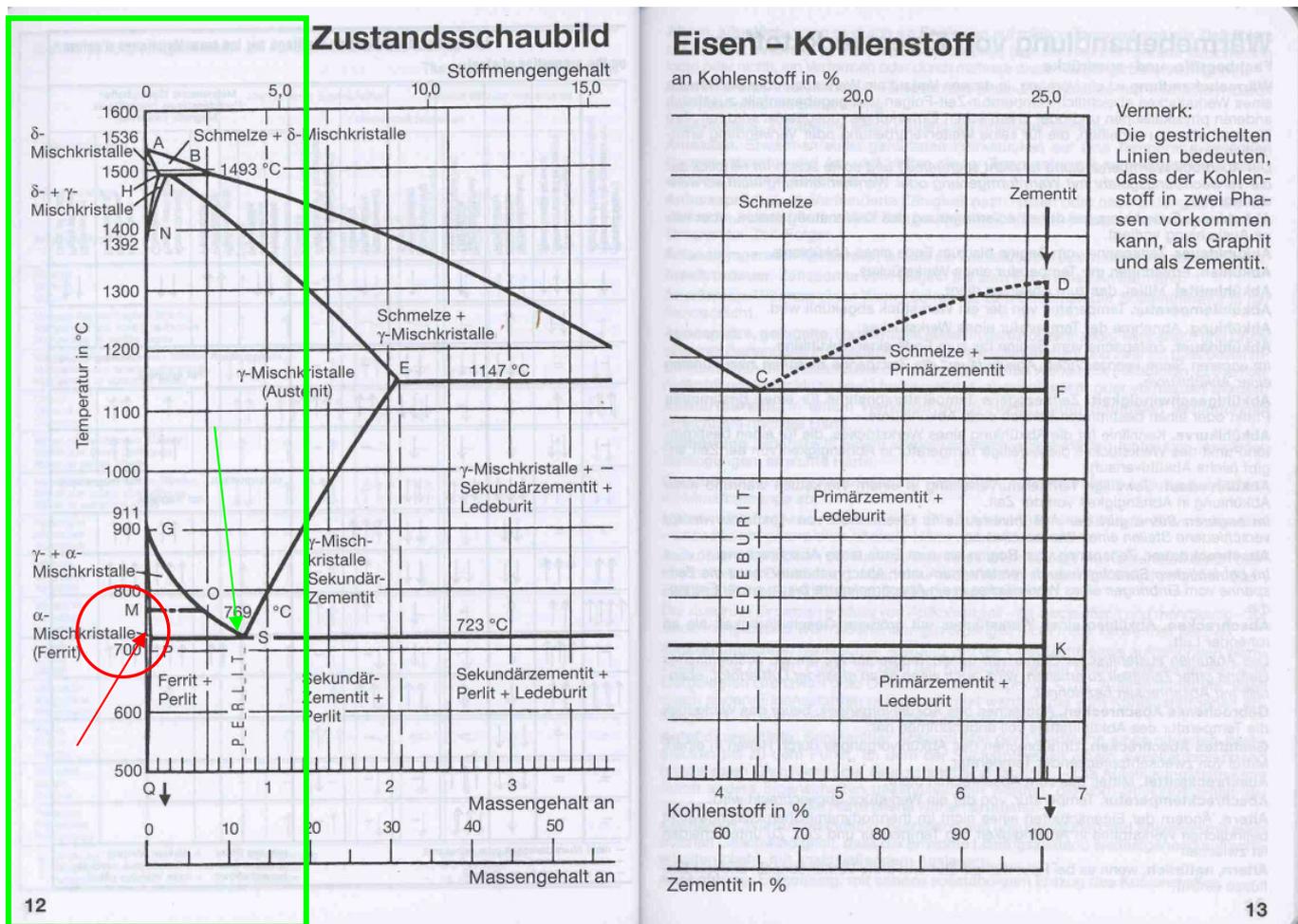


Bild 19: Das Eisenkohlenstoffdiagramm aus dem Kleinen Stahlschlüssel

Wir interessieren uns grob für den grün umrahmten Bereich, einen Ausschnitt aus der sog. Stahlecke, die bis zu einem C-Gehalt von 2,06% (Punkt E) geht. Hier in dem grün umrahmten Bereich spielt sich (fast) alles ab, was mit Messern zu tun hat. Der rot eingerahmte Bereich ist übrigens die "Eisenecke", in dem der reine Ferrit existiert. Hier sieht man, dass die Löslichkeit des C bei ca. 700 °C maximal ist und bei 0,02% liegt (roter Pfeil). Bei Raumtemperatur nur 0,01%. Hat man Kohlenstoffgehalte unter ca. 0,8%, so bildet sich an der Linie GOS bei langsamer Abkühlung zunächst Gemische aus den beiden Eisenarten, an der Linie SK dann Ferrit und Perlit, und dort, wo der grüne Pfeil ist, reiner Perlit, und bei höheren C-Gehalten zunehmend Zementit.

Im unteren Bild 20 ist das etwas anschaulicher dargestellt:

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

Federstähle und Gefügelehre

Das war alles gleichgewichtsnahe.

Was passiert, wenn man schnell abkühlt? Wir wissen, dass das Gitter umklappt, was ja schnell geschieht, und wenn man rasch abkühlt, dann ist die Diffusion des Kohlenstoffs aus dem Gitter heraus extrem behindert, er wird sozusagen dort eingesperrt. Der Austenit kann auch nicht mehr so einfach umklappen, er bleibt länger stabil, unterhalb seiner eigentlichen minimalen Existenztemperatur, es ist ein unterkühlter Austenit.

Die Zwangskräfte sind aber sehr hoch, so dass schlussendlich ein total verzerrtes Gitter resultiert, in ein **tetragonal verzerrtes Gitter**, in dem der Kohlenstoff verbleibt und diese Verzerrung bewirkt. Das ist dann **Martensit**. Das Härtungsgefüge. Total verspannt. Wenn man anlässt, dann diffundiert Kohlenstoff langsam heraus, das Gitter wird mehr kubisch, die Spannungen und damit auch die Härte lassen nach. Anlassen ist ein Diffusionsprozess, er braucht also Zeit und Temperatur. Aber das hatten wir alles schon einmal.

Das sieht dann so aus:

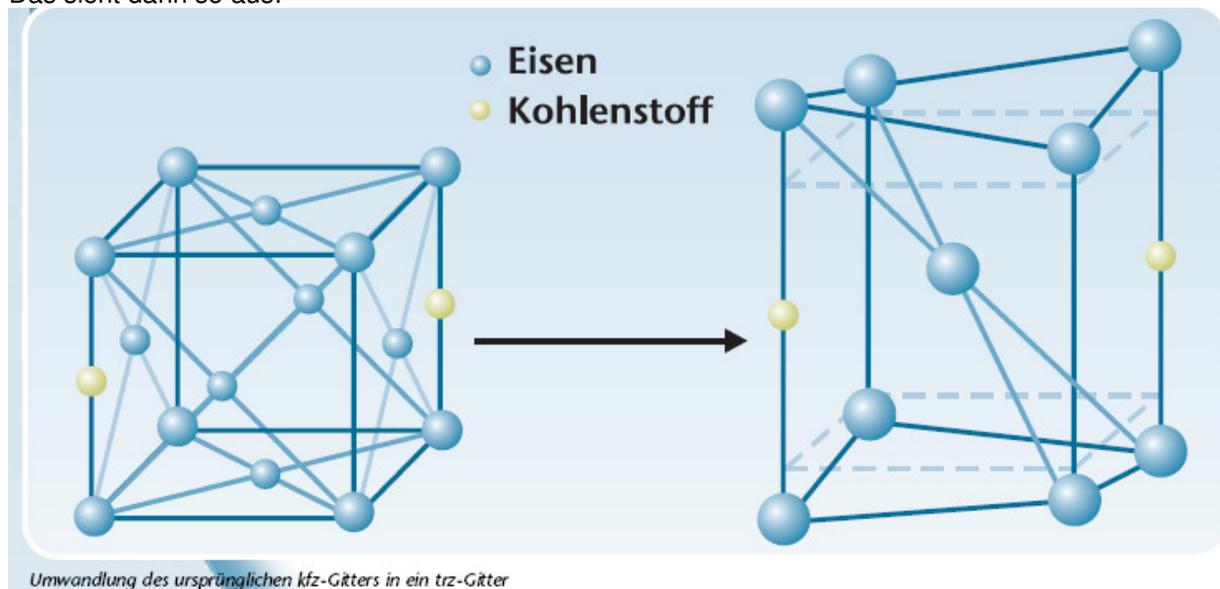


Bild 21. Veranschaulichung der Martensitbildung (tetragonal verzerrtes raumzentriertes Gitter)
Diese Darstellung habe ich einem pdf-file der aimt-group (Härterei Hauck) entnommen:

http://www.aimt-group.com/uploads/haerten_vergueten_de.pdf

Manchmal, bei höheren C-Gehalten, wo der Austenitbereich zu tieferen Temperaturen verschoben ist, z.B. der Punkt bei 0,8%C, wandelt sich nicht der ganze Austenit um, dann hat man Restaustenit. Der bleibt weich und ist insofern unerwünscht. Das hängt mit der Temperatur M_f (das ist die Temperatur, bei der die Martensitbildung abgeschlossen ist) zusammen. Dafür gibt es keine Formel, nur empirische Daten. Bei Stählen mit höheren C-Gehalten liegen diese Temperaturen zum Teil weit unter der Raumtemperatur, weshalb mit normalem Abschrecken auch hier nie komplett Martensit erzeugt werden kann. Dies zeigt ein Bild (leider weiß ich nicht mehr, woher ich das habe). Durch Anlassen in der zweiten Anlassenstufe zwischen 250° und 325° (Siehe Anhang B) wird Restaustenit in Martensit oder auch in Bainit umgewandelt, allerdings besteht hier die Gefahr der sog. 300°-Versprödung.

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

Federstähle und Gefügelehre

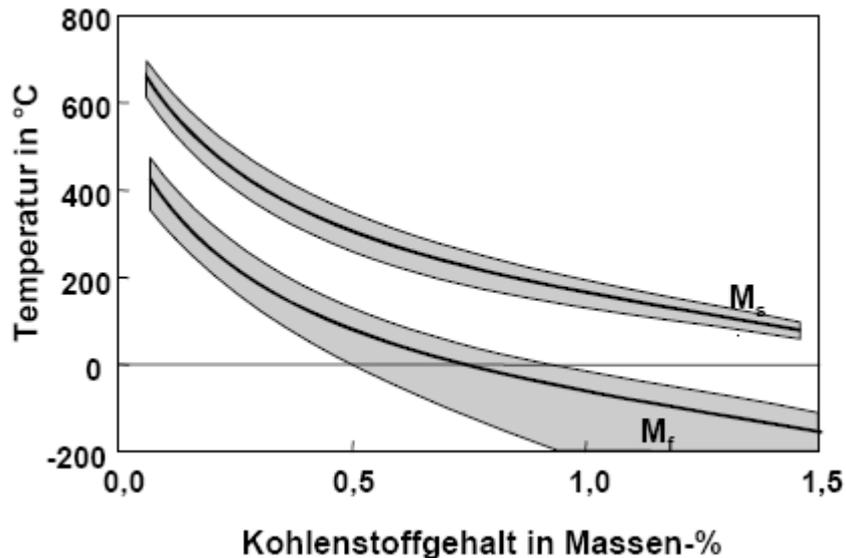


Bild 22. Temperaturbereich der Martensitbildung (Beginn und Ende) in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt (Quelle: unbekannt).

Also: Perlit wäre für Kohlenstoffgehalte, die uns interessieren, eine gleichgewichtsnah Gefügekomponente, und Martensit wäre die gleichgewichtsfernste. Das andere Extrem.

Diese Reaktionen kann man mit dem EKD nicht erfassen, dazu hat man sogenannte ZTU-Bilder (Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder) entwickelt bzw. experimentell ermittelt. Die gibt es für kontinuierliche Abkühlung (also z.B. durch Abschrecken) sowie in isothermischer Form, also wenn man die Temperatur hält und sich über der Zeit ansieht, welche Gefüge sich einstellen.

Ein Beispiel für ein ZTU-Diagramm ist Bild 1 weiter oben. Bei langsamer Abkühlung landet man im Perlit (eher gleichgewichtsnah), und bei beschleunigter Abkühlung im Martensit, und bei kontrollierter Wärmeführung kann man auch Bainit einstellen, und im Extremfall innerhalb dieser Bereiche auch optimale Ausbildungen anfahren.

Bainit liegt sozusagen in der Mitte der Möglichkeiten, in der Zwischenstufe. Es hat sich auch der Sprachgebrauch eingebürgert:

Umwandlung in der Perlitstufe: langsame Abkühlung

Umwandlung in der Zwischenstufe: gezielte Abkühlung und Wärmeführung in Bainit

Umwandlung in der Martensitstufe: schnelle Abkühlung führt zu Martensit.

Wir hatten weiter oben festgestellt, dass die Umwandlung in der Zwischenstufe komplexer ist, dass man allein mit dem kontinuierlichen ZTU dies nicht beschreiben kann.

Die Abfolge war ja: Abkühlung (Unterkühlung des Austenits) auf ein Niveau, das unterhalb der Perlitumwandlung liegt (also in Bild 1 vor dem Punkt K vorbei zu tieferen Temperaturen, dann Abfangen und solange halten, bis nach einer gewissen Zeit alles in Bainit umgewandelt ist. Letzteres ist isothermes Umwandeln und wird durch isotherme ZTU beschrieben.

Das alle ist wunderbar nachzuvollziehen in den vorzüglichen Programmen von **Peter Dressel**, die hier zu bekommen sind:

<http://lernwerkstoffe.de/>

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

Federstähle und Gefügelehre

Ein Beispiel für isotherme ZTU zeigt das folgende Bild 23. Es handelt sich dabei um den Stahl 1.2067 (100 Cr 6), also die Variante "Werkzeugstahl" des Kugellagerstahls 1.3505.

Die roten Linien geben an, wie man – nach erfolgter rascher Abkühlung auf etwa 280 °C – die Bainitisierung durch isothermes Umwandeln erreicht. Bei anderen Stählen können sich die Temperaturen und vor allem in erheblichem Umfang die erforderlichen Zeit je nach Legierung verschieben. Um mehrere Stunden.

Isothermisches ZTU-Schaubild

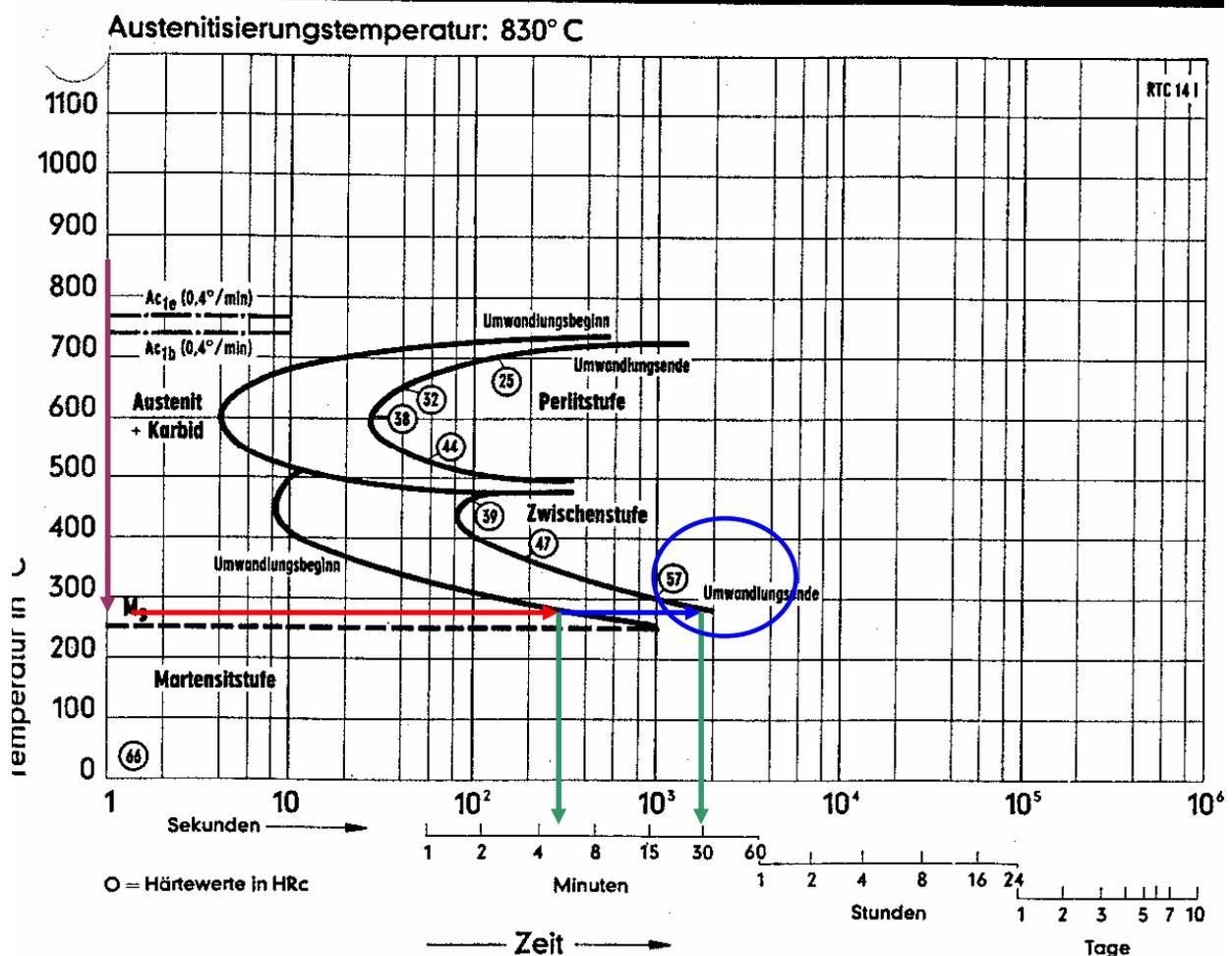


Bild 23. Isothermisches ZTU Bild des Stahls 1.2067 (100Cr6), entnommen aus [3]

Nach rascher Abkühlung, hier im Schaubild nur durch den violetten senkrechten Pfeil dargestellt, erfolgt nach Abfangen dicht oberhalb der Temperatur, bei der sich Martensit bildet, das Halten, nach ca. 5 Minuten fängt die Umwandlung an (grüner Pfeil) und endet dann nach 30 Minuten (grüner Pfeil) im Bainitgebiet bei einer Härte von etwas mehr als 57 HRC (blauer Kreis). Kein Anlassen. Bainit und fertig.

In Anhang C sind für charakteristische Beispiele Möglichkeiten der Bainiterzeugung dargestellt.

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

Federstähle und Gefügelehre

6.2 Gefügeübersicht (schematisch)

Name	Beschreibung	EKD (GG-nah)	ZTU (kont.) (GG-fern)	ZTU (isothermisch)
Ferrit	Das ist im Wesentlichen das (fast) kohlenstofffreie Eisen, der α -Mischkristall (kubisch-raumzentriert, krz)	Ferrit ist ein GG-Gefüge, aber bei sehr geringen C-Gehalten auch GG-fern	Bei geringen Gehalten an C bleibt es beim Ferrit	
Austenit	Das ist die γ -Modifikation des Eisens (kubisch-flächenzentriert), Austenit ist in der Lage, viel C zu lösen	Stabil innerhalb der Linien GOSEIN des EKD (s. auch Bild 19)	Bei kontinuierlicher Abkühlung bleibt der Austenit länger stabil, er kann unterkühlt werden	je nach Temperaturführung können verschiedene Gefüge realisiert werden durch isothermische Behandlung (Bainit, Perlit..)
Perlit	Gemisch aus Ferrit und Zementit in streifiger Anordnung (Sorbit: sehr feinstreifig, Troostit:sphäroid)	GG-nahes Gefüge	Bei kont. Abkühlung: sehr feinstreifig, Sorbit Bei extrem schneller Abkühlung: Troostit	
Zementit	Fe_3C , Eisen (3) Karbid	Scheidet sich aus bei Abkühlen des Austenits		
Bainit	Zwischenstufengefüge, Ferrit und Zementit, unterscheidet sich durch Form und Anordnung vom Perlit	B ist kein GG-nahes Gefüge	Bei kont. Abkühlung nur in gewissen Anteilen zu erzeugen	Aus dem unterkühlten Austenit durch langes Halten bei passender Temperatur
Martensit	Tetragonal verzerrter Kristall, der zwangsgelösten C enthält und sich aus dem stark unterkühlten Austenit bildet	M ist kein GG-nahes Gefüge	Bei rascher Abkühlung und Vermeidung der Bereiche der Perlitbildung und der Bainitbildung	
Ledeburit	Mischkristall aus Austenit und Zementit, wobei der Austenit noch zerfällt bei 723°C C-Gehalte $2,06 \leq C \leq 6,67$	GG-nahes Gefüge, ein Phasengemisch aus Perlit und Zementit	Bei beschleunigter Abkühlung liegt ein Gemisch aus Zementit und Martensit, tw. auch Bainit, vor	

GG: Gleichgewicht

Diese Tabelle sollte man mit danebenliegenden Bildern des EKD und eines Beispiels der beiden ZTU-Typen lesen (Bilder 19, 20 und 23)

Zwei Begriffe sind noch zu klären:

Eutektikum: hier wandelt sich die flüssige Phase vollständig und unmittelbar in die feste um, wobei eine feinstkörnige Mischung der beteiligten Mischkristalle vorliegt. Beispiel im EKD bei etwa 4,3%C

Eutektoide Umwandlung: vollständige und unmittelbare Umwandlung aus dem festen Zustand in eine neue Phase, z.B. die eutektoide Umwandlung bei ca. 0,8%C, wo aus dem Austenit unmittelbar Perlit entsteht, ein feinstreifiges Gefüge aus Ferrit und Zementit, wohingegen unterhalb von 0,8%C im Bereich GOSP neben Ferrit noch Austenit vorliegt, oberhalb 0,8%C unterhalb SE über 723°C neben Zementit noch Austenit vorliegt.

Wie unterscheidet man nun den Bainit vom Martensit? Dies ist im folgenden Bild 24 verdeutlicht:

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

Federstähle und Gefügelehre



Bild 24. Zur Unterscheidung: Direkter Vergleich von Martensit (links), mit einem Gefüge aus 70% oberem und 30% unterem Bainit.

Probenwerkstoff: 1.7030 (28Cr4), Jominy-Versuch, unmittelbar an der Stirnseite der Probe und im Abstand von 10 mm dahinter entnommen. Jede Einzelbildbreite entspricht knapp 130 µm.

(Bilder von der Homepage von Dietmar Lober, www.metallograf.de, mit freundlicher Erlaubnis von Herrn Lober)

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

Federstähle und Gefügelehre

7. Literatur, Bildquellen, hilfreiche Lektüre

- [1] A. Heil, Härterei-Ratgeber, 2. Auflage (1994), Fa. Grodke, Stuttgart (Bild 1)
- [2] V. Läßle, Wärmebehandlung des Stahls, 8. Auflage (2003), Verlag Europa Lehrmittel, Haan (Formel von S. 119)
- [3] Saarstahl Handbuch Werkzeugstähle, Firmenschrift (etwa 1984), vergriffen, wird nicht mehr aufgelegt (Bild 12)
- [4] Internet, diverse, Bilder TEE von www.eisenbahngeschichten.de , und www.hr-online.de
- [5] Internet, Datenblätter zu ausgewählten Stählen: www.saarstahl.com (unter Walz- und Schmiedprodukten nachsehen)

für Gefüge und Bilder dazu sollte man sich folgendes beschaffen:

- [6] D. Horstmann: Das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff, 5. Auflage, StahleisenVerlag, ISBN 3 514 00337 8
Ist ein dünnes Heft im A4-Format aber klasse. Sollte man auf jeden Fall haben. Kostet auch nicht viel. Ich meine, so um die 10 Euro.
 - [7] J.D. Verhoeven: Metallurgy of Steel for Bladesmiths & Others who Heat Treat and forge Steel, hier umsonst zu bekommen:
<http://mse.iastate.edu/files/verhoeven/7-5.pdf>
Dieses kostenlos erhältliche Buch sollte – sofern man Englisch kann – bei keinem Stahlinteressierten Messermacher fehlen.
 - [8] H.K.D.H Bhadeshia: Bainite in Steels
das ist hier <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/newbainite.html> als pdf kostenlos zu bekommen
Sehr anspruchsvoll, aber so ziemlich das umfassendste, was es zu diesem Thema gibt. Für Leute, die tiefer in die Sache mit dem Bainit einsteigen wollen, bestens geeignet.
- Bei der Abfassung hat mir Herr D. Lober, www.metallograf.de, sehr durch Anmerkungen und Ratschläge sowie durch Diskussion geholfen. Und er war dankenswerterweise bereit, mir Bilder für diesen Artikel zur Verfügung zu stellen. Darüberhinaus hat er seine Bereitschaft erklärt, solche Projekt auch weiter zu unterstützen.
Die Homepage von Herrn Lober sollte jeder, der sich für solche Dinge interessiert, unbedingt ansehen.
Bild 24 ist mir von Herrn Lober zur Verfügung gestellt worden.

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

Federstähle und Gefügelehre

Anhang A: Einfluss der Legierungselemente im Stahl

Institut für Werkstoffwissen- schaft und-technologie	Kurznamen mit Angaben über chemische Zusammensetzung in Gew. %:	
Unlegierte Stähle (Grenzgehalte < 0,05-0,5 %, Σ < 2%, Mn < 1,65 %): C60D (0,6%C, Draht)		
Hauptsymbol C 100x Gew.% Kohlenstoff Zusatzsymbol für Verwendungszweck (wie zuvor)		
	<p>Niedriglegierte Stähle (einzeln < 5%): 100x %C und Legierungselemente in absteigender Reihen- folge wie ganzzahlige % Angaben mit Teilungsfaktoren:</p> <p>Cr, Co, Mn, Ni, Si, W4 Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr.....10 Ca, N, P, S100 B.....1000</p> <p>50 CrMo4-1 (0,5%C, 1%Cr, 0,1% Mo) 100Cr6 (1%C, 1,5%Cr - Kugellagerstahl)</p>	
<p>Hochlegierte Stähle (> 5%): Hauptsymbol X 100x %C, Legierungselemente in absteigender Reihenfolge, sowie die Konzentrationen:</p> <p>X10NiCrAlTi32-20: 0,1%C, 32%Cr, 20 %Ni, Al, Ti<1% X5CrNi18-8: 0,05%C, 18%Cr, 8%Ni (rostfrei)</p>		
308.087 Grundlagen der Werkstoffeigenschaften	Stähle	13.VO-18

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

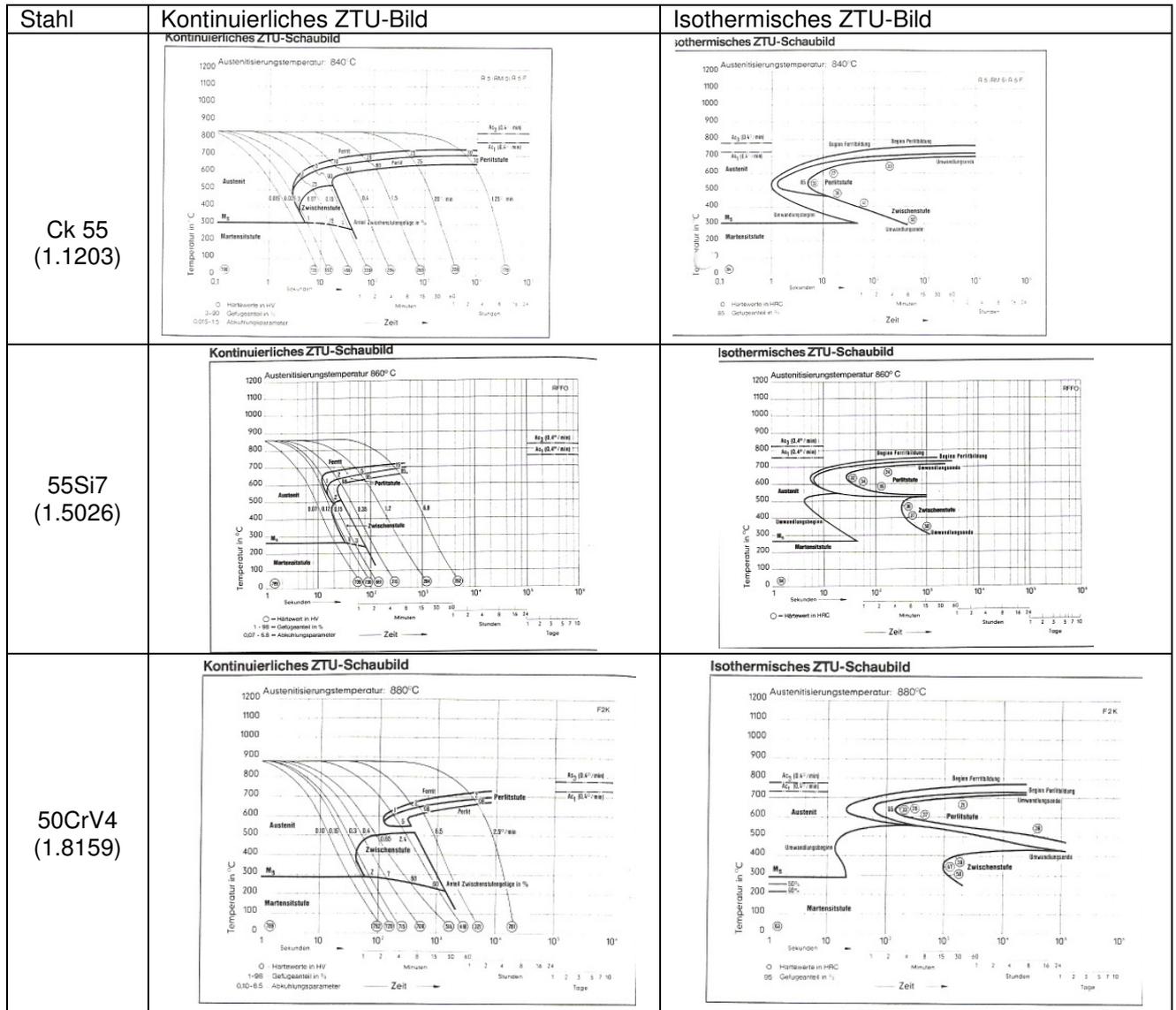
Federstähle und Gefügelehre

Anhang B. Anlassstufen

- 1. Anlassstufe 100 °C bis 150 °C:**
wenn der Gehalt an Kohlenstoff größer als 0,2% ist, erfolgt in diesem Temperaturbereich die Ausscheidung des ϵ -Karbids (Fe_2C) aus dem Martensit
- 2. Anlassstufe 250 °C bis 325 °C:**
gekennzeichnet durch die Umwandlung des Restaustenits in Bainit oder Martensit
- 3. Anlassstufe 325 °C bis 400 °C:**
hier erfolgt die Bildung von Zementit (Fe_3C) und das Verschwinden des ϵ -Karbids
- 4. Anlassstufe > 400 °C:**
Erholung und Rekristallisation des martensitischen Gefüges, wobei Defektstrukturen wie Leerstellen und Versetzungen vernichtet werden
- 5. Anlassstufe > 450 °C:**
bei hoch legierten Stählen erfolgt hier die Bildung von Sonderkarbiden.

Federstähle und Gefügelehre

Anhang C. Möglichkeiten der Bainitzeugung in Stählen mit ca. 0,5%C.



Die Diagramme sind so angeordnet, dass sie alle mit der Linie bei 10 Sekunden fluchten. Die Maßstäbe sind nicht exakt gleich, aber so sieht man deutlich die Effekte von Si (die Zwischenstufe schiebt sich gewissermassen vor), und von CrV, da kann man sogar geringe Mengen Bainit durch gezielt langsames Abkühlen (eine Art Mittelweg zwischen Abschrecken und isothermischer Umwandlung) erzeugen, ehe der Rest dann in Martensit umwandelt.

Auch diese Unterlagen stammen aus dem Handbuch der Fa. Saarstahl von ca. 1985.

Wichtig sind eigentlich die Temperaturlagen und die Startzeiten in Relation zueinander. Das ist gut zu sehen, zur Not – wenn das im Druckbild nicht gut zu sehen ist – muß man sich mit dem vergrößerten Bildschirmbild behelfen.