

## B.2 Höherfeste Werkstoffe

Legierungszusatz und Wärmebehandlung sind einzeln oder in Kombination geeignet, die Festigkeit von Eisenwerkstoffen anzuheben. Bei Stählen kommt die gesteuerte Warmumformung und Abkühlung hinzu, die als thermomechanisches Walzen bezeichnet wird. Die dabei angestrebte niedrige Endtemperatur der Umformung verbietet sich beim Gesenkschmieden meist wegen zu hoher Werkzeugbelastung. Es wird aber vielfach aus der Schmiedehitze abschreck- oder ausscheidungsgehärtet und so ein nachträgliches Austenitisieren eingespart. Bei Gusseisen steht die Umwandlung in der Bainitstufe im Vordergrund.

### B.2.1 Schweißgeeignete Walzstähle

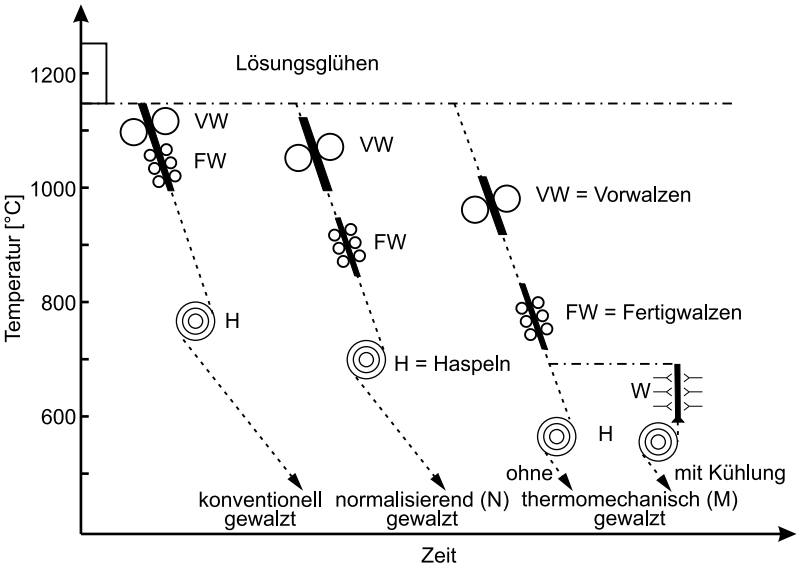
#### B.2.1.1 Feinkornstähle

Der kostengünstige Weg einer Festigkeitssteigerung durch Kohlenstoff (s. Bild B.1.2, S. 127) endet wegen Schweißneigung und Übergangstemperatur bei S355 bzw. bei 0.22 % C. Durch ein normalisierendes oder thermomechanisches Umformen lässt sich eine Feinkornhärtung erzielen, die sowohl die Streckgrenze anhebt, als auch die Übergangstemperatur senkt (s. Kap. A.4, S. 85 und S. 96). Durch niedrigere Kohlenstoffgehalte wird der *CEV*-Wert beim Schweißen (s. Gl. B.1.1, S. 129) soweit gesenkt, dass kleine Zugaben von Vanadium, Niob und Titan (zwischen 0.03 und 0.3 % in Summe) verträglich sind. Diese Mikrolegierung erzeugt während des Warmwalzens und bei der weiteren Abkühlung eine feine Dispersion von Karbid/Nitrid-Ausscheidungen des Typs MX nach Tab. A.2.1, s. S.52. Im Austenitgebiet behindern die Ausscheidungen das Kornwachstum und die Rekristallisation. Damit steigen die Chancen, dass ein feinkörniger, unrekristallisierter Austenit in die  $\gamma/\alpha$ -Umwandlung eintritt. Als Folge entsteht ein Ferritkorndurchmesser  $< 10 \mu\text{m}$ , so dass  $T_{\text{ü}}$  sinkt. In der Umwandlungsfront, aber auch bei der anschließenden langsamen Abkühlung scheiden sich erneut MX-Teilchen aus, die noch feiner sind und eine Ausscheidungshärtung des Ferrits bewirken.  $T_{\text{ü}}$  steigt dadurch wieder etwas an. Man spricht von perlitarmer mikrolegierten Feinkornbaustählen oder HSLA (high strength low alloy). Schließt sich unmittelbar an das Walzen eine Schnellabkühlung bis in die Bainitstufe an, so entstehen bainitische Feinkornstähle.

Am Beispiel der Warmbänderzeugung sind in Bild B.2.1 unterschiedliche Fertigungswege dargestellt. Während konventionelles Walzen einer anschließenden Normalglühung bedarf, wird die Kornfeinung beim normalisierenden Walzen (N) durch eine Absenkung der Walzendtemperatur erreicht. Der Austenit rekristallisiert bevor er umwandelt. Beim thermomechanischen Walzen (M) unterbleibt die Rekristallisation des Austenits. Um feine

**Tabelle B.2.1 Streckgrenze und Kaltrissneigung im Vergleich:** Bei gleichem *CEV*-Wert erreicht der thermomechanisch gewalzte Stahl (M) die doppelte Streckgrenze. Für gleiche Streckgrenze steigt *CEV* beim Schweißen des normalgeglühten Stahles (N) in den rissanfälligen Bereich (nach L. Meyer).

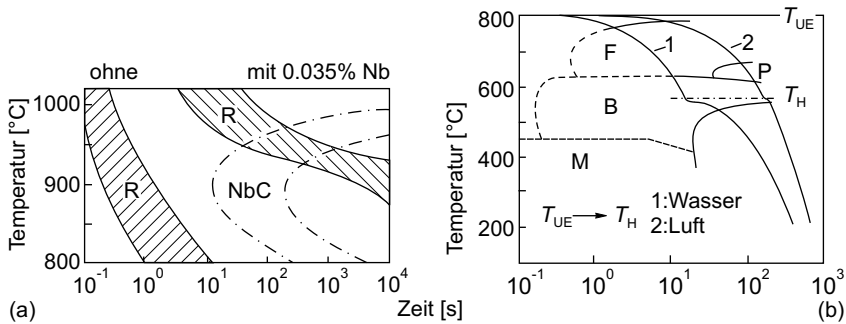
Chemische Zusammensetzung [%]	<i>CEV</i> = 0.3		<i>R<sub>e</sub></i> = 400 MPa	
	N	M	N	M
C	0.16	0.06	0.18	0.08
Si	0.30	0.30	0.30	0.30
Mn	0.85	1.40	1.40	1.20
Al	0.03	0.03	0.03	0.03
N	-	0.04	0.03	0.03
V	-	0.08	-	-
Streckgrenze in MPa		<i>CEV</i> -Äquivalent		
240		480	0.44	0.28



**Bild B.2.1 Warmbandfertigung:** Die schematische Darstellung zeigt die ungefähre Walzend- und Haspeltemperatur, die von der konventionellen über die N- zur M-Fertigung hin abnehmen. Durch Wasserkühlung kann die Perlit- zugunsten der Bainitumwandlung unterdrückt werden (gestrichelt = Luftabkühlung; W= Wasserabkühlung).

MX-Teilchen ausscheiden zu können, müssen die Mikrolegierungselemente vorher bei Warmumformtemperatur weitgehend in Lösung gebracht werden. Dazu sind in der Reihenfolge V, Nb, Ti steigende Temperaturen erforderlich, die sich mit dem Stickstoffgehalt noch erhöhen. Eine völlige MX-Auflösung würde rasches Kornwachstum in der Bramme auslösen und damit auch die Endkorngröße im aufgehaspelten Band etwas vergrößern. Titan reagiert mit Sauerstoff, Stickstoff, Kohlenstoff und Schwefel, und zwar bei gleichzeitiger Anwesenheit in der angegebenen Reihenfolge. An diesem Beispiel wird deutlich, wie schwierig die genaue Einstellung einer ausscheidbaren Menge von Titan sein kann.

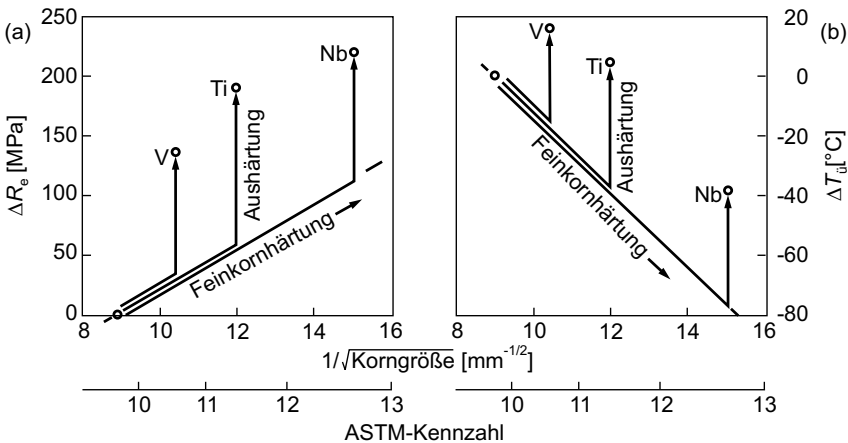
Die schwer löslichen Verbindungen erweisen sich nach der Wiederausscheidung als besonders effektive Austenitkornfeiner (Bild B.2.2). Kleine Gehalte



**Bild B.2.2 Metallkundliche Vorgänge bei der Warmbandfertigung:** (a) Einfluss von  $\approx 0.035\%$  Nb in Stählen mit  $\approx 0.1\%$  C und  $\approx 1.3\%$  Mn. Nach M.G. Akben et al. wird die Rekristallisation R während der Warmumformung durch NbC-Ausscheidung verzögert. (b) Nach der Warmumformung des mikrolegierten Stahles führt die Luftabkühlung vom Umformende bei ( $T_{UE}$ ) auf Haspeltemperatur ( $T_H$ ) zu einem feinkörnigen Ferrit-Perlit-Gefüge. Durch Wasserabkühlung wird die Perlitzugunsten der Bainitbildung unterdrückt. Bei ( $T_H$ ) kann eine Aushärtung des Gefüges im langsamer abkühlenden Coil einsetzen.

an Nb und Ti sind also wirksamer als V. Da es auf die Atomkonzentration ankommt, ist das schwerere Niob (s. Tab. A.1.4, S. 15) im Nachteil, aber dennoch effektiv. Die Bindung von Stickstoff an Titan oder Zirkon hält Bor in Lösung, so dass es seine härtefördernde Wirkung in schnellabgekühlten Stählen ausspielen kann (s. S. 191). Mit sinkender Umformtemperatur steigt die Beanspruchung der Walzwerke, aber auch die Festigkeit des Bandes. Durch die Umformung wird die Keimbildung erleichtert und die Umwandlung beschleunigt. Bei Walzendtemperaturen bis in die Nähe von  $A_{r1}$  ( $\approx 700^\circ\text{C}$ ) erstreckt sich die Umformung auch auf das umgewandelte Ferrit/Karbid-Gefüge. Wenn es nicht mehr rekristallisiert, kann die gestreckte Kornform zu

Bruchaufspaltungen (separations) z. B. in Kerbschlagbiegeproben führen. Bei höheren Walzendtemperaturen ( $\approx 800^\circ\text{C}$ ) sind für gleiche Festigkeit größere Gehalte an Mikrolegierungselementen erforderlich oder eine beschleunigte Kühlung von Walz- auf Haspeltemperatur. Im ersten Fall durchläuft eine Luftabkühlung mit z.B.  $0,5^\circ\text{C/s}$  eine Ferrit/Perlit-Umwandlung. Im zweiten Fall verschiebt eine Sprühhkühlung mit z.B.  $15^\circ\text{C/s}$  die Umwandlung in die Bainitstufe (Bild B.2.2 b). In beiden Fällen bewegt sich die Haspeltemperatur zwischen  $600$  und  $550^\circ\text{C}$ . Die dann folgende langsame Abkühlung im Coil ermöglicht eine Ausscheidungshärtung durch MX-Teilchen (Bild B.2.3). Das Bainitgefüge wird meist noch angelassen, das Ferrit/Perlit-Gefüge nicht.



**Bild B.2.3 Verfestigung durch Mikrolegierung:** (a) Anteile von Feinkornhärtung und Ausscheidung am Streckgrenzanstieg  $\Delta R_e$  und (b) an der Änderung der Übergangstemperatur  $\Delta T_u$  (nach C. Straßburger).

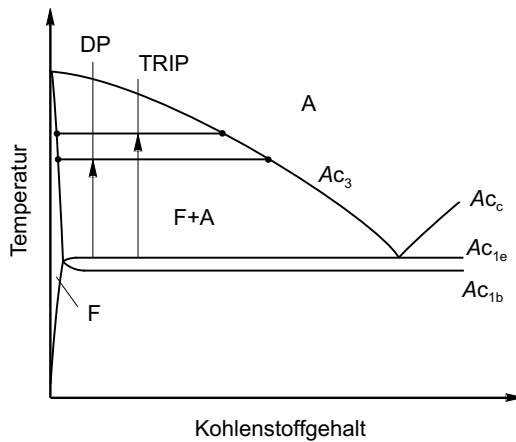
### B.2.1.2 Mehrphasenstähle

Während die mikrolegierten Stähle ihre Festigkeit aus Fehlern wie Mischkristall, Feinkorn und feiner Ausscheidung ziehen, greifen die Mehrphasenstähle zusätzlich auf grob-zweiphasige Verfestigung zurück, d. h. auf ein Gemisch aus zwei oder mehr unterschiedlichen Kornarten wie Ferrit, Bainit, Martensit oder Restaustenit. Das ähnelt der Festigkeitssteigerung durch zunehmenden Anteil an Perlitkörnern in Bild B.1.2. Perlit enthält aber fast  $0,8\% \text{ C}$ , der in Form spröder Karbidlamellen vorliegt, so dass mit erhöhter Festigkeit die Duktilität und Schweißbarkeit verloren gehen. Hochfeste Mehrphasenstähle sind jedoch vor allem für Bleche im Karosseriebau gedacht, wo Tief- und Streckziehen sowie Schweißen und Hydroformen zu überstehen sind.

Aus diesem Grunde werden Feinkorngemische aus den genannten zäheren Phasen eingestellt. Um die Gefügeentwicklung steuern zu können, kommen zwei Ergänzungen zu den in Bild B.2.1 gezeigten Walzabläufen ins Spiel. Die erste betrifft das Ende des Walzvorgangs, die zweite den Abkühlvorgang.

(a) *Interkritisch gewalzte Stähle*

Führt das Vor- und Fertigwalzen bis unter  $A_{c3}$ , so kann sich durch kurzes Halten im Ferrit/Austenit-Zweiphasengebiet eine Entmischung der Legierungselemente einstellen. Kohlenstoff reichert sich aufgrund seiner hohen Diffusionsgeschwindigkeit rasch nach dem Hebelgesetz im Austenit an (Bild B.2.4 und Bild A.1.8, S. 16). Aber auch die substituierten Elemente bewegen sich, so z. B. Mangan zum Austenit, Si zum Ferrit. Durch dieses interkritische Walzen bzw. Halten werden bis zu 90 % Ferrit eingestellt, wobei mit dessen Gehalt der C-Gehalt im verbleibenden Austenit ansteigt. Dieser angereicherte Austenit geht beim anschließenden Abkühlen in die Umwandlung. Bei einem Ferrit/Austenit-Verhältnis von z. B. 80/20 führt eine Wasserkühlung zu einem Dualphasengefüge (DP) aus Ferrit und Martensit (s. Bild A.2.2 b, S. 22). Liegt das Verhältnis nach dem interkritischen Walzen z. B. bei 55/45, so ergibt ein Abkühlen und isothermes Halten zwischen 500 und 350°C eine Bainitumwandlung, bei der Kohlenstoff im noch nicht umgewandelten Austenit soweit angereichert wird, dass bei weiterer Abkühlung auf



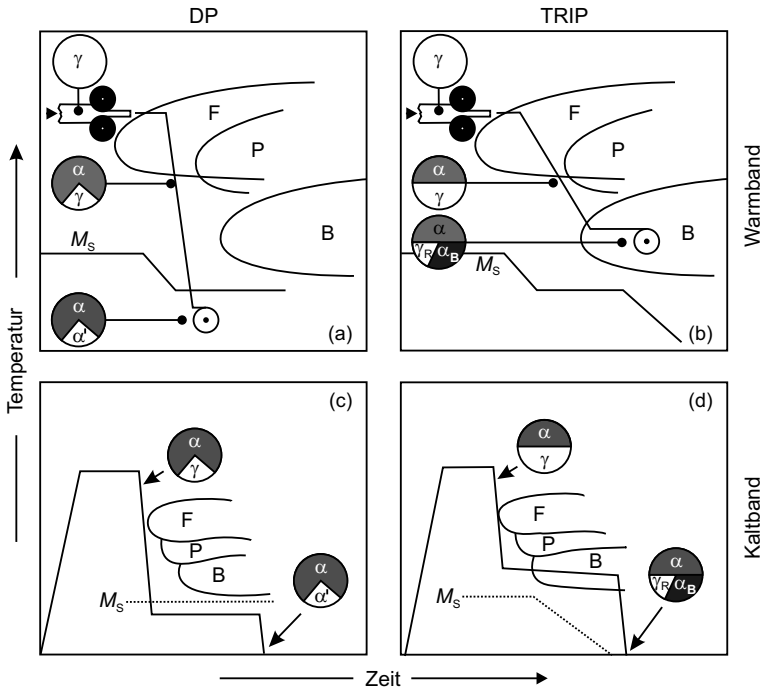
**Bild B.2.4 Interkritische Gefügeeinstellung (schematisch):** Durch Halten im Zweiphasengebiet stellen sich nach dem Hebelgesetz gleichgewichtsnahe Anteile von Ferrit F und Austenit A ein, deren Menge durch Legierungsgehalt und Temperatur variiert werden kann. In einem Dualphasenstahl mit  $\approx 0.1\%$  C soll überwiegend Ferrit entstehen, in einem TRIP-Stahl mit  $\approx 0.2\%$  C nur zur Hälfte. Da im Ferrit wenig Kohlenstoff gelöst wird, reichert er sich im Austenit an.

Raumtemperatur Restaustenit (RA) zurückbleibt. Dies wird durch Silizium unterstützt, das die Karbidausscheidung im Bainit unterdrückt und Kohlenstoff in den Austenit drängt. Da geringe Anteile des Austenits nicht die nötige Anreicherung erfahren, wandeln sie beim Abkühlen von isothermer Haltetemperatur zu Martensit um. Neben Ferrit aus der interkritischen Umwandlung liegt Ferrit aus der Bainitumwandlung vor, sowie Martensit aus der nachfolgenden Abkühlung und eben RA, der diesen Mehrphasenstählen die Bezeichnung TRIP-Stähle verleiht. Transformation Induced Plasticity (Umwandlungsplastizität, s. Kap. A.2, S. 41) entsteht aus der teilweisen Umwandlung des RA bei Kaltverformung, weil sich an den Orten der beginnenden Umwandlung härterer Martensit unter Volumenzunahme bildet. Dadurch erhöht sich an diesen Stellen der Widerstand gegen Verformung. Daher werden die umgebenden Bereiche des Gefüges von der Gleitung erfasst und verfestigen durch RA-Umwandlung usw. So beginnt dieser TRIP Effekt mit einer niedrigen Fließgrenze und bewirkt eine gleichmäßige Verformung und Verfestigung. Genau das kommt der Blechverarbeitung entgegen. Neben diesem TRIP Vorteil in der Fertigung zahlt sich TRIP aber auch beim Unfallcrash aus bzw. ganz allgemein im Betrieb eines Bauteils. In dieser Funktion wirkt TRIP z. B. auch in bainitischem Gusseisen (ADI, s. Kap. A.3, S. 71 und 208).

Außer den DP- und TRIP-Stählen mit  $> 50\%$  Ferrit, gibt es auch PMS-Stähle (partially martensitic) mit  $> 50\%$  Martensit. Allen Varianten ist gemein, dass die Gefügebestandteile möglichst fein und gleichmäßig verteilt vorliegen müssen, um ein hohes Produkt aus Festigkeit und Duktilität zu erzielen. Dazu wird auf die Feinkornrekristallisation und z. T. auch auf ein Mikrolegieren mit Niob zurückgegriffen, wie in Abschn. B.2.1.1 beschrieben. Neu hinzu kommt die Nutzung der Kohlenstoffentmischung zwischen Ferrit und Austenit bei zwei Temperaturniveaus: (a) bei hohem interkritischem Niveau im Zweiphasenraum zwischen  $Ac_3$  und  $Ac_1$ , (b) bei niedrigem Niveau im Bereich der Bainitnase. Die Entmischung nach (a) verläuft gleichgewichtsnah, die nach (b) betrifft den unterkühlten Austenit. DP- und PMS-Stähle nutzen (a), TRIP-Stähle (a) und (b).

Die betriebliche Übertragung eines aus Walz-, Halte- und Abkühlschritten bestehenden Fertigungsablaufes auf die kontinuierliche Warmbandherstellung stellt höchste Anforderung an die Prozesstechnik. Zu bedenken ist erstens die Oberflächengüte, da sich ein anschließendes Kaltwalzen von Mehrphasengefüge verbietet, und zweitens die Art der vorgesehenen Beschichtung, die z. B. beim Feuerverzinken für den Stahl eine Wärmebehandlung darstellt. Neben der Warmbandfertigung mit einer Verknüpfung aus Walzen und Wärmebehandeln gibt es daher auch eine Kaltbandfertigung, bei der Walzen und Wärmebehandeln getrennt ausgeführt werden. Warmband wird nach dem Beizen kaltgewalzt, unter Schutzgas auf interkritische Temperatur erwärmt, wo es zur Feinkornrekristallisation und Phaseinstellung von Ferrit und Austenit kommt. Danach folgt die rasche Abkühlung unter  $M_s$ -Temperatur

(DP-, PMs-Stähle) oder die isotherme Umwandlung in der Bainitstufe (TRIP-Stähle). Die unterschiedlichen Fertigungswege sind in Bild B.2.5 skizziert. Bei Warmband gehen die schematischen ZTU-Schaubilder von 100 % Austenit aus. Mit der Ferritbildung fällt die  $M_s$ -Temperatur durch C-Anreicherung des verbleibenden Austenits. Bei Kaltband bezieht sich die Umwandlung auf den Austenitanteil nach interkritischer Glühung. Dessen  $M_s$ -Temperatur nimmt durch die Entmischung in der Bainitstufe von TRIP-Stahl ebenfalls ab.



**Bild B.2.5 Fertigung von Mehrphasenstählen** (schematisch, nach W. Bleck): (a) und (b) Warmbandfertigung durch Walzen und Gefügeeinstellung aus der Walzhitze, (c) und (d) Kaltbandfertigung durch Kaltwalzen von entzündertem Warmband und Gefügeeinstellung durch Abkühlen von interkritischer Glühetemperatur, (a) und (c) Dualphasenstahl, (b) und (d) TRIP-Stahl. Die ungefähren Phasenmengen sind als Kreissegmente dargestellt:  $\gamma$ ,  $\gamma_R$ =Austenit, Restaustenit,  $\alpha$ ,  $\alpha_B$ ,  $\alpha'$ = Ferrit, Bainitferrit, Martensit.

*Dualphasenstähle:* Das Gefüge besteht aus Ferrit mit einer Dispersion von 10 bis 25 % Martensit, dessen Korngröße zwischen 1 und 4  $\mu\text{m}$  beträgt. Die Volumenzunahme bei der Austenit/Martensit-Umwandlung führt zu einer lokalen Verformung des umgebenden Ferrits, so dass sich keine

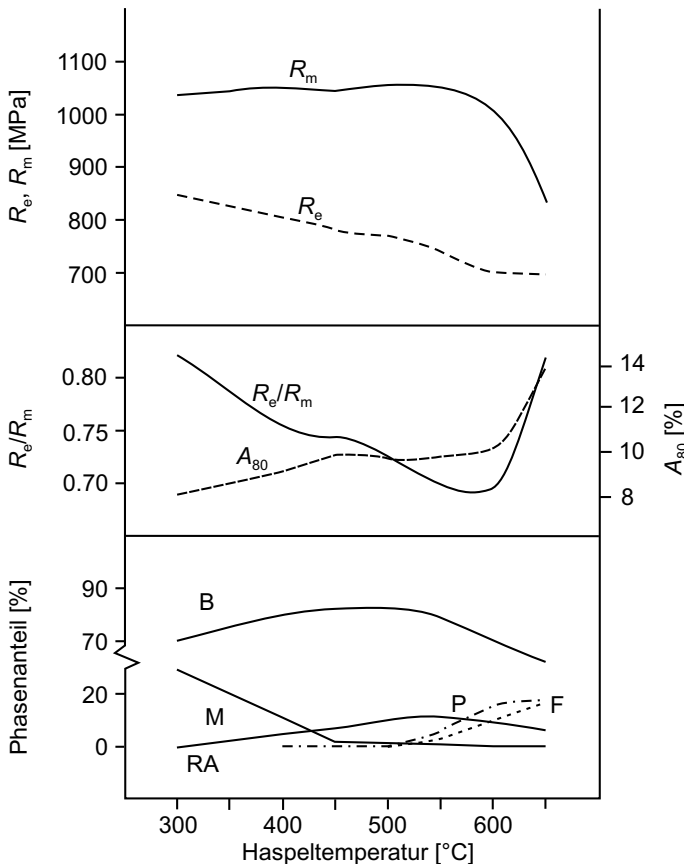
ausgeprägte, sondern eine kontinuierliche Streckgrenze ausbildet. Ein Optimum des Produktes aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung wird nahe 15 % Martensit gefunden. Bei diesem Gehalt ergibt sich aus Bild B.2.4 eine beträchtliche C-Anreicherung der austenitischen Ausgangsphase, die aber nicht zu spröderem Plattenmartensit hoher Härte führen soll (s. Kap. A.2, S. 42). Dem lässt sich durch  $C < 0.1\%$  und Anheben der interkritischen Temperatur begegnen. Die Umwandlungsnasen für Perlit und Bainit in Bild B.2.5 a, c werden durch Legieren mit  $Mn \leq 1.5\%$  und  $Si \leq 0.5\%$  soweit zu längeren Zeiten verschoben, dass Martensit entstehen kann. Der Legierungsgehalt liegt für Warmband wegen der größeren Dicke und schwierigeren Temperaturführung in der Regel etwas höher als für Kaltband und kann geringe Gehalte von Cr und Mo umfassen. Da Si zur Oberfläche diffundiert und sein Oxid beim Feuerverzinken stört, wird sein Gehalt für diese Nachbehandlung abgesenkt und z. T. durch  $P < 0.1\%$  ersetzt. Zugaben von  $Cr + Mo < 1\%$  fangen den Härteverlust des Martensits im Zinkbad z. T. auf. Ein Zusatz von  $\approx 0.05\%$  Al dient der Alterungsbeständigkeit, einer von  $\geq 0.03\%$  Nb der Feinkörnigkeit. Wird bei knapper Legierung die Bainitnase doch berührt, so kann sich etwas Bainit und sogar Restaustenit bilden, der jedoch instabiler ist als der in TRIP-Stählen bewusst erzeugte. Beim Einbrennlackieren wird das Bake-Hardening (BH, s. Kap. B.1, S. 131) genutzt.

*TRIP-Stähle:* Neben 50 bis 60 % Ferrit und 25 bis 35 % Bainitferrit finden sich im Gefüge 5 bis 15 % Restaustenit und  $< 5\%$  Martensit. In einem Stahl mit 0.2 % C steigt der C-Gehalt des Austenits während des interkritischen Haltens z. B. auf 0.5 % und bei einem Legierungsgehalt von 1.5 % Si während der Bainitumwandlung auf  $\geq 1.5\%$ . Durch 1.5 % Mn wird die Perlitbildung verzögert und die Stabilität des Restaustenits erhöht, die auch von seiner Korngröße und Verteilung abhängt. Das isotherme Halten in der Bainitstufe kann mit dem Feuerverzinken in einem Zn- oder Zn-Al-Bad zwischen 460 und 420°C kombiniert werden, wobei der Austausch des Legierungselementes Si gegen Al störende Oxide in der Stahloberfläche vermeiden hilft. In Stählen mit  $\approx 0.2\%$  Si und 1.8 % Al ist auch 0.1 % P anzutreffen, das wie Si zur Verzögerung der Karbidausscheidung im Bainit beiträgt. Einige Zehntelprozent Cr und Mo erlauben eine geringere Abkühlgeschwindigkeit und erleichtern die Prozessführung. Gegenüber Dualphasenstählen erreichen TRIP-Stähle ein größeres Produkt aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung, liegen aber in der 0.2-Dehngrenze etwas höher.

### (b) Complexphasenstähle

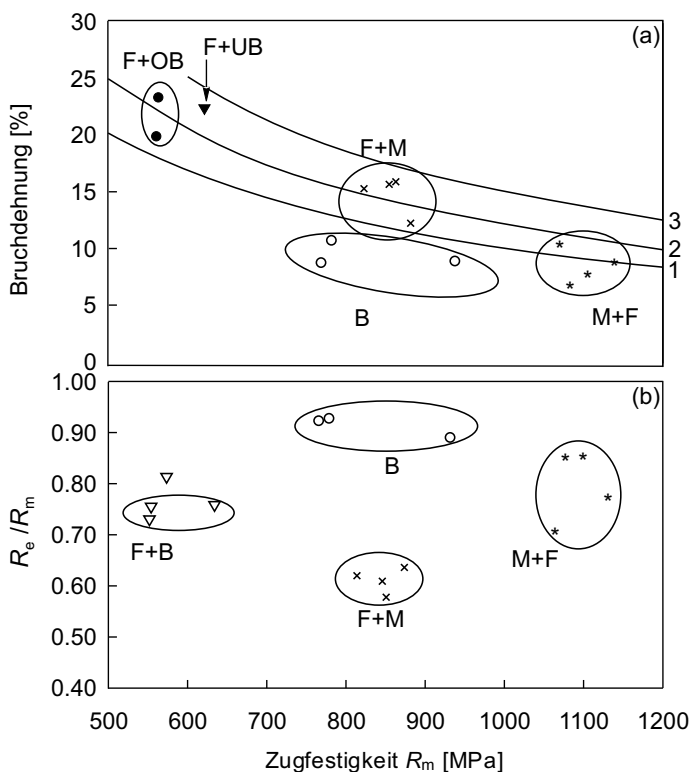
Wie bei den mikrolegierten Feinkornbaustählen wird der Austenit bis zur  $Ac_3$ -Temperatur oder knapp darunter gewalzt und dann in der Absicht abgekühlt, daraus mehr als eine Kornart zu erzeugen. Der erste Kühlschritt besteht in einer raschen Wasserkühlung des Warmbandes beim Auslauf aus der Walzstraße, der zweite in der Wahl der Haspeltemperatur mit langsamer Abkühlung

des Coils. Für eine Kühlrate von 30°C/s zwischen Walzend- und Haspeltemperatur ist die erzielte Gefügezusammensetzung nach Abkühlung des Coils mit 50°C/h am Beispiel eines schwachlegierten Stahles in Bild B.2.6 dargestellt, dazu die sich daraus ergebenden mechanischen Eigenschaften. Da die Nutzung von löslichem Bor zur Umwandlungsverzögerung eine Abbindung von N mit Ti voraussetzt, um eine BN Ausscheidung zu vermeiden (s. S. 191), bleibt zum Walzbeginn überschüssiges Ti in Lösung und trägt mit einem geringen Nb-Zusatz durch MX-Ausscheidung zu Feinkörnigkeit und Aushärtung des Ferrits bei höherer Haspeltemperatur bei. Mit sinkender Haspeltemperatur fördert Martensit die Verfestigung des Gefüges und die Ausbildung einer



**Bild B.2.6 Einfluss der Haspeltemperatur:** auf Gefüge und mechanische Eigenschaften eines Stahles mit (%) 0.16 C, 1.5 Mn, 0.2 Mo, 0.43 Cr, 0.002 B, 0.06 Nb, 0.04 Ti. F, P, B, M, RA = Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit, metastabiler Restaustenit (nach Y. Pyshmintsev et al.).

kontinuierlichen Streckgrenze. Der Restaustenit ist instabiler als in TRIP-Stählen. Um Legierungsgehalt zu sparen wurde die Kühlrate bis zur Haspeltemperatur durch Zubau einer Hochgeschwindigkeits-Kühlstrecke mit 300°C/s (für 4 mm dickes Band) gesteigert. Diese zweistufige Kühlung eröffnet durch die Wahl der Zwischentemperatur für den Beginn der Schnellstufe eine weitere Möglichkeit zur Beeinflussung der Gefügezusammensetzung. Betriebsversuche an einem unlegierten Stahl ergaben die in Bild B.2.7 gezeigte Auswahl von Eigenschaftskombinationen. Die Gruppe der Complexphasenstähle (CP) besteht vorwiegend aus unterschiedlichen Bainitarten und Martensit mit geringen Anteilen von Ferrit und instabilem Restaustenit. Mit abnehmender Haspeltemperatur steigt der Martensitanteil und es schließt sich die Gruppe der Martensitphasenstähle (MS) an.



**Bild B.2.7 Hochgeschwindigkeitskühlung und Haspeltemperatur:** verändern Gefüge und mechanische Eigenschaften eines unlegierten Stahles mit 0.14 % C und 1.5 % Mn in weiten Grenzen. Die Linien in (a) stehen für das Produkt aus Streckgrenze [MPa] und Bruchdehnung [%] 1 = 10000, 2 = 12500, 3 = 15000. Es bedeuten F, OB, UB, B, M = Ferrit, oberer Bainit, unterer Bainit, praktisch vollständig bainitisch, Martensit (nach A. Lucas et.al.).

Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen

Berns, H.; Theisen, W.

2008, XI, 417 S., Hardcover

ISBN: 978-3-540-79955-9