

Zum Unwandlungs- und Verformungsverhalten bainitisch- austenitischer Siliziumstähle

Zur Erlangung des Akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

von der Fakultät für Maschinenbau der
Universität Karlsruhe (TH)
genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Axel Lünenbürger

Aus Karlsruhe

Tag der mündlichen Prüfung: 19. Dezember 1991
Hauptreferent: Prof. Dr. rer. Nat. Dr.-Ing. E.h. E. Macherauch
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. D. Löhe

1. Einleitung.....	1
2. Grundlagen.....	3
2.1. Martensit.....	3
2.2. Restaustenit.....	11
2.2.1. Entstehungsmechanismus.....	11
2.2.2. Restaustenitstabilisierung.....	12
a) Mechanische Stabilisierung.....	13
b) Chemische Stabilisierung.....	13
c) Sonstige Stabilisierungen.....	14
2.2.3. Thermisch induzierte Restaustenitumwandlung.....	14
2.2.4. Mechanisch induzierte Restaustenitumwandlung.....	15
2.2.5. Umwandlungsinduzierte Plastizität.....	16
2.3. Bainit.....	17
2.3.1. Definitionen des Bainit.....	17
a) Die mikrostrukturelle Definition.....	18
b) Die kinetische Definition.....	18
c) Die Oberflächenreliefdefinition.....	18
2.3.2. Keimbildung und Morphologie.....	19
2.3.3. Keimwachstum.....	20
2.3.4. Thermodynamik.....	21
2.3.5. Restaustenit.....	24
2.3.6. Unterer Bainit.....	24
a) Bildungskinetik.....	24
b) Kohlenstoffaufteilung an der Umwandlungsfront.....	25
c) Karbidbildung.....	26
d) Orientierungsbeziehung.....	27
e) Restaustenitstabilisierung.....	29
2.3.7. Übergangstemperatur vom unteren zum oberen Bainit.....	29
2.3.8. Oberer Bainit.....	32
a) Bildungskinetik.....	32
b) Kohlenstoffaufteilung an der Umwandlungsfront.....	33
c) Karbidbildung.....	33
d) Orientierungsbeziehung.....	34
e) Restaustenitstabilisierung.....	35
2.3.9. Einfluß der Legierungselemente auf die Bainitbildung.....	35
2.3.10. Die bainitische Umwandlung in Siliziumstählen.....	37
2.3.11. Phänomen der unvollständigen Umwandlung.....	38

2.3.12. Mechanische Eigenschaften bainitischer Eisenbasislegierungen.....	39
a) Verfestigungsmechanismen.....	39
b) Einfluß des Restaustenits auf die mechanischen Eigenschaften	41
c) Verformungs- und Festigkeitsverhalten.....	42
d) Zyklisches Verformungsverhalten bei Raumtemperatur	43
3. Versuchsmaterial.....	46
3.1. Untersuchte Werkstoffe.....	46
3.2. Probenherstellung.....	47
3.3. Wärmebehandlung	48
4. Versuchseinrichtungen und -durchführungen.....	50
4.1. Licht- und Transmissionselektronenmikroskopie.....	50
4.2. Dilatometrie	50
4.3. Röntgenographische Restaustenitbestimmungen.....	53
4.4. Zugversuche.....	54
4.5. Bestimmung dynamischer Elastizitätsmoduln.....	55
4.6. Wechselverformungsuntersuchungen	56
4.6.1. Biegewechselversuche	56
4.6.2. Zug - Druck - Wechselversuche	57
5. Untersuchungen zum isothermen Umwandlungsverhalten in der Bainitstufe.....	58
5.1. Umwandlungsbedingte Längsdehnungs-Zeit-Zusammenhänge.....	58
5.1.1. Einfluß der Umwandlungstemperatur	58
5.1.2. Einfluß des Si-Gehaltes bei konstantem C-Gehalt (80 Si 6, 80 Si 10, 80 Si 13).....	63
5.1.3. Einfluß des C-Gehaltes bei konstantem bzw. nahezu konstantem Si-Gehalt (45 Si 10, 80 Si 10, 65 Si 7, 80 Si 6).....	64
5.1.4. Einfluß des Cr-Gehaltes bei konstantem C-und Si-Gehalt (80 Si Cr 10 4, 80 Si Cr 10 7).....	66
5.1.5. Diskussion.....	66
5.2. Restaustenitgehalte (RA) nach verschiedenen Umwandlungszeiten.....	72
5.2.1. Gezielte Untersuchungen an 80 Si 10.....	72
a) RA, tu-Kurven	72
b) RA, Tu-Kurven.....	74
c) Tu, tu-Diagramm	74
5.2.2. Einfluß der Legierungszusammensetzung auf die RA, Tu-Kurven	75
5.2.3. Diskussion.....	76

5.3. Gefügestrukturen nach praktischem Umwandlungsende	78
5.3.1. 80 Si 10	78
5.3.2. Einfluß der Legierungszusammensetzung	82
5.3.3. Karbidbildung	86
5.4. Quantitative Ansätze zur Auswertung des Umwandlungsgeschehens	87
5.4.1. Zener Ansatz	87
5.4.2. Austin-Rickett-Ansatz	88
5.4.3. Das Umwandlungsverhalten von 80 Si 10.....	88
a) Zener Ansatz.....	89
b) Austin-Rickett-Ansatz.....	90
5.4.4. Das Umwandlungsverhalten von 80 Si 13.....	91
a) Zener Ansatz.....	91
b) Austin-Rickett-Ansatz.....	93
5.4.5. Diskussion.....	93
5.5. Zur Kohlenstoffverteilung in den Umwandlungsphasen bei 80 Si 10.....	95
5.5.1. Experimentelle Befunde	95
5.5.2. Diskussion.....	99
5.6. Entwicklung von Zeit-Temperatur-Umwandlungs (ZTU)-Schau-bildern	101
5.6.1. Vergleich: 80 Si 6, 80 Si 10, 80 Si 13	101
5.6.2. Vergleich: 45 Si 10, 80 Si 10	104
5.6.3. Vergleich: 65 Si 7, 80 Si 6	105
5.6.4. Vergleich: 80 Si 10, 80 Si Cr 10 4, 80 Si Cr 10 7	106
5.6.5. Diskussion.....	107
6. Mechanische Untersuchungen an 80 Si 10	112
6.1. Zügiges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur	112
6.1.1. Einfluß der Umwandlungstemperatur	112
6.1.2. Einfluß der Umwandlungszeit.....	119
6.1.3. Verfestigungsbedingte Restaustenitumwandlungen.....	122
6.2. Temperatureinfluß auf das zügige Verformungsverhalten.....	125
6.2.1. $T_u=250^{\circ}\text{C}$, $t_u=120$ min.....	125
6.2.2. $T_u=400^{\circ}\text{C}$, $t_u=60$ min.....	129
6.3. Restaustenitumwandlung bei zügiger Umformung zwischen -196°C und 175°C ...	132
6.4. Anlaßbeständigkeit.....	135
6.5. Zyklisches Verformungsverhalten bei Raumtemperatur.....	136
6.5.1. Wechselbiegebeanspruchung	136
6.5.2. Zug - Druck - Wechselbeanspruchung	138
a) Spannungskontrollierte Versuche.....	139

b) Totaldehnungskontrollierte Versuche	141
6.6. Diskussion	143
6.6.1. Zugverfestigungskurven	143
6.6.2. Festigkeitskennwerte	144
6.6.3. Dehnungskennwerte	146
6.6.4. Elastizitätsmodul	147
6.6.5. Restaustenitgehalt	147
6.6.6. Einfluß der Umwandlungszeit	151
6.6.7. Einfluß der Verformungstemperatur	152
6.6.8. Anlaßbeständigkeit	156
6.6.9. Zyklisches Verformungsverhalten	157
7. Mechanische Untersuchungen an 80 Si 13	162
7.1. Zügiges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur	162
7.1.1. Einfluß der Umwandlungstemperatur	162
7.1.2. Einfluß der Umwandlungszeit	167
7.1.3. Verfestigungsbedingte Restaustenitumwandlungen	171
7.2. Temperatureinfluß auf das zügige Verformungsverhalten	174
7.3. Restaustenitumwandlung bei zügiger Verformung zwischen $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $20\text{ }^{\circ}\text{C}$...	178
7.4. Zyklisches Verformungsverhalten bei Raumtemperatur	179
7.4.1. Wechselbiegebeanspruchung	179
7.4.2. Zug - Druck - Wechselbeanspruchung	182
7.5. Diskussion	186
7.5.1. Zugverfestigungskurven	186
7.5.2. Festigkeitskennwerte	187
7.5.3. Dehnungskennwerte	187
7.5.4. Einfluß der Umwandlungszeit	188
7.5.5. Restaustenit	189
7.5.6. Einfluß der Verformungstemperatur	191
7.5.7. Zyklisches Verformungsverhalten	192

8. Ergänzende mechanische Untersuchungen an 45 Si 10, 65 Si 7 und 80 Si 6.....	195
8.1. Zügiges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur.....	195
8.1.1. Einfluß der Umwandlungstemperatur.....	195
a) 45 Si 10.....	196
b) 65 Si 7.....	200
c) 80 Si 6.....	205
8.1.2. Verfestigungsbedingte Restaustenitumwandlungen.....	210
8.1.3. Diskussion.....	214
8.2. Diskussion des Einflusses von Silizium und Kohlenstoff.....	219
8.2.1. Einfluß des Silizium-Gehaltes.....	219
8.2.2. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes.....	222
9. Mechanische Untersuchungen an chromhaltigen Siliziumstählen.....	225
9.1. 80 Si Cr 10 4.....	225
9.1.1. Zügiges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur.....	225
a) Einfluß der Umwandlungstemperatur.....	225
b) Einfluß verfestigungsbedingter Restaustenitumwandlungen.....	231
9.2. 80 Si Cr 10 7.....	232
9.2.1. Zügiges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur.....	232
a) Einfluß der Umwandlungstemperatur.....	232
b) Einfluß verfestigungsbedingter Restaustenitumwandlungen.....	238
9.3. Diskussion.....	239
10. Zusammenfassung.....	244
11. Literatur.....	247

1. Einleitung

Als Bainit werden bei Stählen die Gefügestände bezeichnet, die durch gekoppelte scheinungskontrollierte und diffusionsgesteuerte Umwandlung im Temperaturbereich unterhalb der Ferrit- bzw. Perlitbildung und oberhalb der Martensitbildung entstehen. Bainitische Gefüge wurden erstmals, unabhängig voneinander und fast gleichzeitig, von Davenport und Bain [1] nach isothermer Austenitumwandlung, sowie von Wever und Engel [2] nach kontinuierlicher Austenitumwandlung beschrieben. Aufgrund seiner Entstehungsbedingungen nimmt Bainit hinsichtlich seiner mechanischen Eigenschaften eine Zwischenstellung zwischen martensitisch gehärteten und ferritisch-perlitisch umgewandelten Stählen ein. Bainitische Stähle besitzen bei hohen Festigkeiten sehr gute Duktilitäten [3] und treten damit in Konkurrenz zu angelassenen martensitischen Stählen. Bei vergleichbaren Festigkeiten zeigen sie gegenüber Vergütungs-zuständen oft eine deutlich größere Zähigkeit und wegen der isothermen Umwandlung, einen geringere Neigung zu Härterisse und Härteverzug [4].

Einen besonders interessanten Fragenkomplex stellt die Austenitumwandlung von Siliziumstählen dar. Durch das zulegierte Silizium wird bei der isothermen Umwandlung in der Bainitstufe die Karbidbildung unterdrückt und somit der noch vorhandene Austenit mit Kohlenstoff angereichert. Daher können nach Abschluß der Umwandlung erhebliche Mengen an Restaustenit im Gefüge auftreten [5]. Bei der mechanischen Beanspruchung dieser Gefügestände kann sich der Restaustenit spannungs- und verformungsinduziert in Martensit umwandeln [6] und das mechanische Verformungsverhalten nachhaltig beeinflussen. Trotz mehrerer theoretischer und experimenteller Untersuchungen ist es bisher nur ansatzweise gelungen, bei Siliziumstählen den Einfluß der Umwandlungsbedingungen auf die sich ausbildenden Gefüge sowie deren Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften zu erfassen und zu verstehen.

In der vorliegenden Arbeit wird deshalb bei acht Stählen, unter systematischer Variation der Gehalte an Kohlenstoff, Silizium und Chrom das isotherme Umwandlungsverhalten in der Bainitstufe dilatometrisch, lichtmikroskopisch und elektronenmikroskopisch untersucht und das mechanische Verformungsverhalten definiert erzeugter bainitisch-austenitischer Zustände genauer analysiert. Die mechanischen Beanspruchungen erfolgen in Zugversuchen sowie ergänzend in Zug-Druck- und Biegeversuchen.

2. Grundlagen

2.1. Martensit

Werden Stähle aus dem austenitischen Zustand mit einer größeren als der kritischen Abkühlgeschwindigkeit auf Temperaturen unterhalb der Martensitstarttemperatur M_S abgeschreckt, so entsteht durch diffusionslose Umwandlung Martensit. Martensitische Umwandlungen werden auch bei vielen Nichteisen-Metallen, bei Keramiken und Polymeren beobachtet [7]. Neuerdings erlangten reversible martensitische Umwandlungen als Grundphänomen des Form-Gedächtnis-Effektes wissenschaftliches Interesse [8].

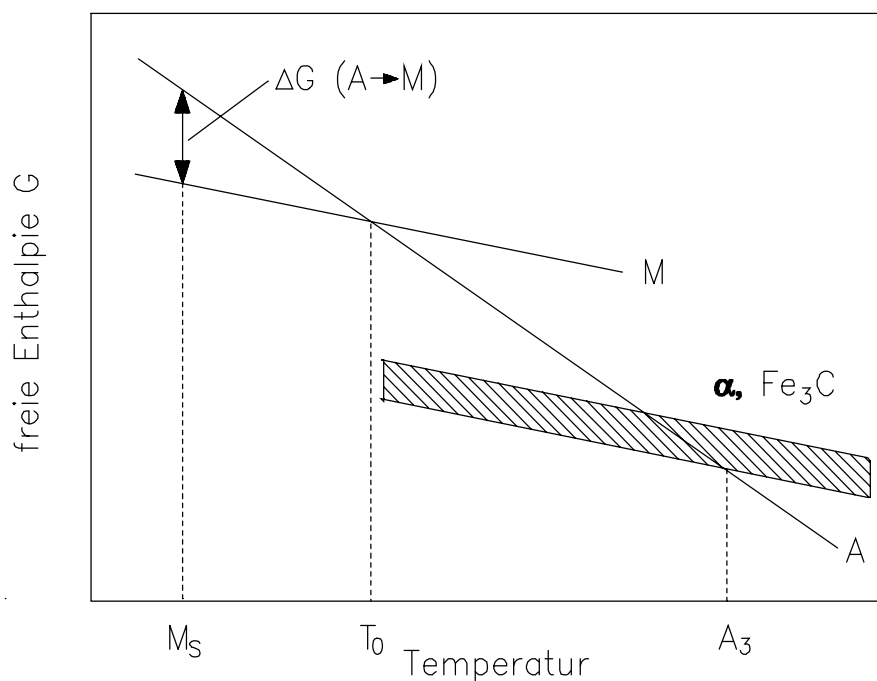


Bild 2.1: Einfluß der Temperatur auf die freie Enthalpie G von Austenit A, Ferrit α und Eisenkarbid Fe_3C sowie Martensit M (schematisch) nach [9]

Die Temperatur, bei der die martensitische Umwandlung einsetzt, liegt unterhalb der Gleichgewichtstemperatur T_0 , bei der Austenit und Martensit gleicher Zusammensetzung identische freie Enthalpien G besitzen. Dieser Sachverhalt ist unter Annahme eines linearen G-T-Zusammenhanges schematisch in Bild 2.1 [9] dargestellt.

Die Unterkühlung unter T_0 liefert die Enthalpie $\Delta G(T_0 - M_S)$ für die auftretenden Gitterstörungen, für die neu entstehenden Grenzflächen und die erzeugten Gitterstörungen. Die

Austenit - Martensit Umwandlung stoppt bei Erreichen der Martensitfinishtemperatur M_f . T_0 und damit auch M_s sowie M_f hängen stark von den Legierungselementen ab [7].

linear: $M_s = M_{s,0} - \sum f_{leg}(Ma-\%)_{leg} \quad [^\circ C]$											
Nr	Zitat	Jahr	$M_{s,0}$		C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W
1	[10]	1944	499	f_{leg}	317	11	33	28	11	17	11
2	[11]	1946	499		333	11	33	28	11	17	11
3	[12]	1946	538		361	-	39	39	28	19	-
4	[13]	1946	499		300	11	33	22	11	17	-
5	[14]	1956	561		474	-	33	17	21	17	-
7	[15]	1965	539		423	-	30,4	12,1	7,5	17,7	-
8	[9]	1971	550		350	5	40	20	10	17	8
nichtlinear: $M_s = M_{s,0} - \{\sum f_{leg,1}(Ma-\%)_{leg} + \sum f_{leg,2}(Ma-\%)_{leg,2}(Ma-\%)_C\} \quad [^\circ C]$											
9	[15]	1965	512	$f_{leg,1}$	453	-	-	-15	9,5	16,9	-
			-	$f_{leg,2}$	-217	-	71,5	67,6	-	-	-

Tab. 2.1: lineare und nichtlineare Berechnungsansätze für die Martensitstarttemperatur M_s in Abhängigkeit von Legierungszusätzen in $^\circ C$ umgerechnet [16]

Tab. 2.1 [16] gibt einen Überblick über angewandte Verfahren zur Berechnung von M_s . Die meisten Ansätze gehen von einem linear-additiven Einfluß der Legierungselemente auf die Martensitstarttemperatur aus. Tatsächlich liegt ein gekoppelter Einfluß der Legierungselemente vor, wie Ansatz 9 in Tab. 2.1 für Kohlenstoff berücksichtigt.

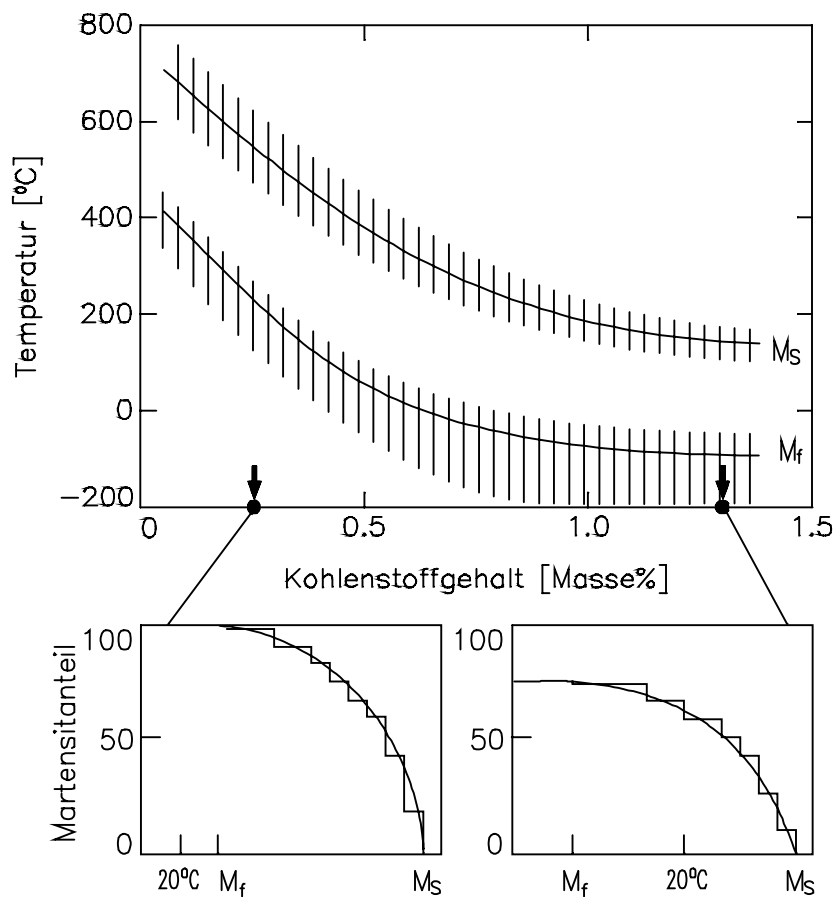


Bild 2.2: Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Martensitstarttemperatur M_S und die Martensitfinishtemperatur M_f [17]

Bild 2.2 [17] zeigt die Abhängigkeit von M_S und M_f vom Kohlenstoffgehalt unlegierter Stähle. Unterschreitet M_f die Abschrecktemperatur T_u (z.B. Raumtemperatur), so verbleibt im Umwandlungsgefüge Restaustenit, der sich mit der empirischen Beziehung [18]

$$RA = \exp [-B (M_S - T_u)] \quad (2.1)$$

beschreiben läßt. B ist eine temperaturabhängige Konstante ($B(20^\circ\text{C}) = 1,1 \cdot 10^{-2} (\text{°C})^{-1}$ und $B(-196^\circ\text{C}) = 7,5 \cdot 10^{-3} (\text{°C})^{-1}$). In Wirklichkeit ist M_S , wie Bild 2.3 [19] zeigt, auch von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig.

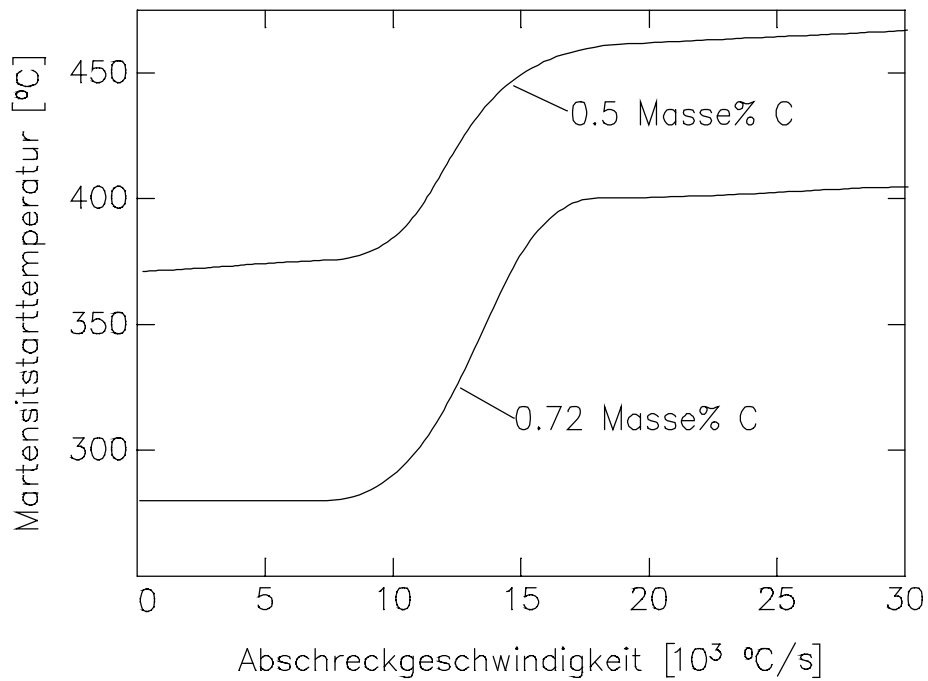


Bild 2.3: Einfluß der Abschreckgeschwindigkeit v_a auf M_s bei unlegierten Stählen [19]

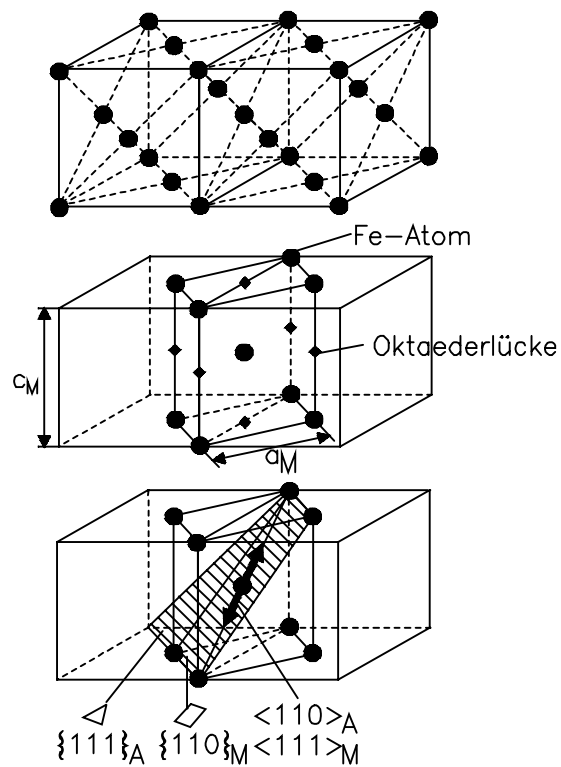


Bild 2.4: Bain'sches Modell der Martensitischen Umwandlung [20]

Die martensitische Umwandlung der kubisch flächenzentrierten (kfz) Hochtemperaturphase Austenit (γ -Mischkristall) in die tetragonal raumzentrierte metastabile Martensitphase erfolgt über koordinierte Gitterscherung, wobei die Atome sich im Vergleich mit dem Atomabstand nur über geringe Strecken bewegen und ihre Nachbarschaftsverhältnisse beibehalten. Dieser Vorgang läßt sich formal nach [20] anhand von Bild 2.4 erklären. In benachbarten Elementarzellen des Austenitgitters, mit der Gitterkonstanten c_A existieren virtuelle Martensitzellen mit den Abmessungen $c'_M = c_A$ und $a'_M = c_A\sqrt{2}/2$. Um die korrekten Gitterkonstanten des Martensits c_M und a_M zu erhalten, muß c'_M um etwa 20% verkleinert und a'_M um etwa 12% vergrößert werden [17].

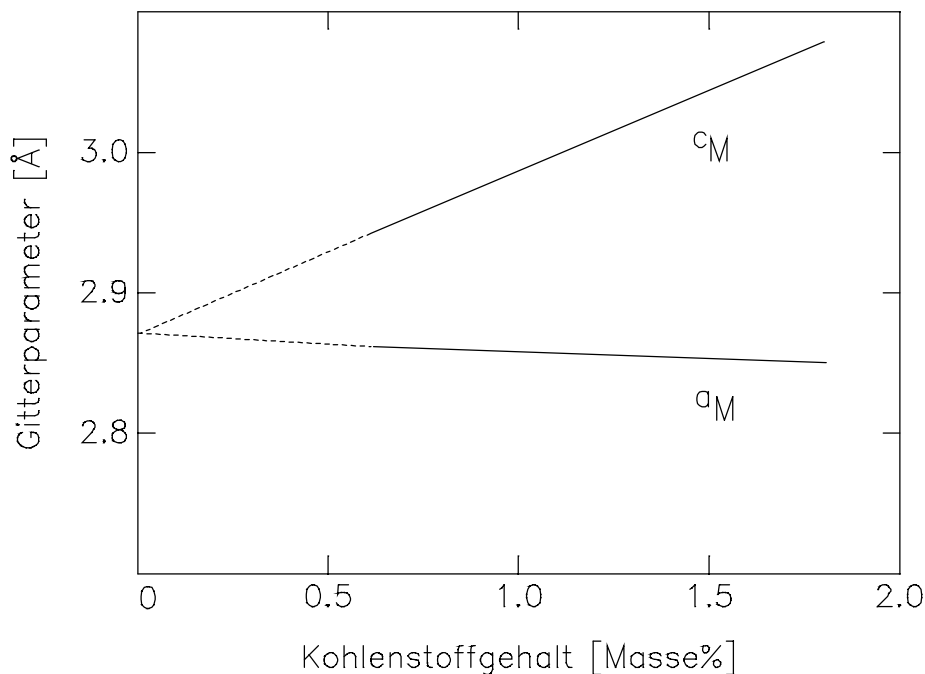


Bild 2.5: *Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Gitterparameter von Martensit bei reinem Eisen - Kohlenstofflegierungen [21]*

Bei der Martensitbildung gehen die Oktaederlücken des Austenits in Oktaederlücken des Martensits über, so daß keine Diffusion der in diesen Lücken aufgenommenen Kohlenstoffatome notwendig ist. Die Besetzung der sogenannten Z-Lagen des Martensitgitters führt zu tetragonaler Verzerrung. Das Verhältnis a_M/c_M zeigt nach [21] die in Bild 2.5 dargestellte ausgeprägte Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt. Nach [22] gilt quantitativ

$$a_M = (2,861 - 0,013 \text{ Masse} - \% C) 10^{-8} [\text{cm}] \quad (2.2)$$

und

$$c_M = (2,861 + 0,116 \text{ Masse} - \% C)10^{-8} [cm] \quad (2.3)$$

Die Tetragonalität des Martensits wird durch Legierungsatome in charakteristischer Weise beeinflusst [23].

Bild 2.4 legt nahe, daß bei der martensitischen Umwandlung die Orientierungsbeziehung

$$\begin{aligned} \{111\}_A &\rightarrow \{110\}_M \\ \langle 110 \rangle_A &\rightarrow \langle 111 \rangle_M \end{aligned}$$

besteht. Diese "Kurdjumov-Sachs-Beziehung" [24] wird bei Kohlenstoffgehalten über 0,5 Masse% experimentell bestätigt. Da die durch die Umwandlung an den Austenit-Martensit-Grenzflächen entstehenden Spannungen durch Anpassungsverformungen abgebaut werden, läßt sich die Orientierung der Habitusebene nicht anschaulich aus Bild 2.4 entnehmen. Nach [25] werden je nach Kohlenstoffgehalt die Habitusebenen $\{111\}_A$, $\{225\}_A$ und $\{259\}_A$ beobachtet.

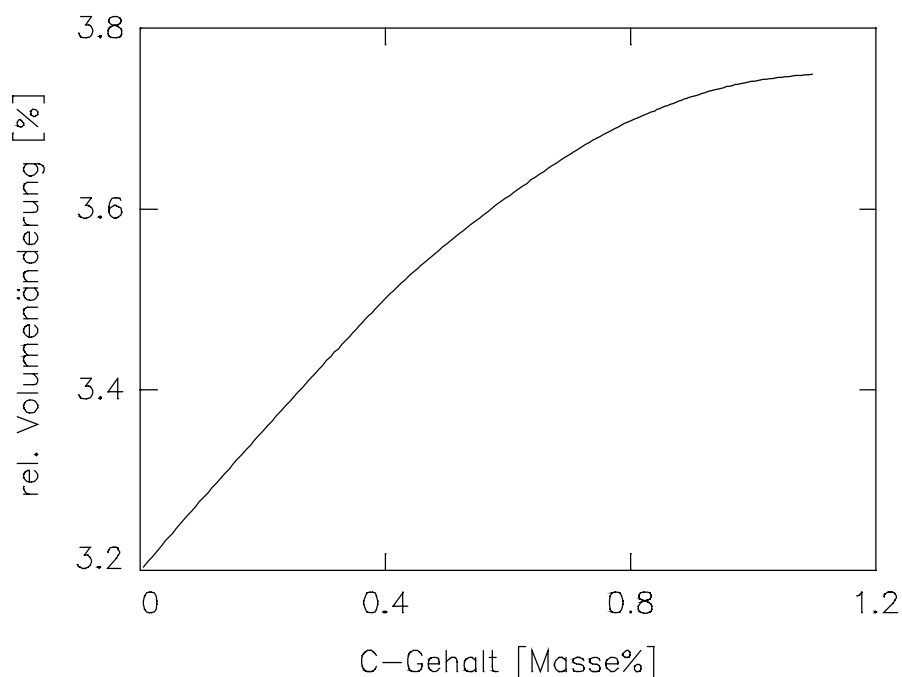


Bild 2.6: *Einfluß des Kohlenstoffgehaltes C auf die relative Volumenvergrößerung bei der Umwandlung von Austenit in Martensit [26]*

Da der kfz. γ -Mischkristall atomar dichter gepackt ist als der krz. α -Mischkristall bzw. der trz. Martensit, erfolgt die $\gamma \rightarrow \alpha$ -Umwandlung mit einer Volumenzunahme, die die in Bild 2.6 [26]

dargestellte Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt aufweist. Diese Volumenzunahme resultiert aus einer Längenänderung senkrecht zur Habitusebene und einer zu ihr parallelen Scherung. Der makroskopische Scherwinkel kann, wie in Bild 2.7 [27] erläutert, anhand von Oberflächenreliefs, die an polierten Oberflächen entstehen, bestimmt werden. Er beträgt etwa 10° .

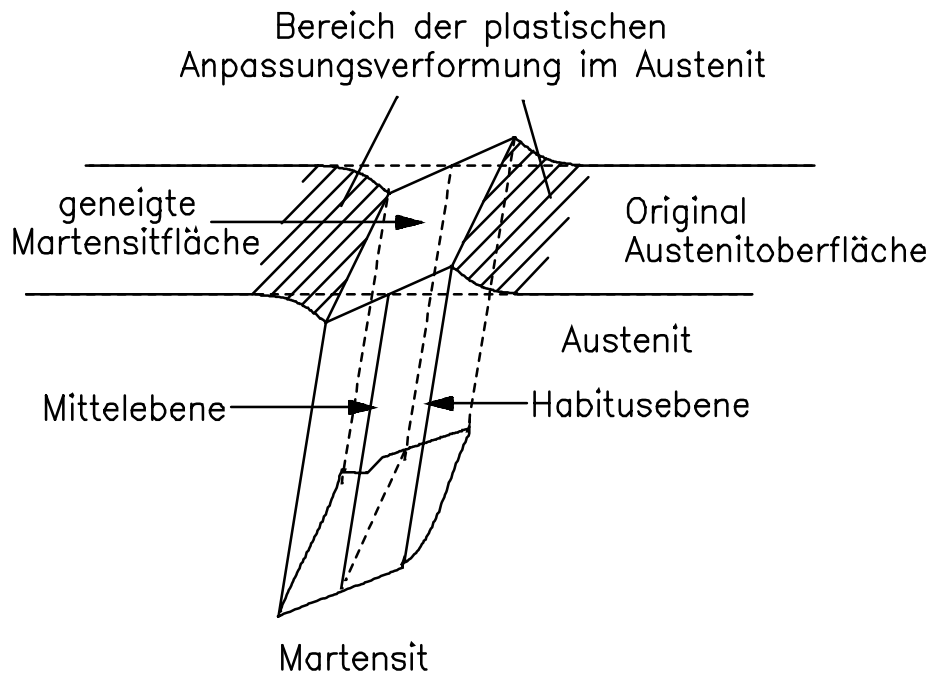


Bild 2.7: Schematische Darstellung der Oberflächenreliefbildung beim Wachstum eines Martensitkristalls [27]

Die erwähnten Anpassungsverformungen bestimmen die sich ausbildende Martensitmorphologie. Tab. 2.2 faßt die bei unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten beobachteten Habitusebenen, Orientierungsbeziehungen und Feinstrukturen für unlegierte Stähle zusammen [17,28]. Der bei kleinen Kohlenstoffgehalten entstehende Massivmartensit besteht aus Paketen paralleler Latten innerhalb ehemaliger Austenitkörner. Bei größeren Kohlenstoffgehalten bilden sich zunehmend neben den Latten plattenförmige Bereiche aus, die Restaustenitgebiete einschließen.

Wenn die Martensitbildung über klassische homogene oder heterogene Keimbildung erfolgen würde, dann wäre dazu nach [29] ein so großer Energiebetrag erforderlich, wie er bei den tiefen M_S -Temperaturen aus den vorhandenen thermischen Atombewegungen nicht gewonnen werden kann. Eine thermisch aktivierte Keimbildung des Martensits ist also nicht möglich.

C-Gehalt [Masse%]	Habitus- ebene	Orientierungs- beziehung	Typ	Feinstruktur
<0,5	$\{111\}_A$ bzw $\{123\}_M$?	Massiv- martensit	Pakete paralleler Latten in $\langle 111 \rangle_M$ Richtung. hohe Versetzungsdichte (10^{11} bis 10^{12} cm ⁻²)
0,5 bis 1,1	$\{225\}_A$ bzw $\{112\}_M$	Kurdjumov - Sachs	Misch- martensit	Nebeneinander: Latten (mit hoher Verset- zungsdichte und Platten (stark verzwillingt)
1,1 bis 1,9	$\{225\}_A$ bzw $\{112\}_M$ und $\{259\}_A$ bzw $\{111\}_M$	Kurdjumov - Sachs	Platten- martensit	Willkürlich angeord- nete linsenförmige Martensitplatten und Restaustenit, Platten verzwillingt, Zwill- lingsebenen $\{112\}_M$

Tab. 2.2: Strukturelle und morphologische Erscheinungen des Martensits [17, 28]

Man nimmt daher an, daß im Austenit schon sog. präformierte Keime vorliegen [30]. Diese können mit einer kleineren als der kritischen Größe durch thermische Fluktuation schrittweise wachsen. Nach Erreichen der kritische Größe erfolgt ungebremstes Wachstum mit Geschwindigkeiten bis zu 5000 m/s [31].

Ein weiterer Umwandlungsmechanismus, bei dem sich die Kohlenstoffgehalte von Austenit und Ferrit nicht ändern, ist die massive Umwandlung. Sie tritt bei sehr kleinen Kohlenstoffgehalten auf und beruht auf der raschen Bewegung inkohärenter Grenzflächen. Nach heterogener Keimbildung verläuft das Wachstum diffusionsgesteuert, wobei auch Austenitkorn-
grenzen überschritten werden können. Dabei sind für die Gitteratome Diffusionswege von ein bis zwei Atomabständen erforderlich [9]. Die Bildungstemperaturen des massiven Ferrits liegen über denen des Martensits. Eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit führt zu einer Unterdrückung der massiven Umwandlung zugunsten der Martensitbildung. Abhängig von der Bildungstemperatur kann man eine schnelle und eine langsame massive Umwandlung unterscheiden [32]. Nahe der Gleichgewichtstemperatur tritt eine Diffusion der Interstitutionsatome in die sich bewegende Grenzfläche auf und bestimmt damit deren Geschwindigkeit. Bei tieferen Temperaturen nimmt die Diffusionsfähigkeit der Interstitutionsatome so weit ab, daß die Umwandlungsgeschwindigkeit nur noch von der Beweglichkeit der Grenzflächen beschränkt wird.

2.2. Restaustenit

2.2.1. Entstehungsmechanismus

Bei Stählen mit mehr als 0,5 Masse-% Kohlenstoff und hinreichenden Anteilen an Legierungselementen wird M_f kleiner als 20°C . Beim Abschrecken dieser Werkstoffe aus dem austenitischen Zustand auf Raumtemperatur bleibt ein Teil der austenitischen Ausgangsphase im Gefüge erhalten. Dieser Austenit wird als Restaustenit bezeichnet. Er stellt einen relativ weichen, metastabilen Gefügebestandteil dar, der durch weitere Abkühlung oder mechanische Beanspruchung in Martensit umwandeln kann [33].

Einfluß der Legierungselemente auf die Martensitstarttemperatur und den Restaustenitgehalt		
Element	ΔM_S pro 1% des Elements [$^\circ\text{C}$]	ΔRAG pro 1% des Elements [%] ¹⁾
C, N	-300	50
Mn	-33	20
Cr	-22	11
Ni	-17	10
Mo	-11	9
W	-11	8
Si	-11	6
Co	+6	-3
Al	+17	-4

¹⁾ Basislegierung = C100

Tab. 2.3: Einfluß einiger Legierungselemente auf M_S und RAG

Die Menge des Restaustenits läßt sich nach Gl. 2.1 in Abhängigkeit von der Martensitstarttemperatur und der Temperatur des Abschreckmediums abschätzen. Die Legierungszusammensetzung geht über die M_S -Temperatur in Gl. 2.1 ein. Tab. 2.3 [34] faßt die Auswirkungen der verschiedenen Legierungselemente auf M_S und den Restaustenitgehalt RAG zusammen.

Größere Mengen an Restaustenit können auch nach bainitischen Umwandlungen vorliegen, z.B. bei Siliziumstählen oder Gußeisen. Da Silizium die Karbidbildung behindert [5,35,36,37,38], kann sich der im Bainit nicht lösliche Anteil des Kohlenstoffs nicht in Form von Karbiden ausscheiden und diffundiert in den noch vorhandenen Austenit. Das hat zur Folge, daß der Kohlenstoffgehalt des Austenits steigt und gleichzeitig die Martensitstarttemperatur sinkt. Erreicht M_S Raumtemperatur, so bleibt nach Abkühlung der Austenit vollständig als Restaustenit erhalten.

2.2.2. Restaustenitstabilisierung

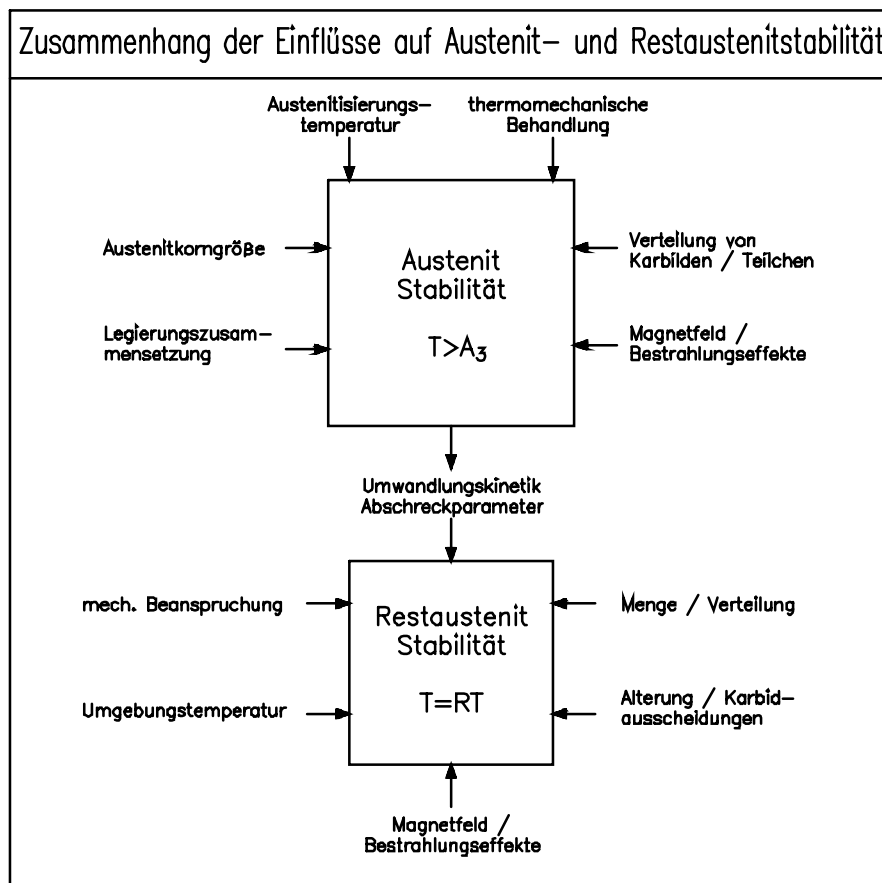


Bild 2.8: Einflußparameter auf die Stabilität des Austenits und Restaustenits [33]

Man spricht bei Stählen von "Austenitstabilität" bei Temperaturen $>A_3$ und von "Restaustenitstabilität" bei der Beurteilung des nach Abschrecken auf Raumtemperatur noch vorliegenden Austenits. Die Austenitstabilität hängt, wie in Bild 2.8 dargestellt, von verschiedenen Faktoren ab. Sie bildet, beeinflusst durch die Umwandelungskinetik und die Abschreckparameter, die Grundlage der Restaustenitstabilität, die ihrerseits z.B. von der Restaustenitmenge sowie von mechanischen und thermischen Belastungen beeinflusst wird [33,39]. Die Stabilität des Restaustenits ist für die mechanischen Eigenschaften und die Maßhaltigkeit restaustenithaltiger Stähle von großer technischer Bedeutung. Es ist zweckmäßig, zwischen mechanischer und chemischer Restaustenitstabilisierung zu unterscheiden.

a) Mechanische Stabilisierung

Nach [40] sollen die durch die Volumenvergrößerungen bei der Martensitbildung im Austenit entstehenden Druckspannungen eine weitere Umwandlung verhindern, wenn sie einen bestimmten Betrag überschreiten. Eine Fortsetzung der Umwandlung kann dann erst erfolgen, wenn sich die Druckspannung durch weitere Abkühlung verringert. Das ist möglich, da der Austenit einen um einen Faktor zwei größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als der Martensit besitzt und deshalb bei Abkühlung stärker schrumpft [41]. Nach Ansicht von [42] wird dagegen das Wachstum der Martensitkeime durch Störung der Kohärenz an den Austenit - Martensit - Grenzflächen gestoppt. Diese Störungen sollen durch Versetzungen und andere Gitterfehler hervorgerufen werden, die bei der plastischen Verformung des Austenits durch den sich bildenden Martensit entstehen. Tatsächlich werden in Austenitbereichen, die den Martensitkristallen unmittelbar benachbart sind, Versetzungsdichten von 10^{11} bis 10^{12} cm^{-2} gefunden [43]. Die mechanische Austenitstabilisierung kann bei Stählen mit höherem Kohlenstoffgehalt so stark sein, daß selbst bei Abkühlung auf die Temperatur des flüssigen Heliums (4 K) keine vollständige Martensitbildung auftritt [44].

b) Chemische Stabilisierung

Nach Entstehung der ersten Martensitkristalle erfolgt während der weiteren Martensitbildung Kohlenstoffdiffusion [45]. Durch diese Selbstanlaßeffekte wird der Kohlenstoffgehalt im umgebenden Austenit erhöht, und dieser stabilisiert. Die erhöhte Kohlenstoffkonzentration im Austenit senkt lokal die Martensitstarttemperatur ab. Dadurch sinkt die vorliegende Unterkühlung, so daß die für die martensitische Umwandlung notwendige Triebkraft $\Delta G^{(A \rightarrow M)}$ nicht mehr erbracht werden kann. Eine Fortsetzung der Umwandlung kann erst bei weiterer Abkühlung und damit Unterschreitung der neuen Martensitstarttemperatur M'_S erfolgen.

Auch während der bainitischen Umwandlung kommt es zu einer starken Kohlenstoffdiffusion in den noch nicht umgewandelten Austenit [38,46]. Bei hinreichend hohem Siliziumgehalt (vgl. Abschn. 2.2.1) kann der Austenit so stark chemisch stabilisiert werden, daß er beim anschließenden Abkühlen auf Raumtemperatur nicht in Martensit umwandelt.

c) Sonstige Stabilisierungen

Weitere Stabilisierungsmechanismen des Austenits wie thermische, dynamische und isothermische Stabilisierung können auf mechanische oder chemische Stabilisierung oder eine Kombination der beiden zurückgeführt werden [44,47].

2.2.3. Thermisch induzierte Restaustenitumwandlung

Beim Anlassen restaustenithaltiger Gefügestände wird ab etwa 300°C ein Zerfallen des Restaustenits beobachtet [48]. Der zwischen den Martensitnadeln liegende Restaustenit wandelt sich diffusionsgesteuert in Ferrit und Zementit um. Da der Zementit zwischen den Martensitnadeln gebildet wird und damit mögliche Rißpfade vorzeichnet, wird er für die bei etwa 300°C beobachtete Anlaßversprödung verantwortlich gemacht [49,50]. Durch Zusatz von Silizium wird die Zementitausscheidung zu höheren Temperaturen verschoben, so daß der Austenit oberhalb 300°C zunächst unvollständig in karbidfreien Bainit umwandelt und sich erst oberhalb 380°C Zementit bildet [36].

Andererseits kann der vorliegende Restaustenitgehalt athermisch durch Tiefkühlen unter M'_S reduziert werden. Der sich dabei bildende Tiefkühlmartensit weist deutlich schlechtere mechanische Eigenschaften als der "Härtemartensit" auf, da er keinem Anlaß- oder Selbstanlaßvorgang unterworfen wird [51]. M'_S liegt deutlich unter der Abschrecktemperatur. Die Temperaturdifferenz ($T_u - M'_S$) hängt von der gebildeten Martensitmenge, der Wartezeit zwischen Abschrecken und Tiefkühlen und von vorausgegangenen Auslagerungen bei erhöhten Temperaturen ab [41]. Offensichtlich findet während der Wartezeit eine Kohlenstoffdiffusion von Martensit in den Austenit statt und stabilisiert diesen. Beim Unterschreiten von M'_S steht dann eine so große Triebkraft ΔG_{therm} zur Verfügung, daß auch der stabilisierte Restaustenit umwandelt.

2.2.4. Mechanisch induzierte Restaustenitumwandlung

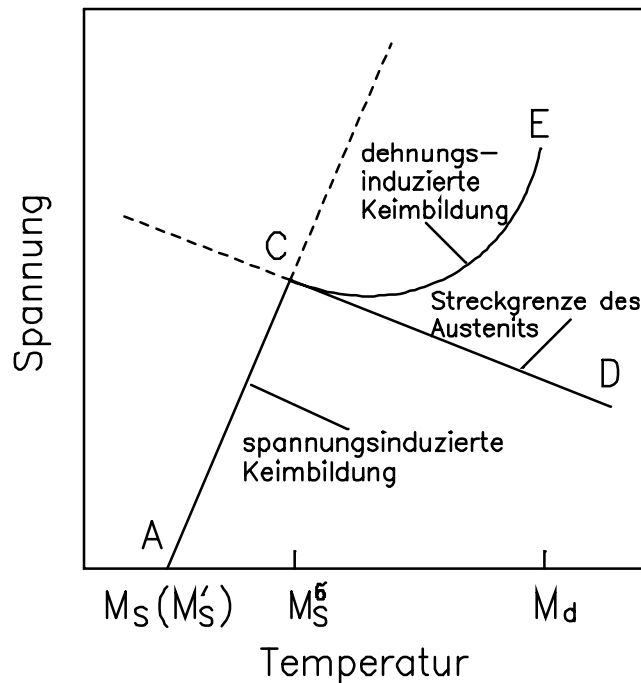


Bild 2.9: Temperaturabhängigkeit der spannungs- und verformungsinduzierten Martensitbildung [53, 54]

Bei der mechanisch induzierten Restaustenitumwandlung ist zwischen spannungsinduzierter und verformungsinduzierter Umwandlung zu unterscheiden [52], je nachdem, ob die Martensitbildung unter- oder oberhalb der Streckgrenze des Austenits stattfindet.

Bild 2.9 veranschaulicht die Abhängigkeit beider Prozesse von der Umwandlungstemperatur [53,54]. Kühlt man unter $M_S (M'_S)$ ab, so entsteht Martensit spontan an den präformierten Keimen (A). Bei Temperaturen über $M_S (M'_S)$ entsteht Martensit erst nach Anlegen einer äußeren Spannung, wodurch die präformierten Keime wachstumsfähig werden. Ein Teil der zur Martensitbildung notwendigen Triebkraft wird jetzt mechanisch aufgebracht, so daß gilt

$$\Delta G^{(A \rightarrow M)} = (\Delta G_{mech} + \Delta G_{therm}) \tag{2.4}$$

Da mit steigender Temperatur der thermisch gelieferte freie Enthalpiebeitrag sinkt, muß der mechanische Beitrag durch Spannungserhöhung gesteigert werden. Bei der Temperatur M_S^{σ} erreicht die Spannung die Streckgrenze des Austenits (C). Die plastischen Deformationen des Austenits erzeugen neue präformierte Keime, so daß eine Martensitbildung erleichtert wird.

Deshalb weicht die Kurve der einsetzenden Martensitbildung von der Verlängerung der Geraden A-C ab und verläuft von C nach E. Bei E steigt die zur Martensitbildung notwendige Spannung so stark an, daß sie nicht mehr erreicht werden kann. M_d ist damit die Temperatur, oberhalb der keine verformungsinduzierte Martensitbildung mehr möglich ist [55].

Die martensitische Umwandlung des Restaustenits verursacht aufgrund des Volumenunterschieds irreversible Dehnungsanteile. Dadurch fällt die Streckgrenze des Materials makroskopisch betrachtet unterhalb M_S^g mit der Einsatzspannung der spannungsinduzierten Umwandlung zusammen. Bei M_S (M_S') nimmt die Streckgrenze sehr geringe Werte an, da schon kleinste Spannungen zu einer spannungsinduzierten Umwandlung führen. Über M_S^g ist die Streckgrenze des Materials identisch mit der Streckgrenze des Austenits.

2.2.5. Umwandlungsinduzierte Plastizität

Bei hoch restaustenithaltigen und bei metastabilen austenitischen Stählen, den sog. TRIP-Stählen (transformation induced plasticity), wird oft eine erstaunliche Festigkeit und Duktilität beobachtet [52]. Die gesteigerte Duktilität ist auf die verformungsinduzierte Martensitbildung zurückzuführen, die einen zusätzlichen Verfestigungsmechanismus zur Verfügung stellt. Diese verformungsinduzierte Martensitbildung findet außerdem bevorzugt im Bereich von Spannungsspitzen statt und baut diese ab. Dadurch wird z.B. bei zügiger Beanspruchung die an den Spannungsspitzen einsetzende Instabilität des Einschnürens verzögert und die Verfestigungsfähigkeit des Werkstoffes besser ausgenutzt [33]. Zur Erzielung der TRIP-Effekte sind gewöhnlich komplexe Legierungszusammensetzungen und aufwendige thermomechanische Behandlungen notwendig.

Umwandlungsinduzierte Plastizitätserscheinungen wirken sich auch positiv auf den Werkstoffwiderstand gegen Rißausbreitung aus, da wegen der Restaustenitumwandlung in der plastischen Zone zusätzliche Energie zum Rißfortschritt benötigt wird [56]. Zudem werden im rißspitzennahen Werkstoffbereich durch die mit der Umwandlung verbundenen Volumenvergrößerungen Druckeigenstressungen erzeugt, die den Riß schließen und somit den Rißfortschritt bremsen [57].

2.3. Bainit

Bainit ist ein Gefüge, das aus Austenit bei Temperaturen unterhalb der Perlitbildung bis hin zur Martensitbildung sowohl isotherm als auch bei kontinuierlicher Abkühlung entsteht. Nach [58] unterscheidet man oberen und unteren Bainit. Oberer Bainit besteht aus nadelförmigem Ferrit, der in Paketen angeordnet ist. Zwischen den einzelnen Ferritnadeln liegen mehr oder weniger kontinuierliche Filme aus Karbiden parallel zur Nadelachse vor [59,60]. Unterer Bainit besteht dagegen aus Ferritplatten [38], innerhalb derer sich die Karbide unter einem Winkel von 60° zur Nadelachse bilden [60]. Unter bestimmten Umwandlungsbedingungen können auch andere Bainitmorphologien wie inverser, granularer oder langnadeliger Bainit entstehen [61], wie es Bild 2.10 verdeutlicht [62].

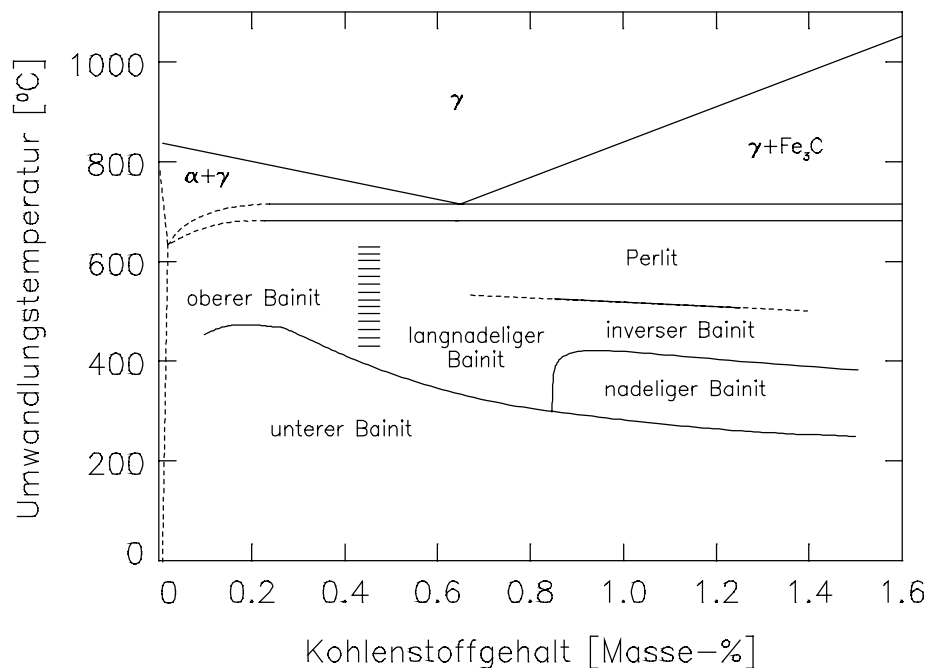


Bild 2.10: Bainitmorphologien in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur und dem Kohlenstoffgehalt [62]

2.3.1. Definitionen des Bainit

Zur Zeit finden sich in der Literatur drei verschiedene Definitionen für Bainit, die zu erheblichen Mißverständnissen führen. Man unterscheidet [63,64,65]

- die mikrostrukturelle Definition,
- die kinetische Definition und
- die Oberflächenrelief - Definition,

die an spezielle Phänomene der Phasenumwandlung anknüpfen, so daß über ihre generelle Gültigkeit oder Nichtgültigkeit nicht ohne weiteres entschieden werden kann.

a) **Die mikrostrukturelle Definition**

Danach wird bei Eisenbasiswerkstoffen Bainit als nichtlamellares Produkt des eutektoiden Zerfalls aus Ferrit und Karbid bestehend angesehen [64]. Die beiden Produktphasen bilden sich diffusionskontrolliert [65] zeitlich nacheinander, wobei die Karbide sich entweder im zuerst gebildeten Ferrit oder an dessen Grenzfläche ausscheiden [63]. Fehlt die Ausscheidung der zweiten Phase aus thermodynamischen oder kinetischen Gründen, wie es bei der Umwandlung siliziumhaltiger Stähle möglich ist, so dürfte man nach dieser Definition eigentlich nicht mehr von Bainit sprechen. Die getroffenen Festlegungen erlauben dagegen, auch bei Nichteisenmetallen von bainitischen Umwandlungen zu sprechen [63,64].

b) **Die kinetische Definition**

Diese Definition geht davon aus, daß im isothermen und im kontinuierlichen ZTU - Diagramm für Beginn und Ende der Bainitumwandlung von denen der Perlitumwandlung unterscheidbare Kurven auftreten und somit eine eigene Bildungskinetik des Bainits existiert. Die Bainitumwandlung soll durch einen umwandlungsträgen Bereich, dessen Ausdehnung stark von Legierungselementen beeinflusst wird, von der Perlitumwandlung getrennt sein [64]. Da bei einigen Stählen sich trotz des Fehlens des umwandlungsträgen Bereiches Bainit nachweisen läßt [66], erweist sich diese Definition als ungeeignet [64].

c) **Die Oberflächenreliefdefinition**

Die Verwandtschaft der bainitischen Umwandlung mit der martensitischen zeigt sich im Auftreten eines Oberflächenreliefs [38]. Das ist damit verträglich, Bainit als plattenförmige Phase anzusehen, die oberhalb M_s durch Scherung aus dem Austenitgitter entsteht (vgl. Bild 2.7). Die Umwandlung geschieht durch einen koordinierten, nicht thermisch aktivierten Atomtransfer über die sich bewegende Phasengrenzfläche [65,67]. Die Kinetik der Umwandlung wird durch

die Diffusion von Interstitutionsatomen im Austenit bestimmt [38], die sowohl vor als auch nach der Scherung erfolgen kann. Diese Oberflächenreliefdefinition ist die zur Zeit gebräuchlichste Bainitfestlegung.

2.3.2. Keimbildung und Morphologie

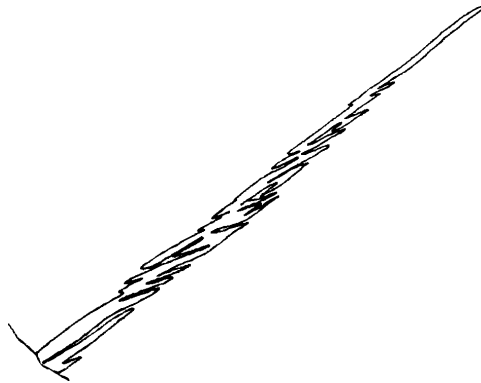


Bild 2.11: Unterteilung einer Bainitnadel in Untereinheiten

Bainitnadeln (Sheaves) sind langgestreckte Platten, deren dickere Enden an Korngrenzen beginnen. Sie umfassen ferritische Untereinheiten (Subunits), die mehr oder weniger komplett, wie in Bild 2.11 angedeutet, durch Karbide oder Restaustenit voneinander getrennt sind. Die aneinanderstoßenden Untereinheiten sind durch Kleinwinkelkorngrenzen voneinander getrennt [68] und zeigen ihrerseits eine längliche Latten- oder Plattenform, wie sie nach [69] für in einem Spannungsfeld gebildete Phasen am günstigsten ist. Man ist sich derzeit darüber einig, daß in unlegierten untereutektoiden und siliziumhaltigen übereutektoiden Stählen die Bildung des unteren und des oberen Bainits mit einem kohlenstoffübersättigtem Ferritkeim beginnt [58]. Lediglich in siliziumfreien unlegierten übereutektoiden Stählen kann bei höheren Umwandlungstemperaturen auch Zementit die zuerst gebildete Phase sein. Man spricht dann von inversem Bainit [38,70,71].

Nach [9,38,60] erfolgt die Ferritkeimbildung des Bainits meist an den Austenitkorngrenzen aufgrund thermischer Gitterschwingungen durch eine kooperative Gitterscherung und seltener an anderen Gitterstörungen. Nach Überschreiten eines kritischen Radius wird der Keim wachstumsfähig und bildet eine Untereinheit (Subunit). An den Grenzflächen des ersten Bainitkeims bilden sich neue Keimstellen (sympathetische Keimbildung). Eine Keimbildung im Austenit ist trotz des dort erhöhten Kohlenstoffgehaltes möglich, da eine hochenergetische α - γ -Grenzfläche durch eine niederenergetische α - α -Grenzfläche ersetzt wird [72], so daß damit die

notwendige Energie zur Keimbildung zur Verfügung steht. Die Keimbildungsgeschwindigkeit wächst mit steigender Unterkühlung unter die Gleichgewichtstemperatur. Dafür werden die Untereinheiten kleiner und zahlreicher, weil das Wachstum der Untereinheiten stoppt, sobald neue an ihren Phasengrenzen keimen. Die Größe der Untereinheiten ist unabhängig von der Austenitkorngröße und der Bainitnadelgröße. Letztere wird von den Austenitkorngrenzen und schon vorhandenen Nadeln begrenzt [68]. Dem gegenüber geht [46] in einer neueren Arbeit davon aus, daß die Keimbildung des Bainits wie die des Martensits auf dem Vorhandensein von präformierten Keimen beruht. Es werden wachstumsfähige Embryonen kritischer Größe angenommen, so daß das Problem der Keimbildung auf den Beginn des Keimwachstums reduziert wird [30]. Die sympathetische Keimbildung wird damit erklärt, daß es durch die wachsenden Bainitnadeln zu Anpassungsverformungen im Austenit mit Versetzungsanordnungen in der Nähe der wachsenden Nadel kommt, die präformierten Keimen entsprechen.

2.3.3. Keimwachstum

Im Temperaturbereich der bainitischen Umwandlung findet praktisch keine Diffusion der Matrixatome statt, während gleichzeitig eine hohe Diffusionsfähigkeit der Kohlenstoff- und Stickstoffatome gegeben ist. Die Phasengrenzfläche zwischen Austenit und Ferrit ist teilkoherent und kann als aus Grenzflächenversetzungen aufgebaut angesehen werden. Die Umwandlung geschieht durch thermisch aktiviertes Gleiten dieser Grenzfläche durch das Atomgitter, wobei größere Bewegungen der Matrixatome ohne Platzwechselforgänge erfolgen [73]. Diese scherungsbedingte, martensitähnliche Umwandlung ist durch die Diffusion der Interstitutionsatome kontrolliert, die im Vergleich zur Geschwindigkeit einer gleitenden Grenzfläche langsam abläuft [46].

[46,74] betrachten die gekoppelten Vorgänge der Kohlenstoffdiffusion und der Gitterscherung im Zusammenhang mit der thermisch aktivierten Bewegung der Umwandlungsfront. Während der Wartezeit der Umwandlungsfront vor einem Hindernis bis zum nächsten aktivierenden Ereignis können Diffusionsvorgänge ablaufen, die die freie Enthalpie der Produktphasen absenken und damit die treibende Kraft für die Grenzflächenbewegung erhöhen. Nach Überwindung des Hindernisses läuft die Umwandlungsfront dann wieder frei, ohne Behinderung durch Diffusionsprozesse, bis sie auf das nächste Hindernis trifft.

Dieser Vorstellung steht ein Diffusionsmodell gegenüber [64,75], in dem das Wachsen des bainitischen Ferrits der diffusionskontrollierten Bewegung von Stufen (Ledges) in der α - γ -Grenzfläche zugeschrieben wird, also dem gleichen Mechanismus, der auch im Zusammenhang mit der Bildung des voreutektoiden Ferrits mit Widmannstätten-Struktur diskutiert

wird. [76] stellt jedoch fest, daß die im verformten Austenit auftretenden Verformungszwillinge von wachsenden Bainitnadeln überlaufen werden und sich als Gitterstörungen im Ferrit wiederfinden. Eine Umwandlung durch diffusionskontrollierte Bewegung von Stufen müßte aber an Zwillingsgrenzen stoppen, da dort die notwendige Gitterkohärenz gestört ist. Auch die Übernahme des Gitterfehlers in den Ferrit widerspricht einer diffusionskontrollierten Umwandlung. Wichtig ist nach dem in [77] geführten Nachweis, daß ein Oberflächenrelief auch durch eine diffusionskontrollierte Umwandlung entstehen kann und damit kein eindeutiges Anzeichen einer scherungskontrollierten Umwandlung ist.

2.3.4. Thermodynamik

Die treibende Kraft einer Umwandlung ist durch die Differenz der freien Enthalpien der Ausgangsphasen und der Produktphasen gegeben. Dabei müssen sich nicht unbedingt die Gleichgewichtsphasen einstellen, die die größte Differenz der freien Enthalpie zu den Ausgangsphasen besitzen. Sowohl die martensitische als auch die bainitische Umwandlung führen zu einem metastabilen Zustand. Diese Zustände liegen mit ihrem Energieinhalt über dem Gleichgewichtszustand in einem relativen Minimum [78] und können sich unter bestimmten Voraussetzungen unter Energieabgabe in Richtung Gleichgewicht verschieben. Solche metastabilen Zustände können bei der bainitischen Umwandlung zum Beispiel durch kohlenstoffreichen Ferrit im Gleichgewicht mit ϵ -Kerbid erreicht werden. Auch das Auftreten von Konzentrationsgradienten, durch die die Unterschiede der freien Enthalpie innerhalb der Phasen sehr verschieden sein können, führen zu metastabilen Zuständen [70].

Bild 2.12 zeigt die Abhängigkeit der freien Enthalpie der Phasen α und γ von ihrem Kohlenstoffgehalt. Eine Gleichgewichtsreaktion von γ mit der Kohlenstoffkonzentration X_γ erfolgt zu α mit der Kohlenstoffkonzentration $X^{\gamma\alpha}$ und γ mit der Kohlenstoffkonzentration $X^{\alpha\gamma}$. Die beiden Gleichgewichtskonzentrationen liegen auf einer Tangente mit der Gleichung

$$\Delta G(X) = G^{\gamma\alpha} + (X - X^{\gamma\alpha}) \cdot \frac{G^{\alpha\gamma} - G^{\gamma\alpha}}{X^{\alpha\gamma} - X^{\gamma\alpha}}, \quad (2.5)$$

die sowohl an der α - als auch an der γ -Parabel anliegt [79].

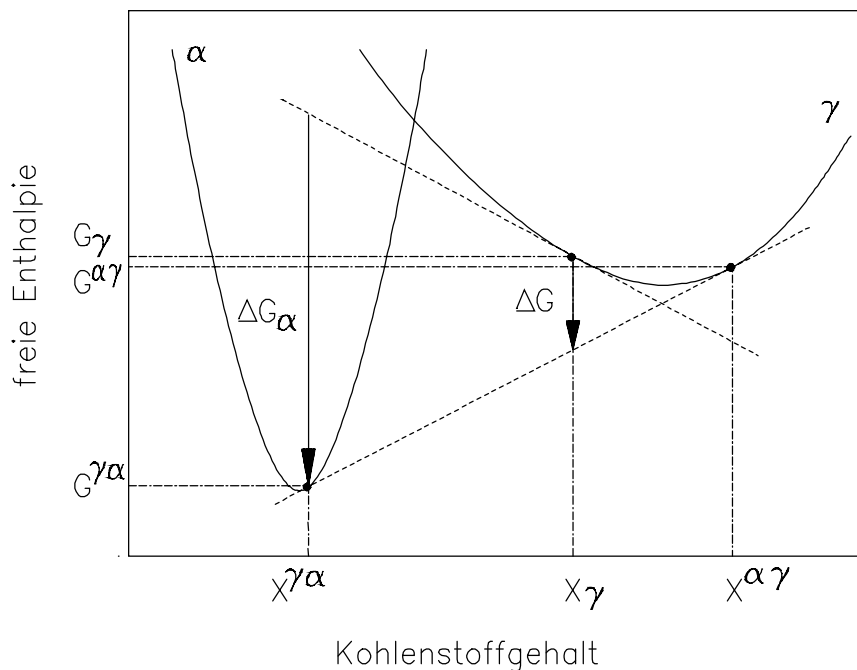


Bild 2.12: Freie Enthalpie der $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlung im Gleichgewicht, nach [79]

Um die Gleichgewichtskonzentration von $X^{\gamma\alpha}$ in α bzw. $X^{\alpha\gamma}$ in γ zu erreichen ist eine starke Kohlenstoffdiffusion notwendig. Dabei sinkt die freie Enthalpie der γ -Phase etwas von G_γ auf $G^{\alpha\gamma}$, während die freie Enthalpie eines in α umgewandelten Volumenelements stark auf $G^{\gamma\alpha}$ erniedrigt wird. Das Gesamtsystem senkt dabei seine freie Enthalpie um den Betrag ΔG ab. Die Triebkraft für die Umwandlung ist durch ΔG_α gegeben.

Bei veränderten Umwandlungsbedingungen kann unter der Voraussetzung einer hinreichenden Triebkraft eine Nichtgleichgewichtsreaktion ablaufen, bei der in den Produktphasen von $X^{\gamma\alpha}$ bzw. $X^{\alpha\gamma}$ verschiedene Kohlenstoffkonzentrationen eingestellt werden. In Bild 2.13 ist angenommen, daß Austenit mit Konzentration X_γ in Ferrit mit der Konzentration $X_\alpha > X^{\gamma\alpha}$ umwandelt. Erfolgte die Umwandlung rein diffusionskontrolliert, so würde die Triebkraft ΔG_α allein durch die Bewegung des Diffusionsfeldes vor der Umwandlungsfront dissipiert werden ($\Delta G = \Delta G_\alpha$) an der sich dann die Konzentration $X_m < X^{\alpha\gamma}$ einstellen würde [80]. Wird aber ein Anteil ΔG_s für die Bewegung der Phasengrenzfläche und den scherungsbedingten, kooperativen Atomtransfer über die sich bewegende Grenzfläche benötigt [46,81], so stellt sich dort die Konzentration $X_i < X_m$ ein.

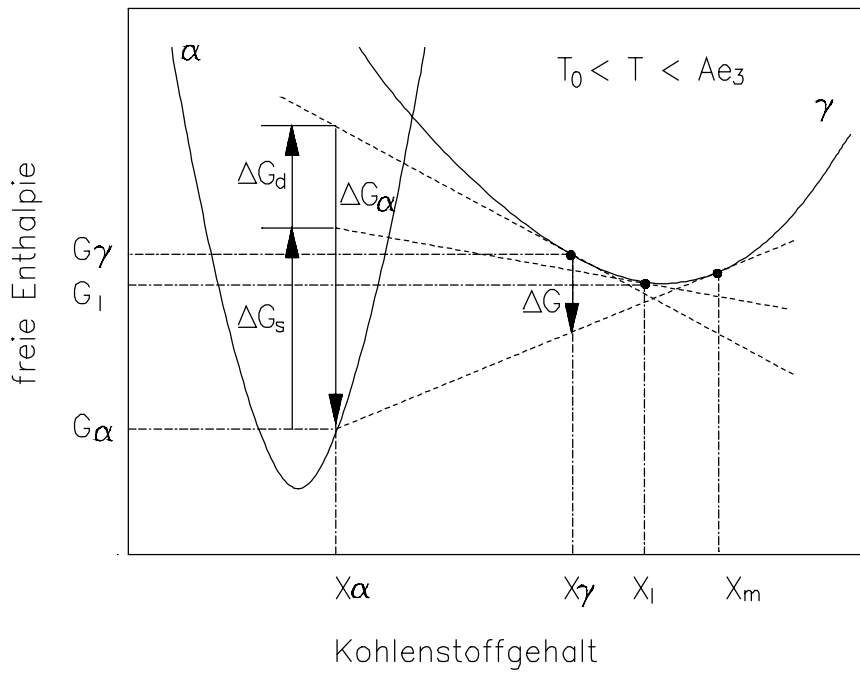


Bild 2.13: Aufteilung der freien Enthalpie ΔG_α in scherungs- ΔG_s und diffusionsbedingten ΔG_d Anteil, nach [46]

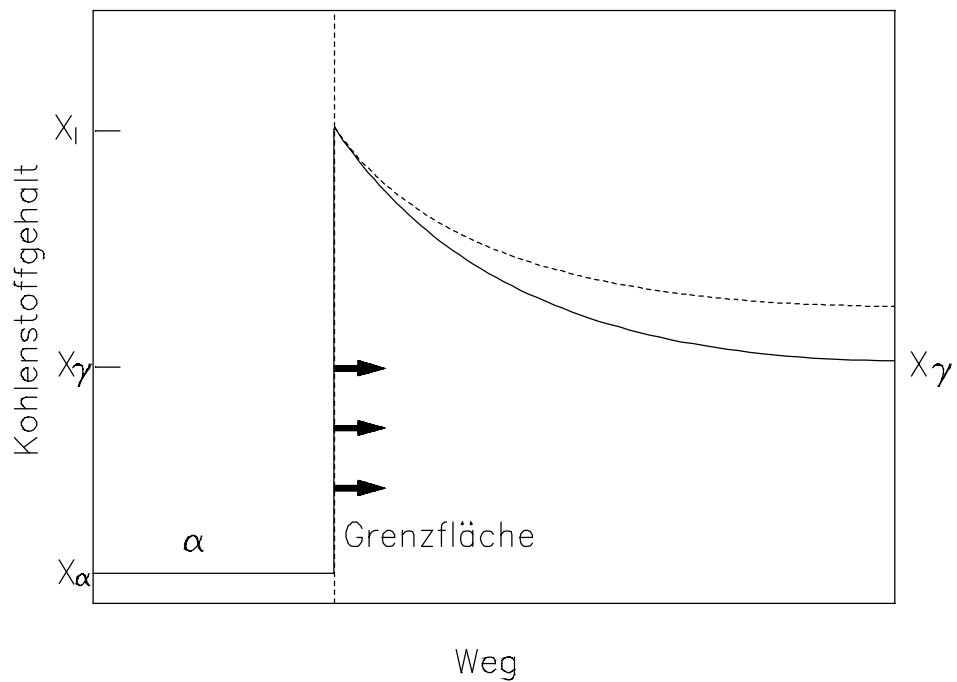


Bild 2.14: Kohlenstoffgradient in der Nähe der sich bewegenden Phasengrenzfläche bei der bainitischen Umwandlung, nach [46]

Die Aufteilung von ΔG_α in ΔG_d und ΔG_s ergibt sich nach [46,80] aus der Bedingung, daß die Diffusion mit der gleichen Geschwindigkeit wie die Scherung ablaufen muß. Durch diese Koppelung von Diffusion und Scherung bilden sich die Kohlenstoffkonzentrationen dynamisch vor der sich bewegenden Grenzfläche aus, wie Bild 2.14 zeigt. Die höchste Kohlenstoffkonzentration des Austenits X_i stellt sich in der Grenzfläche ein. Der Kohlenstoff diffundiert von dort in den Austenit ab, wodurch der Kohlenstoffgehalt des Austenits X_γ steigt (gestrichelte Kurve in Bild 2.14). Nähert sich X_γ an den Wert X_m , so wird eine weitere Reaktion unmöglich, da keine Enthalpieabsenkung des Gesamtsystems ΔG mehr auftritt. Die bainitische Umwandlung kommt zum Erliegen und kann nur durch Absenken von X_γ z.B. durch Karbidbildung oder durch Absenken der Temperatur fortgesetzt werden.

2.3.5. Restaustenit

Voraussetzung für eine vollständig ablaufende bainitische Umwandlung ist die Karbidbildung aus dem Austenit. Da Karbide große Mengen an Kohlenstoff aufnehmen, stellen sie Kohlenstoffsinken dar, die Kohlenstoff aus dem Austenit absaugen. Kohlenstoffanreicherungen im Austenit, die - wie oben gezeigt - die Umwandlung zum Erliegen bringen würden, sind dann nicht mehr möglich. Wird die Karbidbildung, z.B. durch Silizium als Legierungselement verhindert oder verzögert, so werden größere Austenitmengen nicht umgewandelt. Sie liegen dann nach dem Abschrecken auf Raumtemperatur ganz oder teilweise als Restaustenit vor. Die Restaustenitmenge ist davon abhängig, wie weit sich die Martensitstarttemperatur im verbliebenen Austenit abgesenkt hat.

2.3.6. Unterer Bainit

Der untere Bainit entsteht bei relativ niedrigen Umwandlungstemperaturen von unterhalb der Übergangstemperatur zum oberen Bainit bis unterhalb der Martensitstarttemperatur. Theoretisch kann sich unterer Bainit bis zur Martensitfinishtemperatur bilden.

a) Bildungskinetik

[82] stellt für die Bainitbildung eine Änderung der Umwandlungskinetik bei Unterschreiten einer Temperatur von 350°C fest und identifiziert das Umwandlungsprodukt als unteren Bainit. Dieser wächst mit einer Aktivierungsenergie von 14 000 cal/mol (0,61 eV), die im Zusammenhang mit der Kohlenstoffdiffusion im übersättigten Ferrit als geschwindigkeits-

bestimmender Prozeß diskutiert wird. Wegen des steigenden Kohlenstoffgehaltes nimmt bei sinkenden Umwandlungstemperaturen der Volumensprung bei der $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlung zu.

[83] gibt als Aktivierungsenergie für die Bildung des unteren Bainits Werte von 7 500 bis 13 000 cal/mol (0,33 bis 0,56 eV), [84] solche von 14 500 bis 16 500 cal/mol (0,63 bis 0,72 eV) an. Dabei wird von einem eigenen Umwandlungsmechanismus für den unteren Bainit ausgegangen.

b) Kohlenstoffaufteilung an der Umwandlungsfront

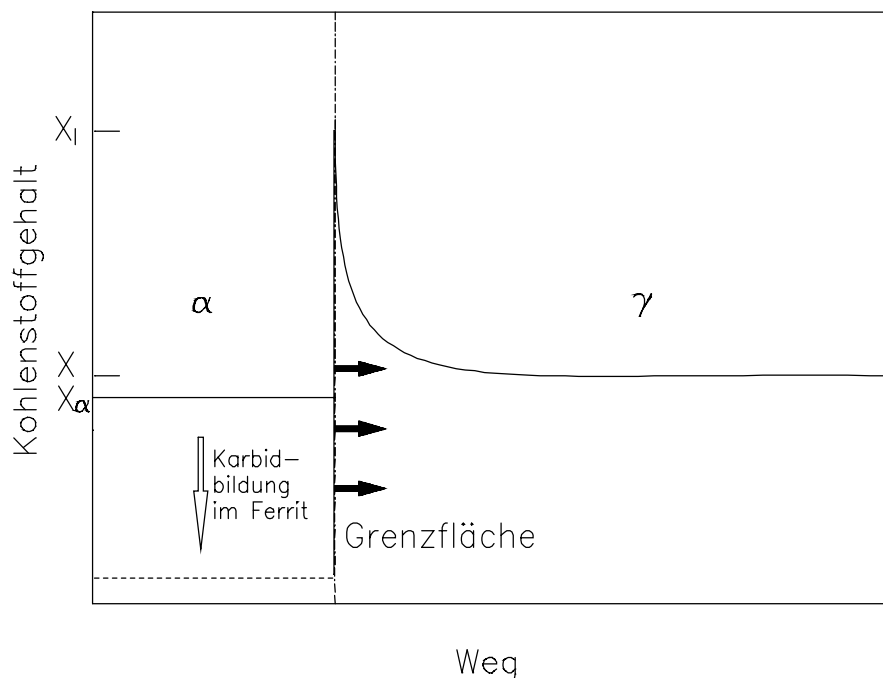


Bild 2.15: Kohlenstoffgradient in der Nähe der Grenzfläche im unteren Bainit

Bei den niedrigen Umwandlungstemperaturen kann wegen der geringen Diffusionsfähigkeit des Kohlenstoffs im Austenit und den gemessenen hohen Umwandlungsgeschwindigkeiten [59] kein nennenswerter Anteil des Kohlenstoffs vom Ferrit in den Austenit abdiffundieren. Es findet also zunächst eine martensitische Umwandlung des Austenits bei nahezu voller Kohlenstoffübersättigung statt, so daß der Kohlenstoffgehalt des gebildeten Ferrits fast gleich dem des Austenits bleibt. Bild 2.15 verdeutlicht diesen Sachverhalt. Der hohe Kohlenstoffgehalt im Ferrit kann sich nach der Umwandlung entweder durch Karbidbildung im Ferrit, oder durch Abdiffusion in den Restaustenit vermindern [5].

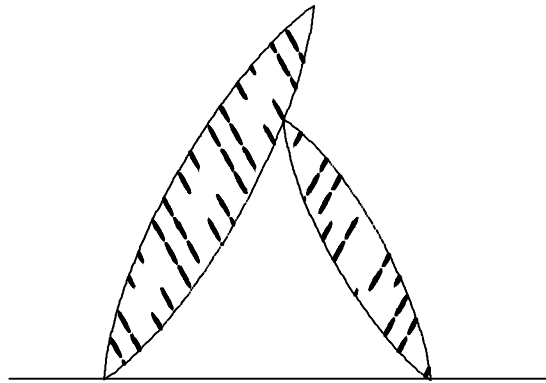
c) Karbidbildung

Bild 2.16: Schematische Darstellung der Karbidanordnung im unteren Bainit [31]

Zunächst dachte man daran, daß bei der Bildung des unteren Bainits die Karbide unmittelbar an der Grenzfläche aus dem Austenit so ausgeschieden werden, daß sich die Grenzflächenenergie minimiert [85]. [86] konnte jedoch nachweisen, daß sich die Karbide während der Umwandlung aus dem Ferrit ausscheiden.

Ähnlich wie beim angelassenen Martensit bilden sich die Karbide im Inneren der Ferritnadeln in gleichen kristallographischen Richtungen [68] mit Winkeln zur Nadelachse von etwa 60° [31] (vgl. Bild 2.16). Dabei handelt es sich meist zunächst um ϵ -Karbid ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$), das nach längeren Umwandlungszeiten in Zementit übergeht. Die Ausscheidung der Karbide hinter der Umwandlungsfront senkt die Kohlenstoffübersättigung des Ferrits und damit die freie Enthalpie des Gefüges [74]. Die Karbidform entspricht dem Zustand minimaler Verzerrungsenergie [69]. Die Zahl und die feine Verteilung der Karbide sind für die guten mechanischen Eigenschaften des unteren Bainits verantwortlich.

Im Zusammenhang mit der Lage der ausgeschiedenen ϵ -Karbide in einem Winkel von 60° zur Ferritnadelachse wurde vermutet, daß sich die Ausscheidungen an Verformungszwillingen ausbilden. Es konnte aber keine Korrespondenz zwischen der Orientierung der Karbidausscheidungen und den Zwillingebenen im Ferrit festgestellt werden. Daher nahm [86] an, daß die Karbidausscheidung aus energetischen Gründen orientiert erfolgt.

[76] wies aber nach, daß durch den wachsenden Ferrit bei der Verformung des Austenits Zwillinge entstehen. Diese Zwillinge im Austenit werden von der Umwandlungsfront geschert

und in das krz Gitter "übergeführt". An diesen Gitterstörungen bilden sich im weiteren Verlauf der Umwandlung Karbide. So ist es zu erklären, daß die Habitusebene der Karbidausscheidung keiner Zwillingsene im Ferrit entspricht.

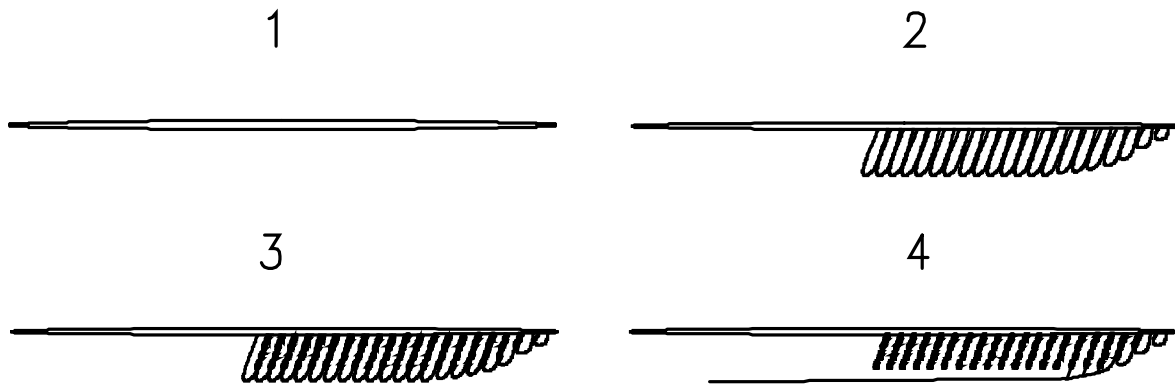


Bild 2.17: Schematische Darstellung des Bildungsmechanismus des unteren Bainits [87]

Bei dem von [87] entwickelten Mechanismus der Karbidbildung wird, wie in Bild 2.17 skizziert, von langen Ferritkeimen (1) ausgegangen, an denen im zweiten Schritt durch sympathetische Keimbildung weitere Ferriteinheiten entstehen (2). Der zwischen den Ferriteinheiten eingeschlossene Austenit reichert sich durch Diffusion aus dem Ferrit stark an Kohlenstoff an, bis es zur Karbidbildung aus dem Austenit kommt (3). Im letzten Schritt schließen sich die Lücken um die Karbide, da nunmehr weitere Ferritbildung in den - jetzt an Kohlenstoff verarmten - Austenitbereichen erfolgen kann. Wandernde Kleinwinkelkorn Grenzen gleichen vorhandene Orientierungsunterschiede zwischen den Ferriteinheiten aus, so daß ihre ehemaligen Begrenzungen nahezu verschwinden (4).

d) Orientierungsbeziehung

Nach [86] tritt zwischen Austenit und Ferrit des unteren Bainits überwiegend die Kurdjumov-Sachs Orientierungsbeziehung

$$(0\bar{1}1)_\alpha \parallel (111)_\gamma$$

$$[1\bar{1}\bar{1}]_\alpha \parallel [\bar{1}10]_\gamma \quad (2.6)$$

auf.

Gleichzeitig bestehen Orientierungsbeziehungen nach Nishiyama-Wassermann.

$$\begin{aligned}(011)_\alpha &\parallel (111)_\gamma \\ [0\bar{1}1]_\alpha &\parallel [\bar{1}\bar{1}2]_\gamma\end{aligned}\tag{2.7}$$

Die beiden Orientierungsbeziehungen unterscheiden sich nur um etwa 5° . Als Orientierungsbeziehung zwischen Ferrit und Zementit gibt [70] für den unteren Bainit

$$\begin{aligned}(00\bar{1})_{Fe_3C} &\parallel (112)_\alpha \\ [100]_{Fe_3C} &\parallel [1\bar{1}0]_\alpha\end{aligned}\tag{2.8}$$

$$[010]_{Fe_3C} \parallel [111]_\alpha$$

an. In einer neueren Untersuchung findet dagegen [86] die Orientierungsbeziehung nach Bagaryatski

$$\begin{aligned}[100]_{Fe_3C} &\parallel [0\bar{1}1]_\alpha \\ [010]_{Fe_3C} &\parallel [1\bar{1}\bar{1}]_\alpha\end{aligned}\tag{2.9}$$

$$[001]_{Fe_3C} \parallel [211]_\alpha$$

erfüllt. Schließlich gelingt es [88] nicht, für den unteren Bainit eine Orientierungsbeziehung zwischen Zementit und Austenit nachzuweisen. Daraus schließt [86], daß der Zementit beim unteren Bainit innerhalb des Ferrits ausgeschieden wird und nicht aus dem Austenit.

Die ϵ -Karbide weisen nach [89] Orientierungsbeziehungen zum Austenit als auch zum Ferrit auf, die sich durch

$$\begin{aligned}(0001)_\epsilon &\parallel (11\bar{1})_\gamma \\ (01\bar{1}0)_\epsilon &\parallel (2\bar{1}1)_\gamma\end{aligned}\tag{2.10}$$

$$(0001)_\epsilon \parallel (\bar{1}01)_\alpha$$

$$(0\bar{1}10)_\epsilon \parallel (1\bar{2}1)_\alpha$$

beschreiben lassen. Danach kann für das ϵ -Karbid nicht entschieden werden, ob es aus dem bainitischen Ferrit, oder aus dem Austenit ausgeschieden wird.

e) Restaustenitstabilisierung

Da bei den Temperaturen im unteren Bainitbereich kaum Kohlenstoffpartitionierung stattfindet, kann die bainitische Reaktion meist vollständig ablaufen, so daß kein oder nur wenig Restaustenit zurückbleibt. Wird die Reaktion jedoch vorzeitig durch Abschrecken abgebrochen, so wandelt sich der noch nicht bainitisch umgewandelte Austenit martensitisch um und es kann je nach Kohlenstoffgehalt und Legierungszusammensetzung Restaustenit zurückbleiben.

Durch Zulegieren von Silizium wird die Karbidbildung im C-übersättigten Ferrit unterdrückt. Der Kohlenstoff diffundiert daher in den noch nicht umgewandelten Austenit und erhöht dort den Kohlenstoffgehalt, bis die bainitische Umwandlung zum Erliegen kommt. Der dann noch nicht umgewandelte Austenit ist so stark mit Kohlenstoff angereichert, daß er auch nach Abschrecken auf Raumtemperatur als Restaustenit vorliegt.

2.3.7. Übergangstemperatur vom unteren zum oberen Bainit

Ein weiterer umstrittener Aspekt der Bainitbildung ist die Übergangstemperatur vom unteren zum oberen Bainit. [60] geht davon aus, daß diese - wie in Bild 2.18 gezeigt - mit steigenden Kohlenstoffgehalten von 400°C auf etwa 550°C bei 0.5 Masse% C ansteigt. Bei weiter steigenden Kohlenstoffgehalten stellt sich bei gleichbleibender Umwandlungsgeschwindigkeit eine höhere Übersättigung des gebildeten Ferrits ein, so daß der Kohlenstoff immer langsamer in den Austenit abdiffundiert. Entsprechend werden immer höhere Umwandlungstemperaturen für eine hinreichende Kohlenstoffdiffusion in den Austenit benötigt, damit sich dort Karbidausscheidungen bilden können. Überschreitet der Zustand der Legierung die extrapolierte A_{cm} -Linie des Fe-Fe₃C-Diagramms, so wird die Legierung quasi übereutektoid und es kommt zur Karbidausscheidung aus dem Austenit, was nach [60] der Bildung des oberen Bainits entspricht. Deshalb sinkt die Übergangstemperatur oberhalb 0.7 Masse% C auf 350°C ab. Unterhalb dieser Temperatur verläuft die Karbidausscheidung aus dem Austenit langsamer als die aus dem Ferrit und es bildet sich unterer Bainit.

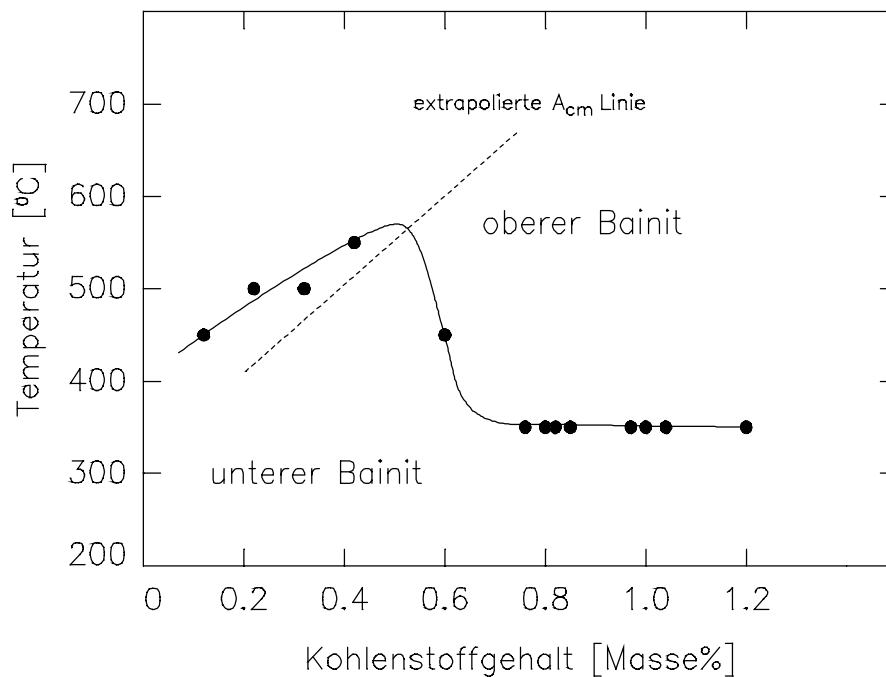


Bild 2.18: Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Übergangstemperatur vom unteren zum oberen Bainit [60]

Das Ansteigen der Übergangstemperatur für kleine Kohlenstoffgehalte, wie es [3,60] beobachtet hat, rührt nach [75] jedoch von der Definition her, daß die Übergangstemperatur die höchste Temperatur ist, bei der sich noch Karbid aus dem Ferrit ausscheidet. Da sich im Zuge der Bildung des oberen Bainits, besonders nach langen Umwandlungszeiten, wegen der Kohlenstoffanreicherung im Austenit und damit steigenden Übersättigung des Ferrits, durchaus auch Karbid im Ferrit ausscheiden kann, repräsentiert die von [60] gefundene Kurve nicht den Übergang der Bildungsmechanismen. [75] führt vielmehr den Übergang vom oberen zum unteren Bainit auf das hypothetische Fe- ϵ -Karbid-Zustandsdiagramm zurück. Bild 2.19 zeigt, daß sich unter 350°C Umwandlungstemperatur ϵ -Karbid aus dem Ferrit ausscheidet. Dementsprechend legt [75] die Übergangstemperatur konstant bei 350°C unabhängig vom Kohlenstoffgehalt fest. Die Ausscheidung von ϵ -Karbid ist nach seiner Theorie der wichtigste Mechanismus der Bildung des unteren Bainits. Das metastabile ϵ -Karbid wandelt sich dann nach längeren Umwandlungszeiten in stabilen Zementit um.

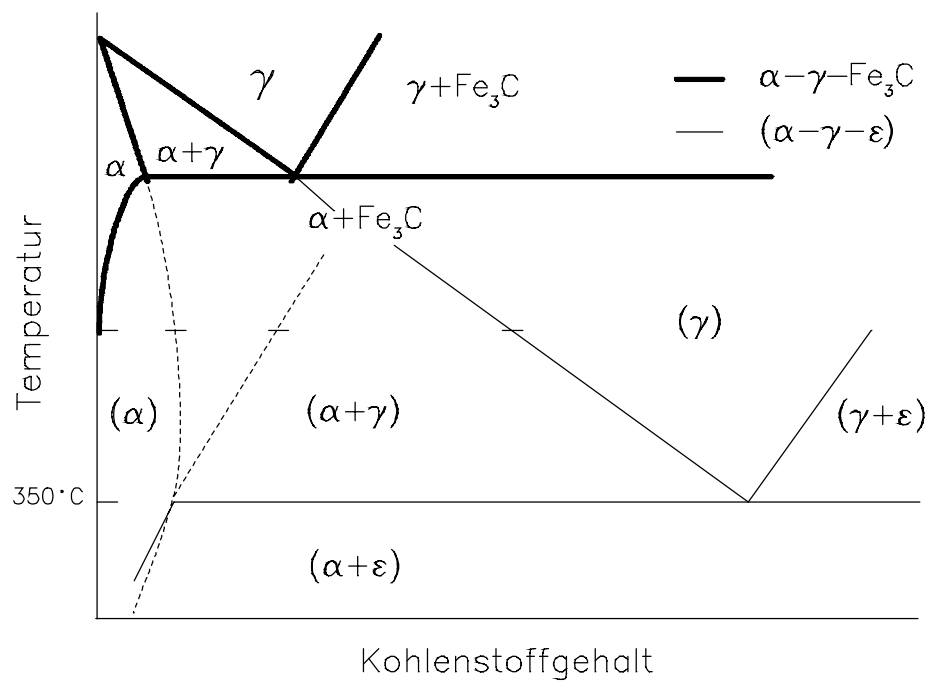


Bild 2.19: Schematisches Fe-Fe₃C-Diagramm mit eingezeichnetem metastabilen Fe- ϵ -Karbid-Diagramm [75]

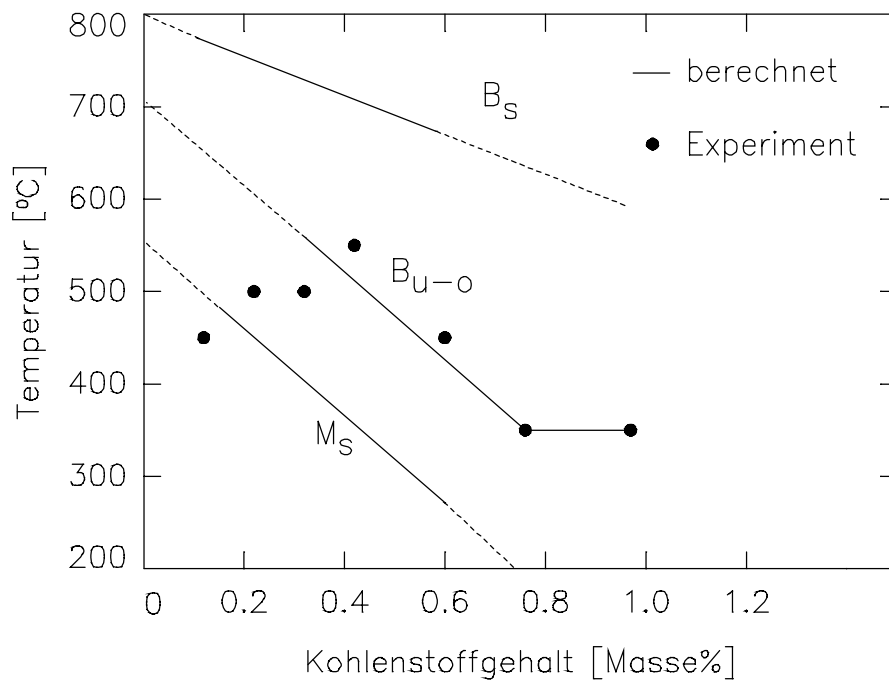


Bild 2.20: Die Starttemperatur des untern Bainits in Relation zur Bainit- und Martensitstarttemperatur [86]

[86] schlägt eine weitere Betrachtungsweise der Übergangstemperatur vor. Er geht davon aus, daß bei Unterschreiten der Übergangstemperatur ein Wechsel des Umwandlungsmechanismus stattfindet, der eine eigene Kinetik und eine eigene Einsatztemperatur besitzt, die sich zwischen der Bainit- und der Martensitstarttemperatur einordnet (vgl. Bild 2.20). Die Übergangstemperatur steigt, wie die beiden anderen Kurven mit sinkendem Kohlenstoffgehalt an, da auch für die Bildung unteren Bainits die erforderliche Triebkraft und damit die Unterkühlung mit dem Kohlenstoffgehalt abnimmt. Das von [60] experimentell beobachtete Absinken der Übergangstemperatur bei niedrigen Kohlenstoffgehalten wird hier als Härbarkeitsproblem bewertet. Der Austenitzerfall beginnt schon nach kürzester Zeit, so daß sich schon beim Abkühlen auf Umwandlungstemperatur oberer Bainit bildet. Erst bei tieferen Umwandlungstemperaturen kühlen die Proben schnell genug ab. Die Ausscheidung von ϵ -Karbid aus dem übersättigten Ferrit wird als Wettlauf der Ausscheidung gegen die Abdiffusion des Kohlenstoffs in den Austenit dargestellt. Entsprechend reicht nur bei höher kohlenstoffhaltigen Stählen der im Ferrit vorhandene Kohlenstoff zur ϵ -Karbiddbildung aus, was experimentell bestätigt wurde.

2.3.8. Oberer Bainit

Bei Umwandlungstemperaturen unterhalb des Bereichs der Perlitbildung und oberhalb des Bereichs der Bildung des unteren Bainits entsteht oberer Bainit. Die Kohlenstoffdiffusion im Austenit ist für diese Phasenumwandlung von entscheidender Bedeutung.

a) Bildungskinetik

Im Temperaturbereich zwischen 350°C und 400°C findet [82] für die Umwandlung eine Aktivierungsenergie von 34 000 cal/mol (1,48 eV), die etwa der für die Kohlenstoffdiffusion in γ -Eisen (1,34 eV) entspricht. Oberhalb 350°C wird im Ferrit ein konstanter Kohlenstoffgehalt von 0,03% beobachtet, der der Gleichgewichtskonzentration nahekommt. Gleichzeitig wird eine linear mit steigender Umwandlungstemperatur sinkende Längenänderung der Probe beobachtet [82].

[83] gibt dagegen für die Aktivierungsenergie der Bildung von oberem Bainit Werte von 18 000 bis 32 000 cal/mol (0,78 bis 1,39 eV) an, [84] solche von 22 000 bis 30 000 cal/mol (0,95 bis 1,30 eV).

b) Kohlenstoffaufteilung an der Umwandlungsfront

Der Ferrit des oberen Bainits enthält einen geringeren Kohlenstoffgehalt als der Austenit, aus dem er entstand, ist aber dennoch übersättigt [90]. Diese Übersättigung vermindert sich mit steigender Umwandlungstemperatur durch die steigende Abdiffusion in den Austenit, der sich durch diesen Mechanismus stark an Kohlenstoff anreichert [91]. Bei tiefen Umwandlungstemperaturen wird in der Nähe der Grenzfläche schnell ein Kohlenstoffgehalt von X_m erreicht (vgl. Bild 2.14), da die Kohlenstoffdiffusion in den Austenit verzögert abläuft. Die bainitische Reaktion kommt dadurch rasch zum Erliegen und kann nur durch erneute sympathetische Keimbildung weiterlaufen. Damit läßt sich die mit sinkender Umwandlungstemperatur abnehmende Breite und wachsende Anzahl der Bainitaggregate erklären [91]. Die hohe Anreicherung von Kohlenstoff im Austenit wird durch Karbidbildung vermindert. Ist Karbidbildung unmöglich, z.B. durch hohe Si - Gehalte, so verbleiben große Mengen Restaustenit im Gefüge.

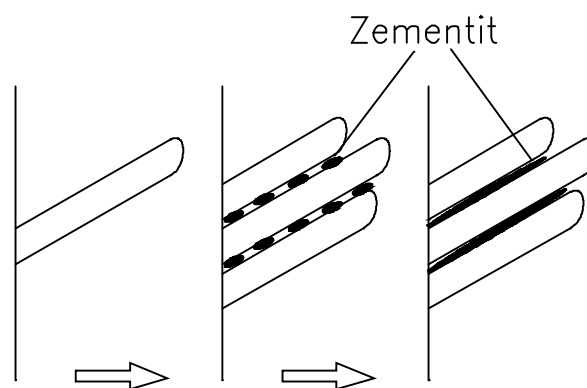
c) Karbidbildung

Bild 2.21: Schematische Darstellung der Karbidausscheidung im oberen Bainit [31]

Wird der Austenit von wachsenden Ferritnadeln eingeschlossen, so reichert er sich so stark an, daß sich Karbide aus dem Austenit ausscheiden können [46]. Es handelt sich dabei immer um Zementit, der direkt aus dem angereicherten Austenit ausgeschieden wird. Die Karbide des oberen Bainits liegen stets in Form mehr oder weniger kontinuierlicher Karbidfilme zwischen den Ferritnadeln vor [60,59] (vgl. Bild 2.21). Bei steigendem Kohlenstoffgehalt der Legierung werden die Ferritnadeln dünner, die Karbidfilme diskontinuierlich und treten häufiger auf. [76] stellt fest, daß die Keimbildung der Karbide durch die Spannungen, die durch das Einformen der wachsenden Ferritnadeln in den umgebenden Austenit entstehen, erleichtert wird. Aus den Untersuchungen der Orientierungsbeziehung von Karbid, Austenit und Ferrit schließt [76], daß die Karbide im oberen Bainit ebenfalls durch eine Gitterscherung entstehen. Dieser Theorie

widerspricht [92] und zeigt, daß sowohl die Bildung des bainitischen Ferrits als auch der Karbide mit einer diffusionskontrollierten Umwandlung zu erklären sind.

d) Orientierungsbeziehung

[60,70] beobachten zwischen Austenit und Ferrit des oberen Bainits die Orientierungsbeziehung nach Nishiyama - Wassermann (vgl. 2.7), die auch beim unteren Bainit gültig ist. Im Rahmen der Genauigkeit der erzeugten Beugungsbilder kann ebenfalls die Kurdjumov - Sachs - Beziehung gültig sein (vgl. 2.6).

Für die Orientierung zwischen Zementit und Austenit schlägt [93] die Beziehung

$$\begin{aligned} (010)_{Fe_3C} &\parallel (110)_\gamma \\ [001]_{Fe_3C} &\parallel [\bar{2}25]_\gamma \end{aligned} \quad (2.11)$$

$$[100]_{Fe_3C} \parallel [5\bar{5}4]_\gamma$$

[60] dagegen

$$\begin{aligned} (010)_{Fe_3C} &\parallel (110)_\gamma \\ [001]_{Fe_3C} &\parallel [\bar{1}12]_\gamma \end{aligned} \quad (2.12)$$

$$[100]_{Fe_3C} \parallel [1\bar{1}1]_\gamma$$

vor.

Nach [60] werden keine Orientierungsbeziehungen zwischen Ferrit und Zementit beobachtet, woraus er schließt, daß sich der Zementit nicht aus dem Ferrit, sondern aus dem Austenit ausscheidet.

e) Restaustenitstabilisierung

Reichert sich der Austenit stark mit Kohlenstoff an, so kann, falls die Anreicherung nicht durch Bildung von Karbiden verringert wird, die Bainitbildung zum Erliegen kommen. Dieses Phänomen wird im Rahmen der kinetischen Definition des Bainits als "Phänomen der unvollständigen Umwandlung" bezeichnet. Im Temperaturbereich dieser unvollständigen Umwandlung ist die Keimbildung des Zementits behindert [60]. Das kann durch Zugabe von Chrom oder Silizium [76] erreicht werden. In beiden Fällen erweist sich der angereicherte Austenit als sehr stabil gegen Abschrecken auf Raumtemperatur, so daß erhebliche Mengen an Restaustenit zurückbleiben können [35,76], die die mechanischen Eigenschaften der Legierung wesentlich beeinflussen.

2.3.9. Einfluß der Legierungselemente auf die Bainitbildung

Die Abschätzung des Einflusses der Legierungselemente auf die Bainitbildung ist relativ komplex, da sich die Kinetik der auftretenden Reaktionen oft nicht proportional zu den Anteilen an Legierungszusätzen ändert. Erschwerend kommt hinzu, daß sich die Elemente in ihrer Wirkung gegenseitig beeinflussen. Legierungskomponenten, die mit den Eisenphasen ein Substitutionsmischkristall bilden, beeinflussen die bainitische Umwandlung nur indirekt, da in diesem Temperaturbereich der Bainitbildung keine Substitutionsatomdiffusion auftritt [94,95]. So kann nach [58] die Wachstumskinetik des Bainits durch eine Beeinflussung der Diffusionsrate des Kohlenstoffs durch das Legierungselement verändert werden. Qualitativ betrachtet senken die Elemente Mn, Ni, Cr und Si die Bainitstarttemperatur ab und verlängern die Umwandlungszeit. Die Elemente Cr, Mo, V und W führen im ZTU-Diagramm zu einer Trennung des Perlitbereichs vom Bainitbereich und zur Bildung eines umwandlungsträgen Bereichs.

Kohlenstoff ist der wesentliche Einflußfaktor bezüglich der Morphologie des Bainits. Bei steigendem Kohlenstoffgehalt kommt das Breitenwachstum der Bainitnadeln wegen der erschweren Kohlenstoffdiffusion früher zum Erliegen. Entsprechend werden die Bainitnadeln dünner und zahlreicher. Ein steigender Kohlenstoffgehalt fördert außerdem die Karbidbildung sowohl aus dem Ferrit (beim unteren Bainit), als auch aus dem Austenit (beim oberen Bainit). Mit steigendem Kohlenstoffgehalt wird die Inkubationszeit verlängert und die Bainitstarttemperatur (B_s) abgesenkt.

Durch Zugabe von Chrom wird ebenfalls die Inkubationszeit verlängert und B_s abgesenkt. Die Steigerung der Austenitbeständigkeit kann so weit führen, daß in bestimmten Temperatur-

bereichen über lange Zeiten keine Umwandlung mehr stattfindet und ein umwandlungsträger Bereich auftritt.

Silizium hebt die A_{C1} - und die A_{C3} -Temperatur des metastabilen Fe-Fe₃C-Diagramms an und verschiebt die eutektoide Konzentration zu geringeren Kohlenstoffgehalten. Die Kinetik der Perlit- und der Bainitbildung wird durch Silizium nur unwesentlich beeinflusst [96]. Silizium ist in Zementit praktisch unlöslich [36].

Mangan erhöht stark die Austenitstabilität sowohl in der Perlit als auch in der Bainitstufe [97], was in Manganstählen zu hohen Restaustenitgehalten führen kann und die Umwandlungszeiten in der Bainitstufe relativ lang werden läßt. Dadurch wird, auch für die bainitische Umwandlung, die Durchvergütbarkeit verbessert. Mangan ist im Zementit löslich und bildet mit Kohlenstoff Mn₃C mit einer zum Zementit isomorphen Struktur.

Ein Zusatz von Nickel führt wie Cr oder Mn zu einer Erniedrigung von B_s . Bei hohen Nickelgehalten schnürt sich der Bereich der vollständigen bainitischen Umwandlung stark ein, beispielsweise auf den Temperaturbereich bis 10°C über der Martensitstarttemperatur bei Zugabe von 4% Nickel [98].

Molybdän erhöht die A_{C3} Temperatur ohne die A_{C1} Temperatur zu beeinflussen. Es verzögert vor allem die voreutektoide Ferritausscheidung und die Perlitbildung [99]. Das erleichtert bei großen Bauteilen das Abkühlen auf die Temperaturen der bainitischen Umwandlung ohne Vorausscheidung von Ferrit oder Perlit.

Die Ferrit- und die Perlitbildung werden ebenfalls durch Bor stark verzögert [91]. Der Perlitbereich verschiebt sich zu längeren Umwandlungszeiten, während die Bainitbildung unbeeinflusst bleibt. Vor allem bei der kontinuierlichen Umwandlung können so rein bainitische Gefüge erzeugt werden. Dabei ist es wichtig, daß vorhandener Stickstoff durch Aluminium oder Titan gebunden wird, da die sonst entstehenden Bornitride eine Versprödung verursachen.

2.3.10. Die bainitische Umwandlung in Siliziumstählen

Bei siliziumhaltigen Stählen ergeben sich, im Vergleich zu den schon beschriebenen Mechanismen der bainitischen Umwandlung in siliziumfreien Stählen, einige Besonderheiten, da Silizium die Bildung von Zementit unterdrückt [38]. Da die Karbidbildung Voraussetzung für eine vollständige bainitische Umwandlung ist, kommt es in Siliziumstählen zu unvollständigen Umwandlungen mit hohen Restaustenitgehalten [5]. Untersuchungen an Siliziumstählen können wichtige Hinweise für die Aufklärung der Bildung des bainitischen Ferrits liefern, da die Umwandlungsprodukte nicht durch eine nachfolgende Karbidbildung verändert werden.

Silizium ist in Zementit praktisch unlöslich [36]. Das Wachstum eines Zementitkeimes setzt also die Abdiffusion von Silizium voraus, die bei den Umwandlungstemperaturen der Bainitbildung nur sehr langsam erfolgen kann. Um den Zementitkeim baut sich ein Siliziumgradient auf, der lokal die Aktivität des Kohlenstoffs stark erhöht (vgl. Bild 2.22)[100]. Dadurch wird der Kohlenstoffzufluß zum Zementitkeim reduziert, so daß der Keim nicht weiter wachsen kann [5].

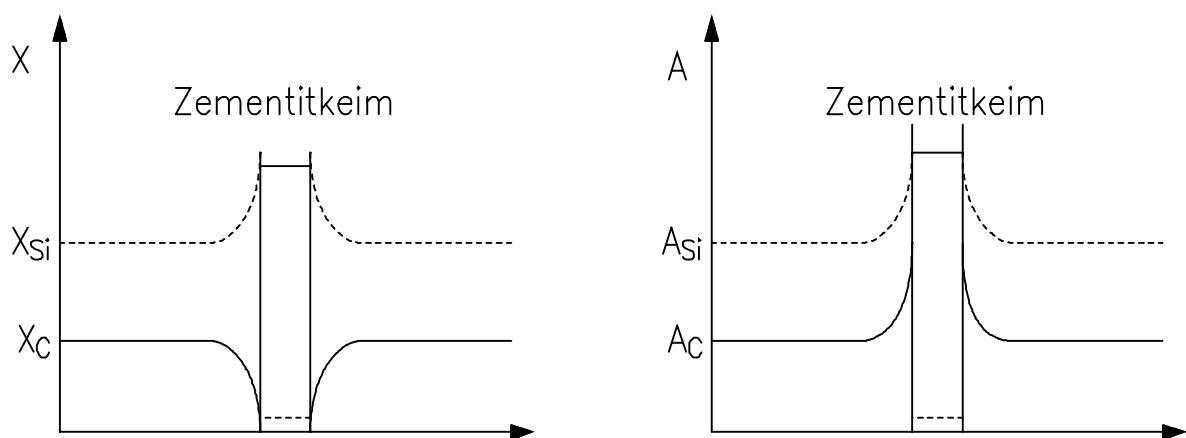


Bild 2.22: Verlauf der Si- und der C-Konzentration X (linkes Teilbild) sowie der Si- und C-Aktivitäten A (rechtes Teilbild) bei der Keimbildung von Zementit [100]

Die Umwandlung im Bereich des oberen Bainits läuft in Siliziumstählen wegen der erschwerten Karbidbildung in zwei Phasen ab [76]. In der ersten Phase entsteht bainitischer Ferrit mit relativ hoher Bildungsgeschwindigkeit, wobei der umgebende Austenit stark mit Kohlenstoff angereichert wird. In der zweiten Phase, die in Siliziumstählen erst nach sehr langen Zeiten einsetzt [38,101], bilden sich dann Karbide aus diesem angereicherten Austenit. Durch die Absenkung des Kohlenstoffgehaltes im Austenit kann die Ferritbildung weiter-

laufen, und es bildet sich Sekundärferrit durch seitliches Wachsen der vorhandenen Ferritnadeln [89]. Im Bereich des unteren Bainits scheiden sich schon nach kurzen Umwandlungszeiten ϵ -Karbide innerhalb des Ferrits aus [89], da Silizium die ϵ -Karbiddbildung wenig beeinflusst. Lediglich die Umwandlung des ϵ -Karbids in Zementit wird durch das vorhandene Silizium unterdrückt [89]. Durch die vorhandene Karbidbildung weist der untere Bainit geringere Restaustenitmengen als der obere Bainit auf [5]. Die von [5,76] gefundenen Karbide können nicht als Zementit identifiziert werden, da sie erhebliche Mengen an Silizium enthalten. Auch [89,102,103] berichten vom Auftreten von Silicokarbiden nach längerer Umwandlung im Temperaturbereich des oberen Bainits.

Bei höherem Siliziumgehalt und Umwandlungstemperaturen zwischen 350°C und 400°C können große Restaustenitbereiche entstehen, die nur wenig mit Kohlenstoff angereichert sind, und sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung auswirken [35]. Im Austenit, der zwischen wachsenden Ferritnadeln eingeschlossen ist, finden sich Verformungszwillinge, die auf den lokal hohen Kohlenstoffgehalt des Austenits zwischen den Ferritnadeln deuten [5].

2.3.11. Phänomen der unvollständigen Umwandlung

[38,66] beobachten, daß die bainitische Umwandlung bei Annäherung an B_S immer unvollständiger verläuft, bis sie bei B_S zum Erliegen kommt. Nach einiger Zeit, in der nichts geschieht, setzt Perlitbildung ein. Wird nun durch Zugabe von Legierungselementen der Temperaturbereich der Perlitbildung zu höheren oder der Bainitbildung zu tieferen Temperaturen verschoben, so entsteht ein Temperaturbereich, in dem Umwandlungen, wenn überhaupt, erst nach sehr langen Zeiten ablaufen. [5] erklärt dieses Phänomen mit der unterdrückten Karbidbildung bei höheren Temperaturen. Der Austenit reichert sich schnell mit Kohlenstoff an, so daß die Umwandlung schon nach kurzer Zeit zum Stillstand kommt.

Auch an dem Phänomen der unvollständigen Umwandlung entzündet sich die Kontroverse um den Mechanismus der Bainitbildung. [66,104] führen den umwandlungsträgen Bereich auf einen "Solute Drag Like Effect" (SDLE) zurück. Dieses Modell geht davon aus, daß Substitutionsatome im Temperaturbereich der Bainitbildung nicht frei durch das Atomgitter diffundieren können, sich aber in der bewegten Phasengrenzfläche anreichern. Handelt es sich dabei um Elemente, die die Kohlenstoffaktivität erniedrigen, so sinkt die treibende Kraft für die Abdiffusion des Kohlenstoffs aus dem Ferrit in den Austenit. Dieser Effekt erniedrigt die Umwandlungsgeschwindigkeit und kann im Extremfall die sich während der Umwandlung bewegende Phasengrenzfläche schon nach kurzer Zeit, durch Bildung von Karbiden innerhalb

dieser Grenzfläche, zum Stillstand bringen. In einer direkten Stellungnahme auf [66] widerspricht [105], da es Beispiele für Legierungselemente gibt, die die Kohlenstoffaktivität erniedrigen, aber keinen umwandlungsträgen Bereich verursachen. Ferner lässt sich mit dem SDLE nur der umwandlungsträge Bereich zwischen Bainit und Perlit erklären, nicht aber der zweite umwandlungsträge Bereich, der zwischen unterem Bainit und oberem Bainit gefunden wurde.

2.3.12. Mechanische Eigenschaften bainitischer Eisenbasislegierungen

a) Verfestigungsmechanismen

Die wichtigsten im bainitischen Gefüge auftretenden Verfestigungsmechanismen sind die Korngrenzenverfestigung, die Versetzungsverfestigung, die Mischkristallverfestigung und die Dispersionsverfestigung.

Bei der Korngrenzenverfestigung stellt sich die Frage, wie eine Korngröße im bainitischen Gefüge zu definieren ist. Eine Möglichkeit ist die ehemalige Austenitkorngröße, die indirekt die Länge der Bainitnadeln und die Größe der Pakete bestimmt, die sich aus mehreren Nadeln zusammensetzen. [106] findet für die Austenitkorngröße keine Beziehung zu den Festigkeits-

$$\sigma_{Latten} \sim l^{-1} \quad (2.13)$$

eigenschaften, während er für die Paketgröße die Beziehung findet.

[3,90] definieren die Breite der einzelnen Bainitnadeln als Korngröße und bestimmen

$$\sigma_{Kg} = \alpha_3 \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (2.14)$$

die der Hall-Petch-Beziehung entspricht. Da die Ferritnadeln mit sinkender Umwandlungstemperatur kleiner und zahlreicher werden [3], kann mit (2.14) der beobachtete Festigkeitsanstieg begründet werden.

Je nach Umwandlungstemperatur liegen im bainitischen Ferrit hohe Versetzungsdichten von 10^9 bis 10^{10} cm^{-2} vor [103,106]. Die Versetzungsdichte nimmt wegen der abnehmenden Einformung des Ferrits bei steigenden Umwandlungstemperaturen ab. Sie ist umso höher, je mehr Karbide vorhanden sind [3].

Nur ein Teil dieser Versetzungen nehmen als Gleitversetzungen an der plastischen Verformung teil. Ihre Bewegung durch das Metallgitter wird durch die räumliche Struktur der nichtgleitfähigen Versetzungen, die gelösten Fremdatome, die Karbide sowie durch Korn- und Phasengrenzen behindert [107]. Der Anteil der Versetzungsverfestigung läßt sich quantitativ

$$\sigma_{vers} = \alpha_1 \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho} \quad (2.15)$$

durch

abschätzen. α_1 ist dabei eine Konstante, G der Schubmodul, b der Betrag des Burgersvektors und ρ die Gesamtversetzungsdichte.

Die Wechselwirkung zwischen Gleitversetzungen und in den jeweiligen Gleitebenen liegenden Interstitutions- oder Substitutionsatomen führen zu einem Spannungsanteil

$$\sigma_{Mk} = \alpha_2 \cdot G \cdot C^M \quad (2.16)$$

wobei α_2 und M Konstanten sind und C die Fremdatomkonzentration. Der im bainitischen Ferrit gelöste Kohlenstoff wächst mit sinkender Umwandlungstemperatur an, was zu zunehmender Mischkristallverfestigung führt [3].

Die Karbide im oberen Bainit beeinflussen die Festigkeitseigenschaften nur dahingehend, daß sie die Ribbildung und -ausbreitung begünstigen. Mit den Gleitversetzungen treten sie nicht in Wechselwirkung, da sie an den Ferritnadelgrenzen liegen. Im unteren Bainit verursachen die im Ferrit gebildeten Karbide eine Ausscheidungsverfestigung, die den Spannungsanteil

$$\sigma_K = A \cdot n_e \ln \left(\frac{B}{n_e} \right) \quad (2.17)$$

liefert [106]. Dabei ist n_e die Anzahl an Karbidteilchen pro mm^2 und A , B Konstanten.

Zur Bestimmung der Festigkeitseigenschaften von Gemischen verschiedener Phasen schlägt [106] die Mischungsregel

$$\sigma = \sum_{i=1}^N V_i \sigma_i \quad (2.18)$$

vor. Dabei stellt V_i den Volumenanteil des Gefüges i und σ_i den Festigkeitskennwert dar. Diese Abschätzung hat sich für die Mischung von oberem Bainit und Martensit als geeignet erwiesen. Bei der Mischung von unterem Bainit mit Martensit treten jedoch größere Ungenauigkeiten auf. Die Mischung von Bainit mit Restaustenit läßt sich nach (2.18) beurteilen, solange der Restaustenit nicht in Martensit umwandelt.

b) Einfluß des Restaustenits auf die mechanischen Eigenschaften

[35] stellt fest, daß sich die Restaustenitmenge und -morphologie aufgrund der hohen Duktilität und Umwandlungsfähigkeit des Restaustenits stark auf die Zähigkeitseigenschaften von unterschiedlich hoch siliziumhaltigen Stählen auswirkt. Bei der Verformung von Zuständen mit höherer Kohlenstoffkonzentration wandelt der Restaustenit in Martensit um, während bei der Verformung von Zuständen mit niedrigerem Kohlenstoffgehalt Zwillingsbildung im Austenit beobachtet wird [35]. Die Restaustenitmenge, bei der die größte Bruchdehnung auftritt, wird von [35] mit 33 bis 37 Vol% angegeben. Proben mit höherem Restaustenitgehalt (bis zu 50 Vol%) weisen wieder schlechtere Zähigkeitseigenschaften auf. Der Grund für dieses Verhalten liegt in der Morphologie des Restaustenits. Bei geringeren Restaustenitgehalten liegt der Restaustenit filmartig zwischen den Ferritnadeln [5,35] und wirkt als Gleitfilm zwischen den härteren Ferritaggregaten, wodurch die Verformbarkeit des Gefüges verbessert wird. Der Beitrag des Restaustenits an der gesamten Verformung ist wegen der dehnungsinduzierten Martensitbildung sehr hoch, so daß eine Vergrößerung der Restaustenitmenge einer Verbesserung der Bruchdehnung gleichkommt. Bei höheren Restaustenitmengen ordnet sich der Restaustenit blockförmig an [35] und sein Verformungsmechanismus wechselt von der dehnungsinduzierten Martensitbildung zur Verformung durch Zwillingsbildung [5,35]. Da bei weiter steigendem Restaustenitgehalt der blockförmig angeordnete Anteil des Restaustenits steigt, führt dies ab einer Restaustenitmenge von 37 Vol% wieder zu sinkenden Bruchdehnungen. Dieser Zusammenhang ist nach [106] auch für den mit steigender Umwandlungstemperatur sinkenden K_{IC} -Wert verantwortlich.

c) Verformungs- und Festigkeitsverhalten

Die isotherme Bainitumwandlung bietet eine Reihe von Vorteilen. Im Gebiet des unteren Bainits werden neben hohen Festigkeiten sehr gute Zähigkeitseigenschaften erreicht, wie [3] für Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,1 bis 1% zeigt. Dabei wurde der Chromgehalt von 0 bis 1% und der Siliziumgehalt von 0,1 bis 0,6% variiert. Bei Umwandlungstemperaturen von 400 bis 600°C wurde ein Streckgrenzenverhältnis von 0,6 bis 0,8 ermittelt. Für Zugfestigkeiten über 850 N/mm² zeigten die in der Bainitstufe umgewandelten Stähle eine überlegene Duktilität gegenüber normal vergüteten Stählen. Diese sehr guten mechanischen Eigenschaften des Bainits bleiben bis zu tiefsten Temperaturen erhalten [109]. Ferner sind die Bruchdehnung, Brucheinschnürung und Kerbschlagzähigkeit höher als bei vergleichbarer Festigkeit nach normaler Vergütung. Auch die Zeitstandfestigkeit, Dauerschwingfestigkeit und Zeitschwingfestigkeit werden durch dieses Wärmebehandlungsverfahren günstig beeinflusst.

Der Übergang von unterem zu oberem Bainit bewirkt einen Sprung in der Übergangstemperatur der Schlagzähigkeit. Oberer Bainit zeigt dabei die höheren Übergangstemperaturen, was auf die unterschiedliche Karbidstruktur zurückzuführen ist. Nach [106] stimmt die Facettengröße der Spaltbruchflächen mit der Größe der Bainitkolonien überein. Eventuell anwesender Martensit führt dabei zu einer Verkleinerung der Facettengröße.

Mitunter zeigen bainitische Stähle eine recht geringe Streckgrenze. [108] macht dafür eine nur unvollständig durchgeführte Umwandlung verantwortlich. Nach seinen Untersuchungen erreicht die Streckgrenze nur dann ihr Maximum, wenn ein möglichst hoher Umwandlungsgrad erreicht wird. Neben der Streckgrenze reagiert die Dauerfestigkeit besonders empfindlich auf eine unvollständige Umwandlung.

Werkstoffe mit bainitischen Gefügeständen werden erfolgreich für Ventil- und Tellerfedern eingesetzt, da die bainitischen Gefüge Vorteile in der Dauerfestigkeit und Zeitfestigkeit dieser Bauteile bringen. [97,108] zeigen, daß die Dauerfestigkeit bainitisch umgewandelter Proben über der von vergüteten Proben mit vergleichbarer Zugfestigkeit liegt. Es ist dabei auf eine möglichst vollständige bainitische Umwandlung zu achten. Dabei zeichnet sich das bainitische Gefüge dadurch aus, daß es durch innere oder äußere Kerben sowie von Rissen erzeugte Spannungsspitzen wirksam abbauen kann [109].

Die Umwandlung in der Bainitstufe ist aber nicht nur aufgrund der guten mechanischen Eigenschaften interessant, sondern auch unter dem Aspekt einer verzugsarmen und praktisch härte-rißfreien Wärmebehandlung [97]. Infolge der relativ hohen Umwandlungstemperaturen sind sowohl die Abschreck- als auch die Umwandlungsspannungen sehr viel geringer als bei der

üblichen Härtung. Zudem ist die Umwandlung in der Bainitstufe mit erheblich kleineren Volumenänderungen verbunden als die martensitische Umwandlung [97].

d) Zyklisches Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

Bei der zyklischen Beanspruchung von Stählen kann man nach [110] vier Ermüdungsstadien unterscheiden: Das elastisch-plastische Wechselverformungsstadium, das Mikrorißbildungsstadium, das Stadium der stabilen Rißausbreitung und schließlich den Ermüdungsbruch. Bei gehärteten Stählen überwiegt das Wechselverformungsstadium und Mikrorißbildung tritt erst kurz vor dem Ermüdungsbruch auf. Bei normalisierten oder vergüteten und dabei hoch angelassenen Stählen kann die stabile Rißausbreitung je nach Beanspruchungshöhe einen erheblichen Teil der Lebensdauer umfassen [28].

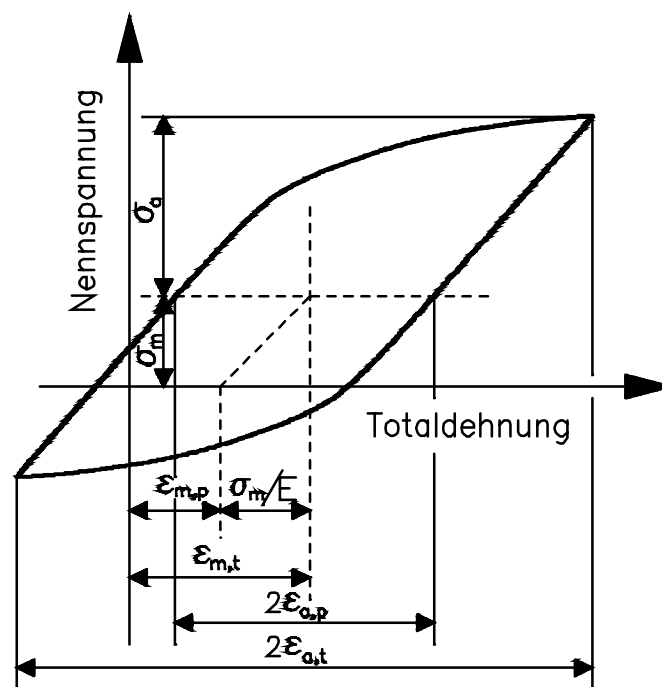


Bild 2.23: Nennspannungs- Totaldehnungs-Hysteresisschleife mit den Kenngrößen der Wechselverformung

Bei elastisch-plastischer Wechselverformung liefert der Spannungs-Totaldehnungs-Zusammenhang Hysteresisschleifen [111], denen bei hinreichend stabilisiertem Werkstoffverhalten nach Bild 2.23 verschiedene Kenngrößen entnommen werden können. Bei spannungskontrollierter Versuchsführung lassen sich die Totaldehnungsamplitude $\epsilon_{a,t}$ und die plastischen Dehnungsamplituden $\epsilon_{a,p}$ als Funktion der Lastspielzahl N bestimmen. Zyklische Verfestigung (Entfestigung) ist dabei mit einer Abnahme (Zunahme) von $\epsilon_{a,p}$ und damit auch von $\epsilon_{a,t}$ ver-

bunden. Bei totaldehnungskontrollierter Versuchsführung stellen sich dagegen die Spannungsamplituden σ_a und die plastischen Dehnungsamplituden $\epsilon_{a,p}$ als abhängige Größen ein. Eine zyklische Verfestigung (Entfestigung) ist dabei mit einer Zunahme (Abnahme) von σ_a und einer Abnahme (Zunahme) von $\epsilon_{a,p}$ verknüpft [112]. Werden die abhängigen Größen bei gegebener Beanspruchungsamplitude als Funktion des Logarithmus der Lastspielzahl aufgetragen, so ergeben sich sog. Wechselverformungskurven. Entnimmt man diesen zugehörige Wertepaare von σ_a und $\epsilon_{a,p}$ bzw. $\epsilon_{a,t}$ und trägt diese gegeneinander auf, so erhält man die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve. Dieser können wie einer Spannungs-Dehnungs-Kurve des Zugversuchs, zyklische Streck- und Dehngrenzwerte entnommen werden.

Die Wechselverformungskurven erlauben Rückschlüsse auf das Werkstoffverhalten während der zyklischen Beanspruchung. Normalisierte Stähle zeigen meist nach einer quasi-elastischen Inkubationszeit ein Lastspielzahlintervall starker Wechselentfestigung, an das sich ein Lebensdauerbereich mit Wechselverfestigung anschließt. Die beobachtete Wechselentfestigung ist auf das Auftreten von Dehnungsinhomogenitäten zurückzuführen, die als Ermüdungslüdersbänder über die Meßstrecke laufen [113].

Auch vergütete Stähle zeigen nach einer Inkubationszeit eine starke Wechselentfestigung, die bis zur Anrißbildung anhält. Mit steigender Spannungsamplitude sinkt dabei sowohl die Inkubationszeit, als auch die Lebensdauer ab. Da wegen der vorhandenen sehr hohen Versetzungsdichte eine Neubildung von Versetzungen unwahrscheinlich ist, müssen die auftretenden plastischen Verformungen durch Umordnung der vorhandenen Versetzungsstruktur erzeugt werden. Bei gehärteten Werkstoffzuständen bieten sich für die Versetzungen verstärkt Möglichkeiten zur elastischen Wechselwirkung mit den in erhöhter Nichtgleichgewichtskonzentration gelösten Kohlenstoffatomen, was zu einer Wechselverfestigung führt. Da durch Anlassen der Anteil des gelösten Kohlenstoffs geringer wird, reduzieren sich die Wechselwirkungsmöglichkeiten der Versetzungen mit den Kohlenstoffatomen und Umbildungen der Versetzungsstruktur führen zu Wechselentfestigungen [28].

Für die stabile Rißausbreitung sind die zyklischen plastischen Deformationen an der Rißspitze maßgeblich. Die Rißausbreitung wird durch die Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK bestimmt. Der Rißlängenzuwachs pro Lastwechsel wird durch

$$\frac{da}{dN} = c(\Delta K)^n \quad (2.19)$$

beschrieben, wobei c und n Konstanten sind. Bei doppelt logarithmischer Auftragung von da/dN über ΔK ergibt sich ein linearer Zusammenhang. Unterhalb eines Schwellwertes von ΔK tritt kein Rißwachstum mehr auf. Bei sehr hohen ΔK -Werten führt instabile Rißausbreitung zum Bruch.

3. Versuchsmaterial

3.1. Untersuchte Werkstoffe

Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Siliziumstähle ist in Tab. 3.1 aufgeführt.

Stahl	C	Si	Mn	Cr	Al	P	S
80 Si 10	0,83	2,48	0,21	0,03	0,12	0,01	0,01
80 Si 10 (b)	0,87	2,75	0,57	0,12	0,11	0,02	0,02
80 Si 13	0,87	3,27	0,57	0,11	0,12	0,02	0,02
45 Si 10	0,47	2,53	0,77	0,08	0,10	0,02	0,02
65 Si 7	0,69	1,55	0,83	0,15	0,01	0,01	0,02
80 Si 6	0,90	1,56	0,56	0,05	0,08	0,02	0,02
80 SiCr10 4	0,86	2,40	0,56	1,09	0,10	0,02	0,02
80 SiCr10 7	0,86	2,32	0,55	1,83	0,13	0,02	0,02

Tab. 3.1 Chemische Zusammensetzung der untersuchten Siliziumstähle
(alle Angaben in Masse-%)

80 Si 10 wurde von Neles Oy Lokomo Steel Works, Tampere (Finnland), hergestellt und bei der Fa. Roßwag, Kleinsteinbach, in quadratische Stangen von 80 x 80 mm umgeschmiedet. Die bei der Schmiedebehandlung entstandenen Randschädigungen wurden durch Abtrag einer Randschicht von etwa 10 mm Dicke eliminiert. Die Legierungen 80 Si 10 b, 80 Si 13, 80 Si 6, 45 Si 10, 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 wurden vom österreichischen Giessereiinstitut Leoben hergestellt und als Stangenmaterial mit quadratischem Querschnitt von 25 x 25 mm geliefert. 65 Si 7 wurde als kommerziell hergestellter Federstahl von der Fa. Saarstahl als Stangenmaterial mit 12 mm Durchmesser bezogen.

Alle Materialien lagen mit fein perlitischem Ausgangsgefüge vor. Tab. 3.2 enthält Angaben über die Martensitstarttemperaturen der Versuchsmaterialien.

Martensitstarttemperatur [°C]							
	80 Si 6	80 Si 10	80 Si 13	45 Si 10	65 Si 7	80 Si Cr 10 4	80 Si Cr 10 7
be- rechnet	204	241	206	342	268	193	179
gemes- sen	253	243	240	348	251	230	210

Tab. 3.2 Nach Tab. 2.1, Ansatz 8 berechnete und gemessene Martensitstarttemperaturen der untersuchten Materialien

3.2. Probenherstellung

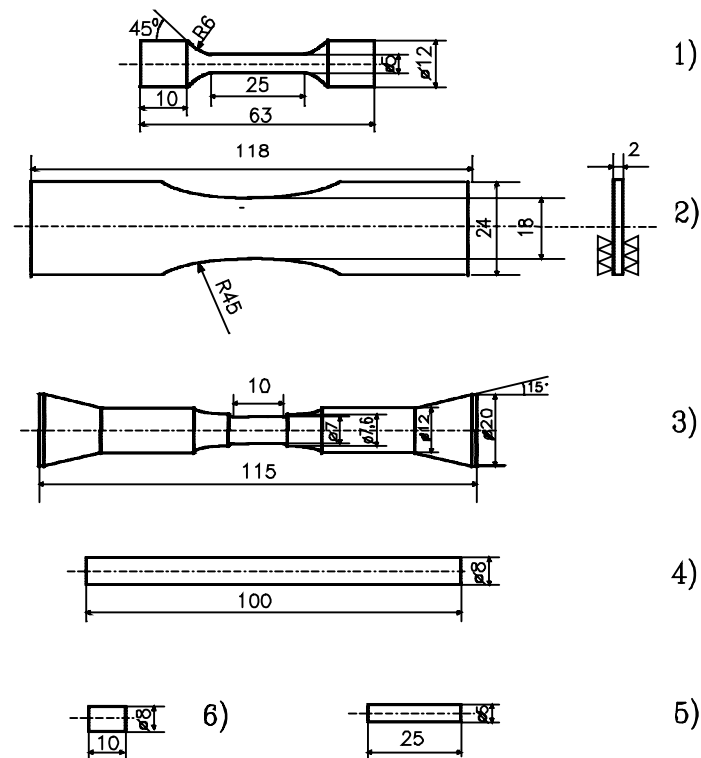


Bild. 3.1 Benutzte Probenformen 1) Zugprobe 2) Wechselbiegeprobe 3) Zug-Druck-Probe 4) Elastomat-Probe 5) Dilatometerprobe 6) Anlaßprobe

Bild 3.1 zeigt die bei den Untersuchungen benutzten Proben, die alle feingedreht und poliert wurden.

3.3. Wärmebehandlung

Bei allen untersuchten Werkstoffen, außer 80 Si 13 ($T_A = 950^\circ\text{C}$, $t_A = 20$ min) erfolgte die Austenitisierung bei $T_A = 900^\circ\text{C}$ während einer Austenitisierungszeit von $t_A = 20$ min. Die Austenitisierung der Einzelproben (in Tab. 3.3 mit X gekennzeichnet) erfolgte in einem Muffelofen der Fa. Naber, Modell N3/R unter Stickstoffatmosphäre. Alle anderen Proben wurden in einem Wirbelbettoven der Fa. Schwing, Bauart HT 1100, ebenfalls unter Stickstoff und mit Al_2O_3 als Fluidum austenitisiert.

Umwandlungs- Temperatur [°C]	200	225	250	275	300	325	350	375	400	425	450	475	500	525
80 Si 10	X	X	ZV	X	X	X	X	X	ZV	X	X	X	X	X
80 Si 13			X	X	X	X	XV	X	Z		X			
45 Si 10	X						X	X	X	X	X	X	X	X
65 Si 7				X	X	X	X	X	X	X				
80 Si 6	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
80 Si Cr 10 4	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
80 Si Cr 10 7	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X

Tab. 3.3 Durchgeführte Wärmebehandlungen. X=Wärmebehandlung bei maximaler Umwandlungszeit, Z=Variation der Umwandlungszeit, V=später Variation der Verformungstemperatur im Zugversuch

Die isothermen Wärmebehandlungen wurden in einem, am Institut entwickelten Salzbad durchgeführt, das aus einer Mischung aus NaNO_3 und NaNO_2 sowie Stabilisatoren bestand. In Tab. 3.3 sind die gewählten Umwandlungstemperaturen T_u vermerkt. Bei den durch Z gekennzeichneten Umwandlungstemperaturen wurde zusätzlich die Umwandlungszeit und bei den mit V gekennzeichneten später im Zugversuch die Verformungstemperatur variiert. Der Verlauf der vorgenommenen Wärmebehandlungen ist in Bild 3.2 schematisch dargestellt.

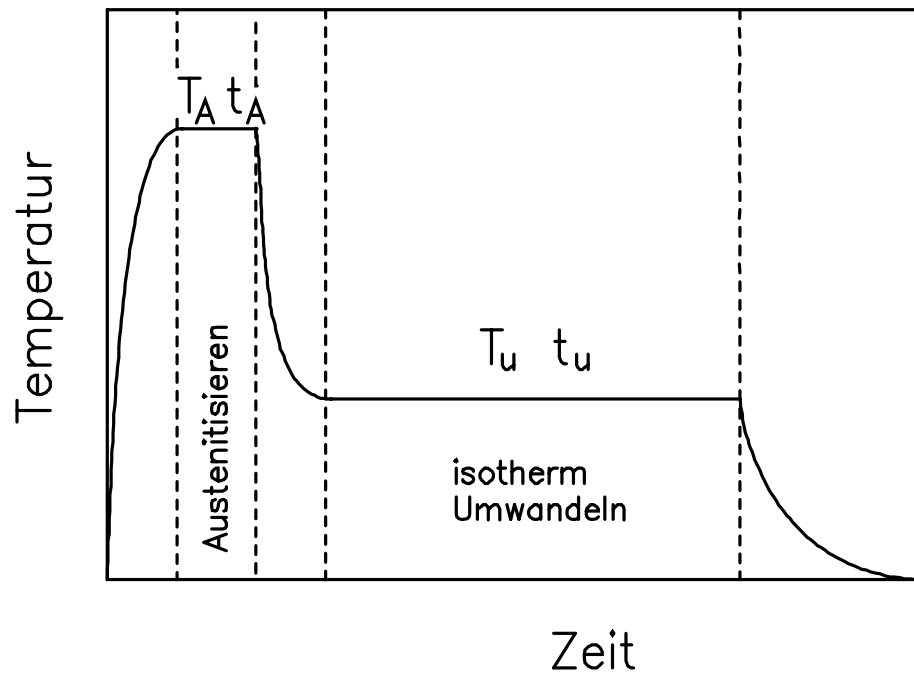


Bild. 3.2 Schematische Darstellung der Wärmebehandlung

4. Versuchseinrichtungen und -durchführungen

4.1. Licht- und Transmissionselektronenmikroskopie

Alle erzeugten Wärmebehandlungszustände wurden lichtmikroskopisch bis zu Vergrößerungen von 1200x dokumentiert. Dazu wurde ein Auflichtmikroskop der Fa. Leitz benutzt.

Für transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen der Mikrostruktur stand ein 200 kV Gerät der Fa. Hitachi zur Verfügung. Zur Erzeugung von durchstrahlbaren Folien mit wenigen μm Dicke wurden aus den Versuchsproben unter starker Kühlung mit einer langsam laufenden Diamantsäge etwa 1 mm dicke Scheiben abgetrennt und manuell, ebenfalls unter starker Kühlung beidseitig auf 0,1 mm Dicke abgeschliffen. Danach wurden diese Plättchen mit dem Elektrolyt A8 (90% Essigsäure, 10% Perchlorsäure) bei einer Spannung von 70-80 V auf die Enddicke abgedünnt.

4.2. Dilatometrie

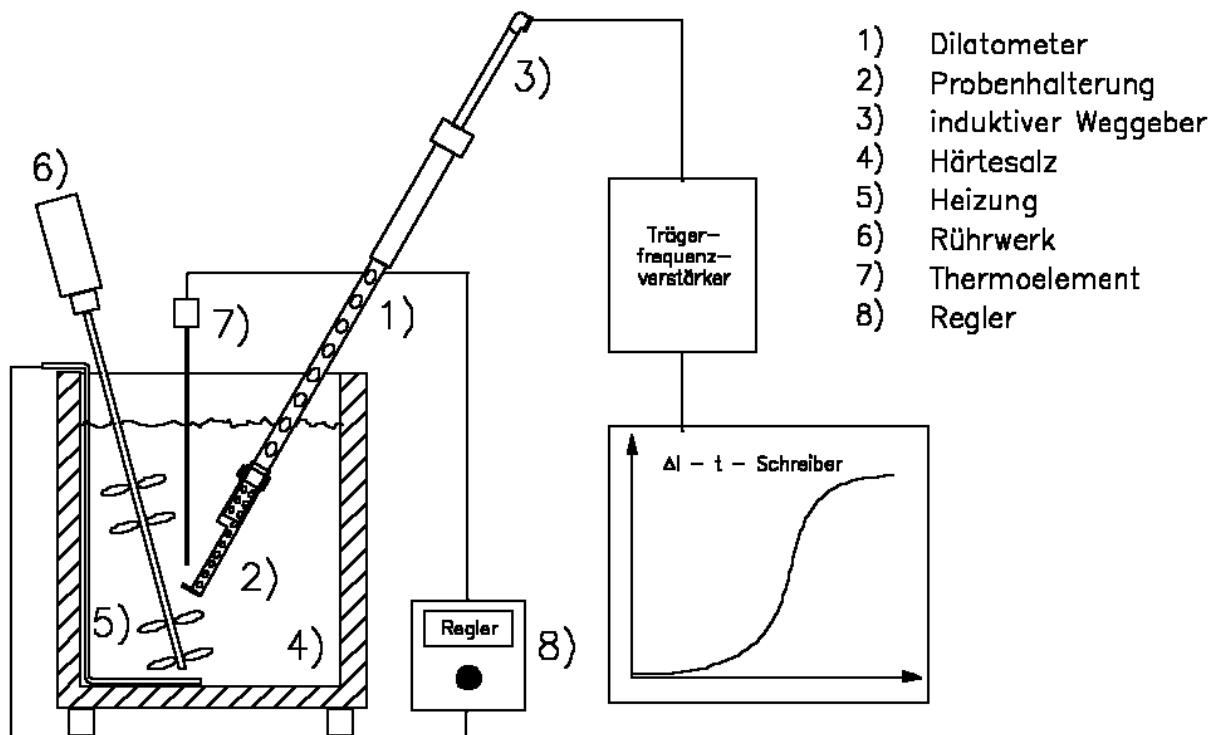


Bild 4.1: Versuchsaufbau zur isothermen Umwandlung unter dilatometrischer Kontrolle

Die isotherme Umwandlung der Dilatometer- und Zugproben erfolgte unter dilatometrischer Kontrolle mit dem in Bild 4.1 schematisch gezeigten Versuchsaufbau. Dabei wurde zunächst

das Dilatometer (1) rechtzeitig vor Versuchsbeginn schräg in das flüssige Salz (4) eingetaucht, um einen stabilen Temperaturgradienten über das Dilatometer einzustellen. Die Schräglage des Dilatometers schützte seinen empfindlichen induktiven Wegaufnehmer vor der Strahlungshitze. Weiterhin ließen sich dadurch die Proben leicht unter Sicht in das Dilatometer einlegen. Details des Dilatometers zeigt Bild 4.2. Nach Einlegen der Probe in die verstellbare Halterung (2) wird der Stempel (3) angesetzt und mit seiner Gewichtskraft sowie der Kraft der Rückstellfeder des induktiven Wegaufnehmers (4) auf die Probe aufgedrückt. Der in Linearlagern doppelt gelagerte Übertragungsstab (5) berührt die Spitze des Wegaufnehmers. Die Bohrungen im Außenrohr ermöglichen einen Temperaturengleich zwischen Übertragungsstab und Außenrohr.

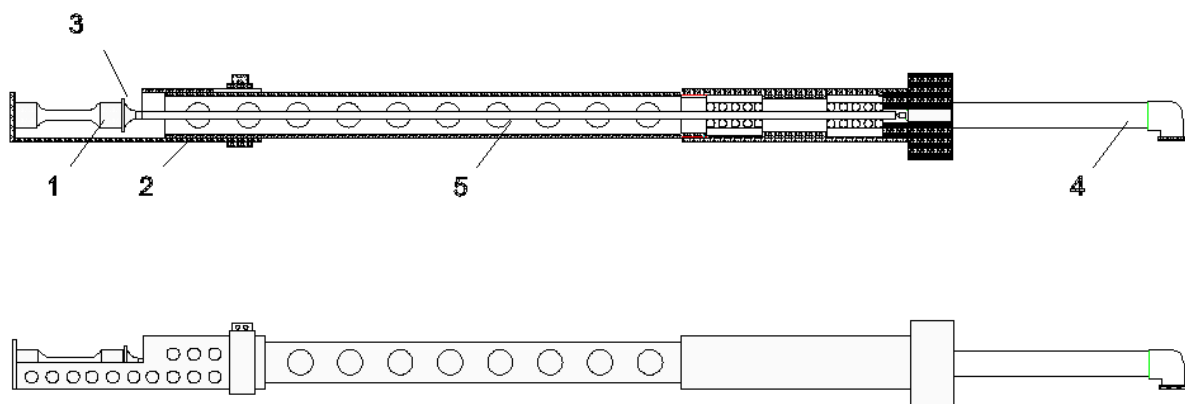


Bild 4.2: Warmbaddilatometer

Die Signale des induktiven Wegaufnehmers (Hottinger Baldwin, Typ W10TK) wurden von einem Trägerfrequenzverstärker (Peekel, Modell CA100) verstärkt und mit Hilfe eines X-t-Schreibers (Yokogawa, Modell LR 4110) aufgezeichnet. Das erhaltene X-t-Diagramm wurde anschließend über ein Tablett (HP 460088A) digitalisiert. Mit den dann vorliegenden Daten erfolgte eine rechnergestützte Versuchsauswertung.

Zur Bestimmung der Martensitstarttemperaturen stand ein Abschreckdilatometer der Fa. Linseis zur Verfügung, bei dem die Längenänderung der Probe über Quarzglasstäbe an das kapazitive Meßsystem übertragen wurden. Die Austenitisierung erfolgte in einem Rohrofen. Die notwendigen hohen Abschreckgeschwindigkeiten wurden durch Einsatz einer Wasserbrause erreicht.

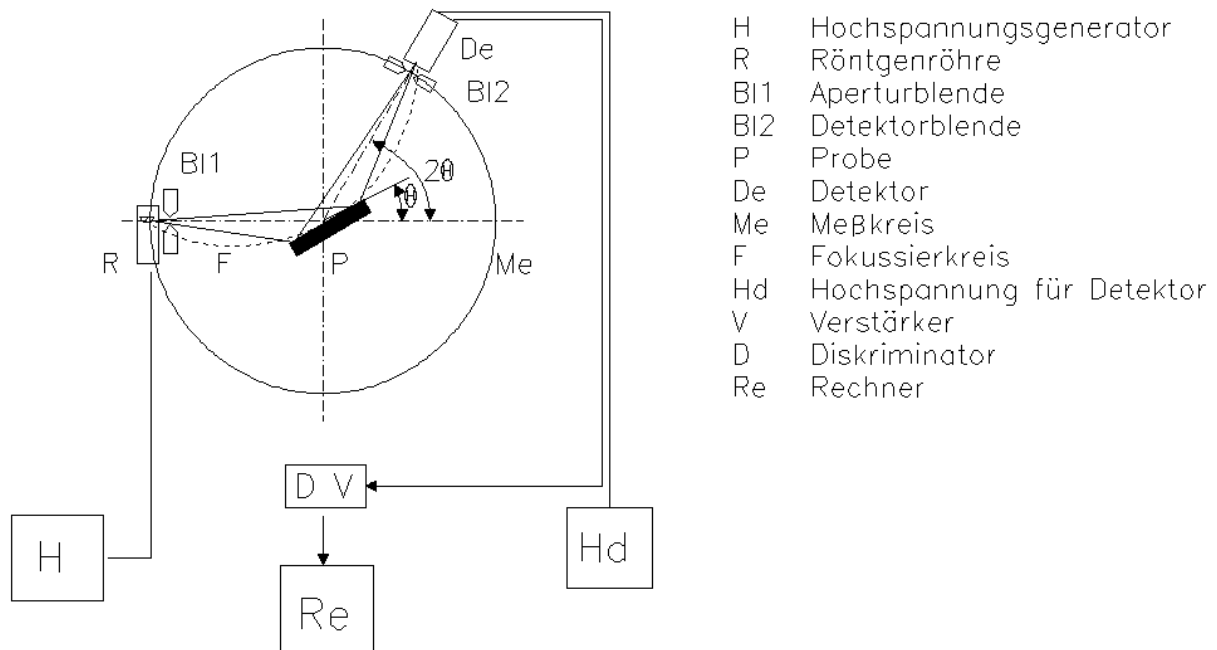


Bild 4.3: Diffraktometer zur röntgenographischen Phasenanalyse [114]

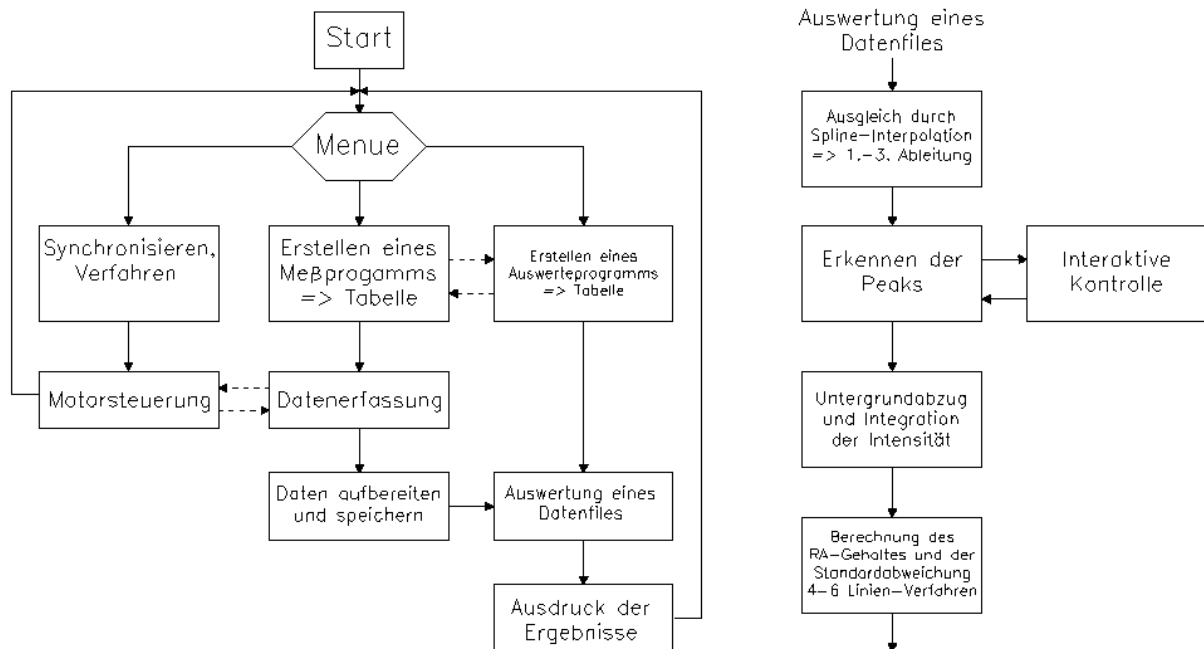


Bild 4.4: Flußdiagramm des Programms für die Meßplatzsteuerung und Auswertung zur röntgenographischen Restaustenitbestimmung

4.3. Röntgenographische Restaustenitbestimmungen

Die röntgenographischen Phasenanalysen wurden mit einem nach dem Bragg-Brentano-Fokussierungsprinzip arbeitenden Röntgendiffraktometer durchgeführt, dessen Aufbau in Bild 4.3 schematisch dargestellt ist [114].

Die Messungen erfolgten mit zirkongefilterter MoK α -Strahlung. Die Röntgenröhre wurde mit 40 kV und 40 mA betrieben. Die Öffnung der Aperturblende betrug 2 x 0,2 mm, die der Detektorblende 30 x 2,5 mm. Der Meßplatz war mit einer Rechnersteuerung und -auswertung versehen, die nach dem in Bild 4.4 ersichtlichen Programm ablief.

Es wurden jeweils die Ferrit- bzw. Martensit-Interferenzen {200}, {211} und {321} sowie die Restaustenit-Interferenzen {200}, {220} und {311} ausgewertet. Von den Proben wurden zur Vermeidung von wärmebehandlungsbedingten Randeinflüssen vor Versuchsbeginn jeweils etwa 0,1 mm elektrolytisch abgetragen [115]. Die gemessenen Intensitäten der Interferenzen wurden nach [47] gemäß

$$N_{ki} = \frac{I_{ki}}{R_{ki}} \quad (4.1)$$

Und

$$N_k = \frac{\sum_{i=1}^m H_i N_{ki}}{\sum_{i=1}^m H_i} \quad (4.2)$$

in mittleren normierten Intensitäten umgerechnet. Dabei ist I_{ki} die Nettointensität, H_i die Flächenhäufigkeit und R_{ki} der Intensitätsfaktor der jeweiligen Ferrit- bzw. Martensit ($k=\alpha$) und Restaustenit- ($k=\gamma$) Interferenz. Der Volumenanteil an Restaustenit ergibt sich daraus zu

$$R_A = \frac{100}{\left(1 + \frac{N_\alpha}{N_\gamma}\right)} \text{ Vol\%} \quad (4.3)$$

In Tab. 4.1 sind die vermessenen Interferenzen mit den zugehörigen Braggwinkeln sowie den Intensitätsfaktoren und Flächenhäufigkeiten zusammengestellt [116].

Phase	{hkl}	2θ	$R \cdot 10^{48} \text{ cm}$	H
γ	200	22,7	324	6
α	200	29,7	275	6
γ	220	32,7	388	12
α	211	35,3	541	24
γ	311	38,2	428	24
α	321	55,3	183	48

Tab. 4.1 Bragg-Winkel 2θ sowie R- und H-Werte der Interferenzen {hkl}

Nach [117] haben Gefügeanteile von Fe_3C nur sehr geringen Einfluß auf die Meßgenauigkeit der röntgenographischen Phasenanalyse, so daß dieses für die Messung an martensitisch gehärteten Proben entwickelte Verfahren auch zur Restaustenitmessung an ferritisch - perlitischen und bainitischen Gefügen herangezogen werden kann.

4.4. Zugversuche

Für die Zugversuche standen zwei elektromechanische Prüfmaschinen (Bauart Zwick) mit 100 kN und mit 500 kN maximaler Zugkraft, sowie eine elektromechanische Prüfmaschine (Bauart Roell & Korthaus) mit 300 kN maximaler Zugkraft zur Verfügung. Alle Versuche wurden mit einer konstanten Querhauptgeschwindigkeit von 0,6 mm/min (Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s}$) gefahren. Zur möglichst momentenfreien Krafteinleitung in die Zugproben wurden lange, in geschmierten Kugelkalotten geführte Gestänge verwendet. Eine Temperierkammer der Fa. Cryoson ermöglichte die Durchführung von Versuchen im Temperaturbereich von -180°C bis 180°C , mit Zusatzeinrichtungen Versuche bei der Temperatur des flüssigen Stickstoffs von -196°C . Alle Kraftmessungen erfolgten mit in die Prüfmaschine integrierten Kraftmeßdosen. Bei der Messung der Probenverlängerung fanden verschiedene Systeme Anwendung. Lokale Dehnungsmessungen erfolgten mit auf der Probe aufbrachten Dehnungsmeßstreifen (DMS) von 3 mm Meßlänge. Integrale Probenverlängerungen wurden entweder mit einem am Institut entwickelten Wegaufnehmer, der über der Meßstrecke der Probe aufgesetzt wurde, oder über die Messung der Verlagerung des Querhaupts der Prüfmaschine mittels eines induktiven Weggebers bestimmt. Die Signale der Weg- und Dehnungsaufnehmer wurden von Trägerfrequenzverstärkern und die Signale der Kraftmeßdose über Kraftmeßverstärker X-Y-Schreibern zur Aufzeichnung der Kraft-Verlängerungskurven zugeführt. Gleichzeitig wurden die Signale von einem am Institut entwickelten Meßwerterfassungssystem registriert und in einem getrennten Arbeitsschritt

interaktiv ausgewertet [118]. Dabei wurden die Kraft- und Wegsignale in Spannungen und Dehnungen umgerechnet. Bild 4.5 zeigt schematisch den Aufbau der Zugprüfeinrichtung mit Kraft und Dehnungsmessung.

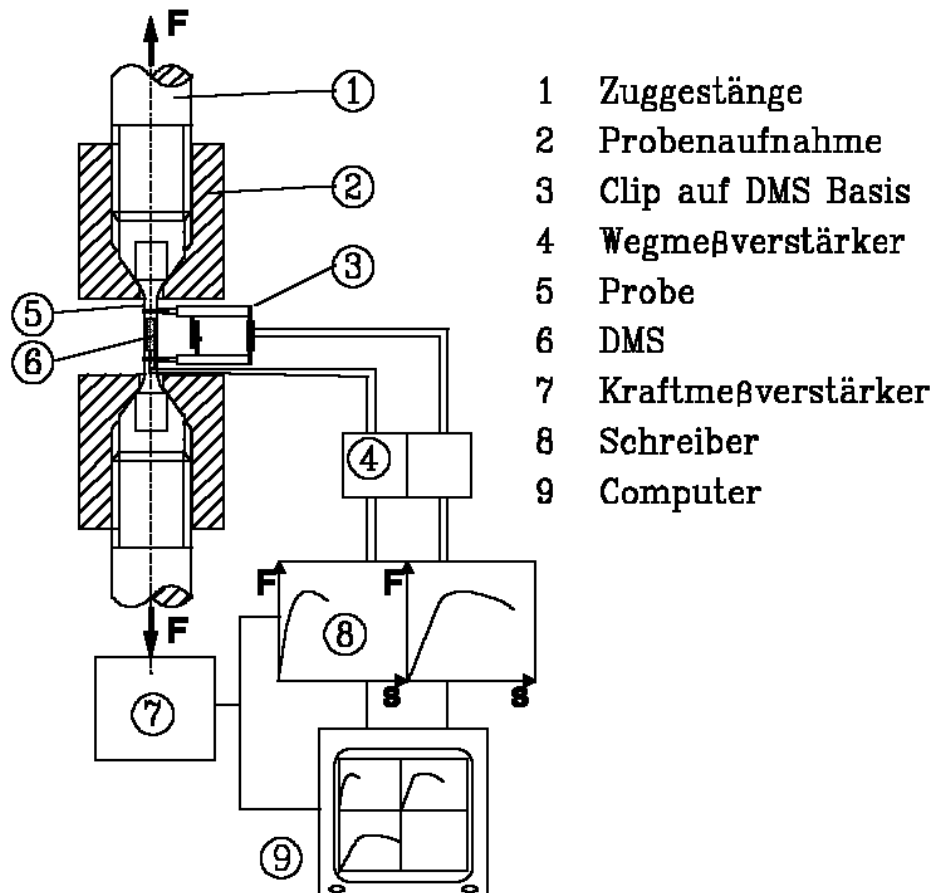


Bild 4.5: Schematischer Aufbau der Zugprüfeinrichtung mit DMS und aufgesetztem Wegaufnehmer (Clip)

4.5. Bestimmung dynamischer Elastizitätsmoduln

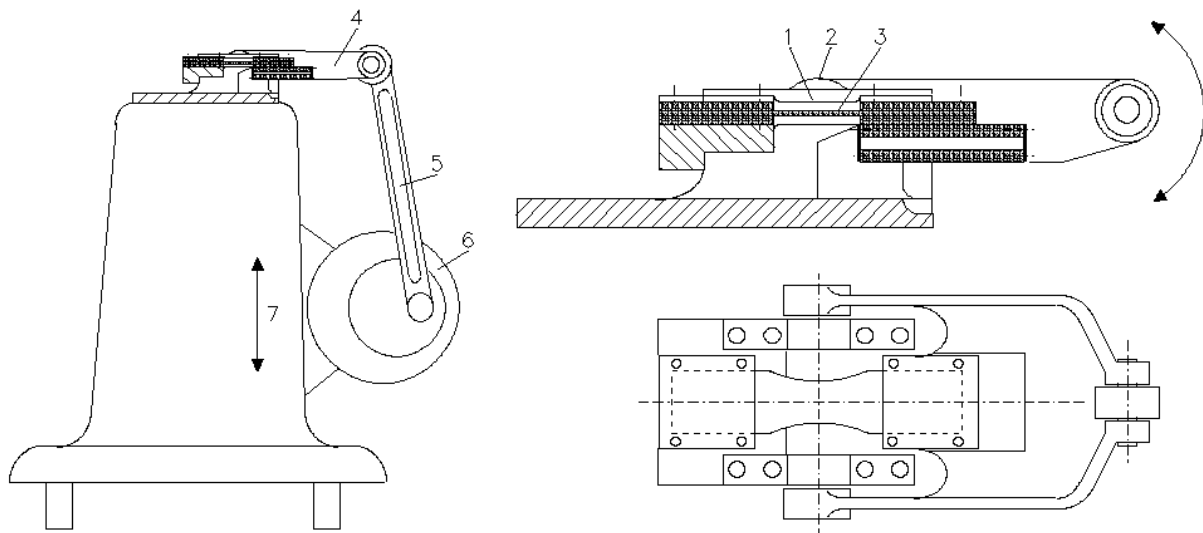
Um Auswirkungen spannungsinduzierter Umwandlungen auf die Messung der Elastizitätsmoduln auszuschließen, werden dynamische Elastizitätsmoduln praktisch belastungsfrei mit einem Förster-Elastomat bestimmt. Dabei wurden an elektromagnetisch zu Schwingungen angeregten Proben die Eigenfrequenz gemessen. Nach [119] besteht zwischen den Eigenfrequenzen f_n , der Probenlänge l , der Dichte ρ , der Ordnungszahl n und dem dynamischen Elastizitätsmodul die Beziehung

$$E_{dyn} = \frac{(4 l^2 \rho f_n^2)}{n^2} \quad (4.4)$$

4.6. Wechselerformungsuntersuchungen

4.6.1. Biegewechselversuche

Für die Biegewechselversuche standen Maschinen der Firma Schenck vom Typ "Webi" zur Verfügung, bei denen sich über einen verstellbaren Doppelsexcenter der Ausschlag der Antriebsschwinge einstellen ließ. Das jeweilige Biegemoment wurde über einen mit Dehnmeßstreifen bestückten Biegebalken registriert. Das maximal erreichbare Biegemoment betrug 15 Nm, die Versuchsfrequenz 25 Hz. Als Grenzlasterzahl für Durchläufer wurde 10^7 Lastspiele festgelegt. Bei der Versuchsdurchführung konnten sich die eingestellten Anfangsrandspannungsamplituden durch Ver- oder Entfestigungsprozesse im Laufe der Schwingbeanspruchung ändern.



- | | |
|-----------------------------------|--------------------------|
| 1) mit DMS bestückter Biegebalken | 5) Pleuel |
| 2) Drehachse | 6) Doppelsexcenter |
| 3) Probe | 7) vertikale Verstellung |
| 4) Antriebsschwinge | |

Bild 4.6: Prinzipieller Aufbau einer Wechselbiegemaschine und der Probenaufnahme

Die Auswertung der lebensdauerorientierten Versuche erfolgte nach dem $\arcsin \sqrt{P}$ - Verfahren [120]. Für die auf einem Spannungshorizont im Zeitfestigkeitsgebiet ermittelte Bruchlastspielzahl N_B bestand der Zusammenhang

$$\log N_B = a + b \cdot \arcsin \sqrt{P}. \quad (4.5)$$

Nach Bestimmung der Koeffizienten a und b ließen sich für die Bruchlastspielzahlen N_B Bruchwahrscheinlichkeiten im Bereich $0 \leq P \leq 1$ berechnen.

Für die Versuchsauswertung im Übergangsbereich zur Wechselfestigkeit interessieren die Bruchwahrscheinlichkeiten bei den gewählten Spannungsamplituden. Sie werden durch

$$P = \begin{cases} \frac{r}{n} & r > 0 \\ \frac{1}{2n} & r = 0 \end{cases} \quad (4.6)$$

festgelegt, wobei n die Zahl aller Proben pro Horizont und r die Zahl der Proben ist, die innerhalb einer vorgegebenen Grenzlasterlastspielzahl gebrochen sind. Mit diesem Verfahren sind verlässliche statistische Auswertungen ab vier Proben pro Spannungshorizont möglich.

4.6.2. Zug - Druck - Wechselversuche

Die Zug-Druck-Wechselversuche wurden mit einer servohydraulischen 300 kN-Prüfmaschine der Firma MFL durchgeführt. Der dreieckförmige Sollwertverlauf mit einer Frequenz von 5 Hz wurde dabei von einem in die Maschine integrierten Funktionsgenerator der Firma Schenck vorgegeben. Über einen Digitalregler der Firma Schenck wurde sowohl der Kraft- als auch der Totaldehnungsverlauf geregelt. Die Wegmessung erfolgte mit einem über Keramikstäbe an die Probe angekoppelten kapazitiven Wegmeßsystem. Die Aufnahme der Hysteresisschleifen erfolgte mit einem Meßwerterfassungssystem. Als Grenzlasterlastspielzahl für die Durchläufer wurde $2 \cdot 10^6$ Lastwechsel festgelegt.

5. Untersuchungen zum isothermen Umwandlungsverhalten in der Bainitstufe

5.1. Umwandlungsbedingte Längsdehnungs-Zeit-Zusammenhänge

5.1.1. Einfluß der Umwandlungstemperatur

In den folgenden Bildern sind die mit Hilfe des Warmbaddilatometers (vgl. Kapitel 4.2) an den untersuchten Werkstoffen aufgenommenen Umwandlungsdehnungs- $\lg t$ -Kurven dargestellt. Da die registrierte Umwandlungsdehnung dem umgewandelten Austenitanteil proportional ist, kann von diesen Kurven auf den Ablauf des Umwandlungsgeschehens geschlossen werden.

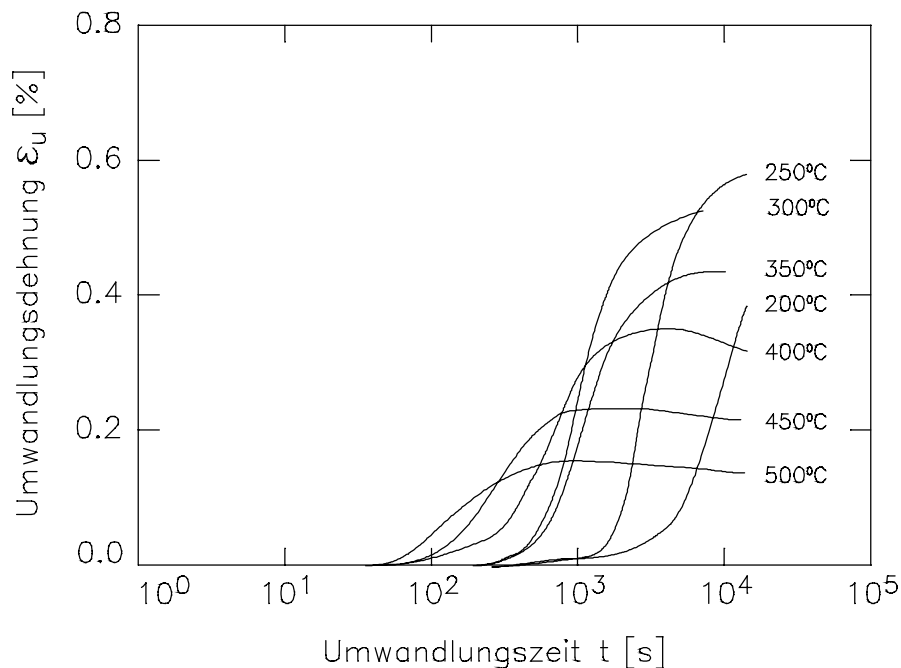


Bild 5.1: Umwandlungsdehnung - $\lg t$ - Kurven für 80 Si 6 bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen

Die Umwandlungsdehnungs- $\lg t$ -Kurven für 80 Si 6, in Bild 5.1, steigen bei 200°C nach einer Inkubationszeit zunächst langsam, dann jedoch stärker an, erreichen aber innerhalb des Beobachtungszeitraumes von $\sim 10^4$ s nicht das Umwandlungsende. Die Kurve bei $T_u=250^\circ\text{C}$ zeigt ein ähnliches Verhalten, wobei nach einem noch stärkeren Ansteigen das Umwandlungsende bei etwa $1,4 \cdot 10^4$ s durch das Erreichen einer Waagerechten angezeigt wird. Im Temperaturbereich 300°C bis 350°C stellt sich nach einer Inkubationszeit eine s-förmige ϵ_u - $\lg t$ -Kurve ein.

Zwischen 400°C und 500°C steigen die ϵ_u -lg t-Kurven zunächst steil an und fallen nach Erreichen des Dehnungsmaximums wieder leicht ab.

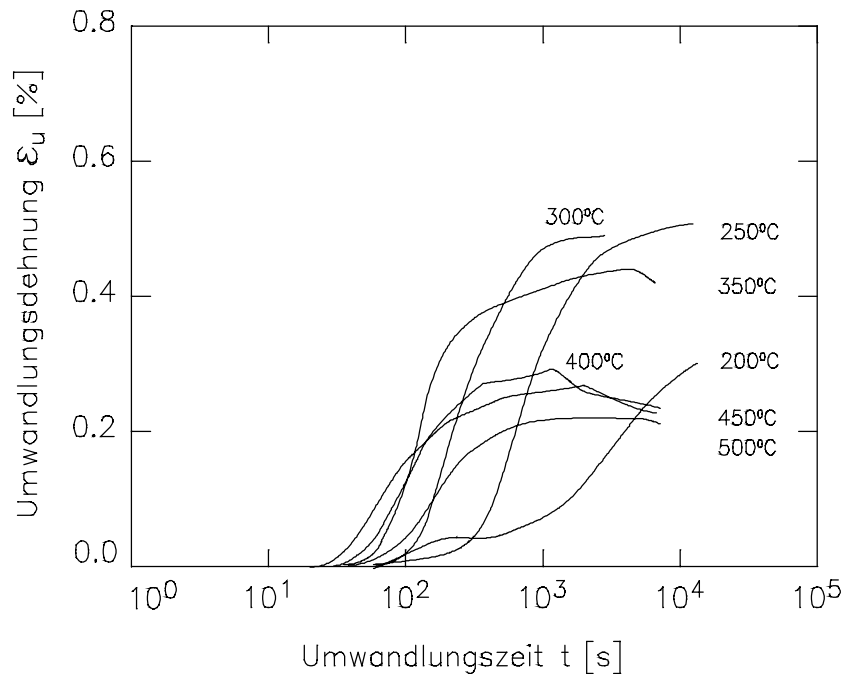


Bild 5.2: Umwandlungsdehnung - lg t - Kurven für 80 Si 10 bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen

Bild 5.2 beschreibt das Umwandlungsverhalten von 80 Si 10. Die Umwandlungsdehnungs-lg t-Kurve steigt bei 200°C nach einer Inkubationszeit zunächst an, verläuft anschließend flacher, um nach etwa $5 \cdot 10^2$ s wieder steiler anzusteigen. Das Umwandlungsende wird innerhalb des Beobachtungszeitraumes nicht erreicht. Bei 250°C und 300°C treten s-förmige Kurven auf, wobei sich die Inkubationszeit mit steigender Umwandlungstemperatur verkürzt. Die bei 350°C registrierte Kurve sinkt nach dem Maximum der Umwandlungsdehnung bei etwa $5 \cdot 10^3$ s wieder leicht ab. Bei 400°C steigt die Umwandlungsdehnungs-lg t-Kurve nach einer Inkubationszeit steil an, verläuft nach einem Knick bei etwa $2 \cdot 10^2$ s flacher und fällt nach Erreichen des Dehnungsmaximums bei etwa 10^3 s wieder ab. Nach Erhöhung der Umwandlungstemperatur auf 450°C verschiebt sich das Dehnungsmaximum zu längeren Umwandlungszeiten, bis bei 500°C nur noch kurz vor Erreichen des Versuchsendes ein leichtes Absinken der Kurve zu verzeichnen ist.

Die Umwandlungsdehnungs-lg t-Kurve für 80 Si 13 in Bild 5.3 weist bei 200°C nach einer kurzen Inkubationszeit einem Anstieg mit abschnittsweise unterschiedlichen Steigungen auf. Bei etwa $1,5 \cdot 10^4$ s wird das Umwandlungsende erreicht. Die bei 250°C registrierte Kurve

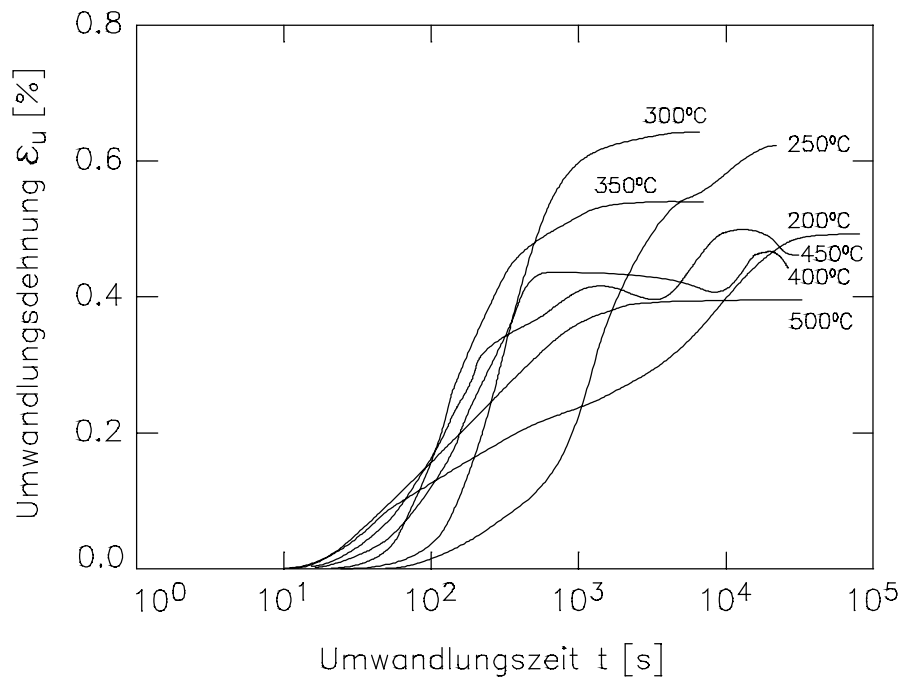


Bild 5.3: Umwandlungsdehnung - $\lg t$ - Kurven für 80 Si 13 bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen

zeigt wie die bei 300°C und 350°C beobachteten Kurven einen s-förmigen Verlauf, wobei die Inkubationszeit mit der Umwandlungstemperatur zunächst zu und dann abnimmt. Bei 400°C verläuft die Kurve bei kurzen Umwandlungszeiten s-förmig, fällt nach einem relativen Maximum bei $4 \cdot 10^2$ s zu einem relativen Minimum bei 10^4 s ab und steigt anschließend zum absoluten Maximum bei etwa $1,5 \cdot 10^4$ s an. Der ϵ_u - $\lg t$ -Zusammenhang für 450°C zeigt eine nach einer Inkubationszeit steil ansteigende Kurve, die nach einem Knickpunkt bei $2 \cdot 10^2$ s flacher verläuft und bei etwa 10^3 s ein relatives Maximum erreicht. Bei etwa $5 \cdot 10^3$ s wird ein relatives Minimum durchlaufen, worauf die Werte zum absoluten Dehnungsmaximum bei 10^4 s ansteigen. Bei 500°C wird wieder eine s-förmige Kurve beobachtet, die nach kurzer Inkubationszeit beginnt und nach $2 \cdot 10^3$ s das Umwandlungsende erreicht.

Bild 5.4 zeigt die ϵ_u - $\lg t$ -Kurven für 45 Si 10. Die bei 250°C aufgezeichneten Werte steigen nach kurzer Inkubationszeit steil an, gehen in einen flacheren Verlauf über und steigen ab etwa 10^2 s wieder steiler an. Das Umwandlungsende wird innerhalb des Beobachtungszeitraumes von $8,6 \cdot 10^4$ s noch nicht erreicht. Die Kurven bei 300°C, 350°C, 400°C und 450°C zeigen einen s-förmigen Verlauf, wobei die Inkubationszeit etwas zunimmt und das Dehnungsmaximum mit steigender Temperatur abnimmt. Die Kurve bei einer Umwandlungstemperatur von 500°C weist bei 10^2 s einen leichten Knick mit einem Übergang zu einem

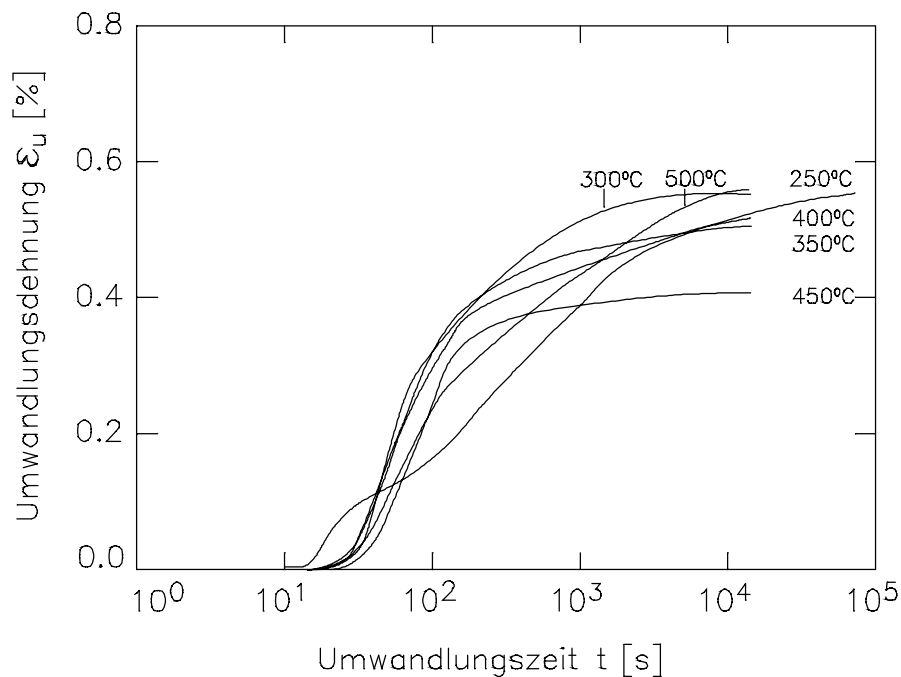


Bild 5.4: Umwandlungsdehnung - $\lg t$ - Kurven für 45 Si 10 bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen

flacheren Verlauf auf. Diese Kurve erreicht nach $1,5 \cdot 10^4$ s die höchste bei diesem Werkstoff auftretende Umwandlungsdehnung.

Die Kurve für 65 Si 7 bei 250°C in Bild 5.5 zeigt eine nach einer langen Inkubationszeit zunächst flach ansteigende ϵ_u - $\lg t$ -Kurve. Nach etwa $7 \cdot 10^2$ s erfolgt der Anstieg nach einem Knickpunkt steiler und erreicht das Umwandlungsende nicht im Beobachtungszeitraum von $1,4 \cdot 10^4$ s. Im Temperaturbereich 275°C bis 350°C zeigen die Kurven einen s-förmigen Verlauf, wobei die Inkubationszeit und die maximale Umwandlungsdehnung mit steigender Temperatur sinkt. Die Kurven für 375°C und 400°C fallen nach Erreichen des Dehnungsmaximums wieder leicht ab.

80 Si Cr 10 4 zeigt in Bild 5.6 bei 200°C eine sehr lange Inkubationszeit, nach der die Kurve bei 10^4 s sehr steil ansteigt. Im Temperaturbereich 250°C bis 375°C werden s-förmige ϵ_u - $\lg t$ -Kurven beobachtet, die mit steigender Umwandlungstemperatur sinkende Inkubationszeiten und sinkende maximale Umwandlungsdehnungen aufweisen. Bei 400°C wird wieder eine längere Inkubationszeit und anschließend ein nahezu linearer Kurvenanstieg beobachtet. Ab $1,5 \cdot 10^3$ s bleiben die Meßwerte dann konstant. Bei 450°C beginnt die Umwandlung erst nach einer sehr langen Inkubationszeit und liefert bis zum Abbruch des Versuches nach $1,4 \cdot 10^4$ s stark zunehmende Meßwerte.

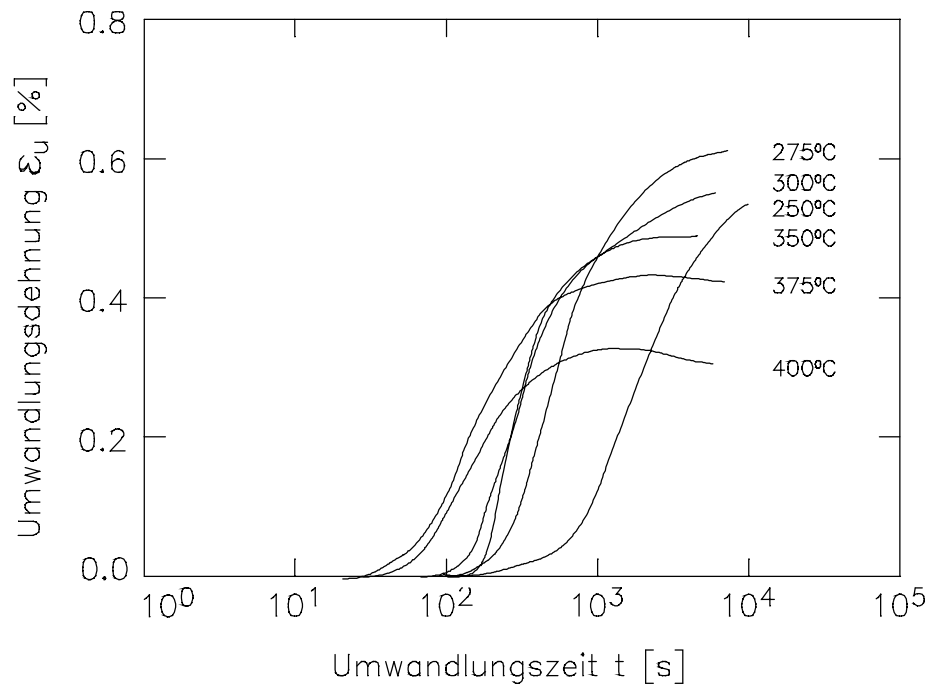


Bild 5.5: Umwandlungsdehnung - $\lg t$ - Kurven für 65 Si 7 bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen

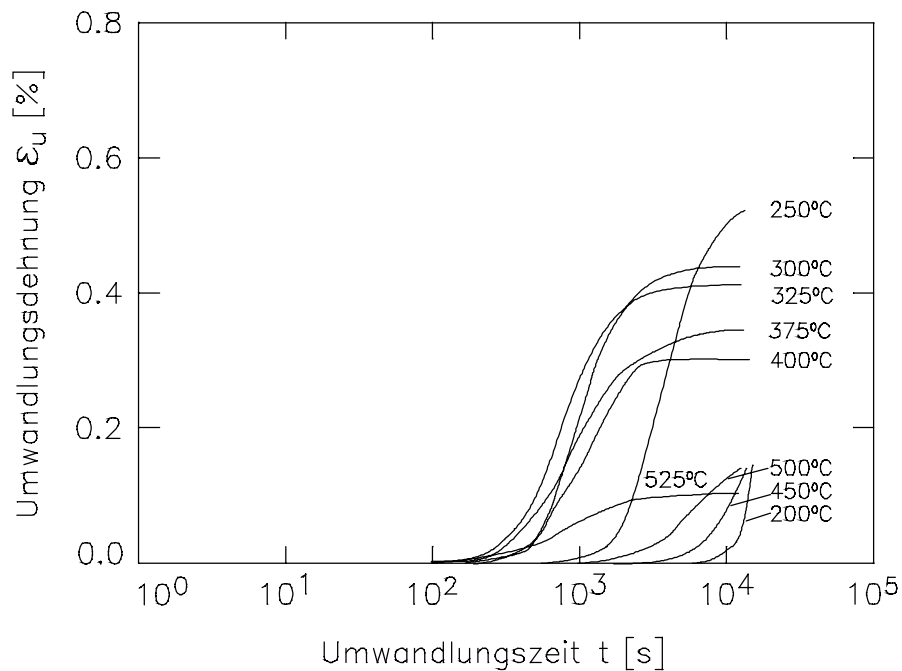


Bild 5.6: Umwandlungsdehnung - $\lg t$ - Kurven für 80 Si Cr 10 4 bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen

Zu 500°C nimmt die Inkubationszeit wieder ab und der erreichte Umwandlungsgrad wieder zu, bis bei 525°C wieder eine s-förmige Kurve mit einer geringen maximalen Umwandlungsdehnung auftritt.

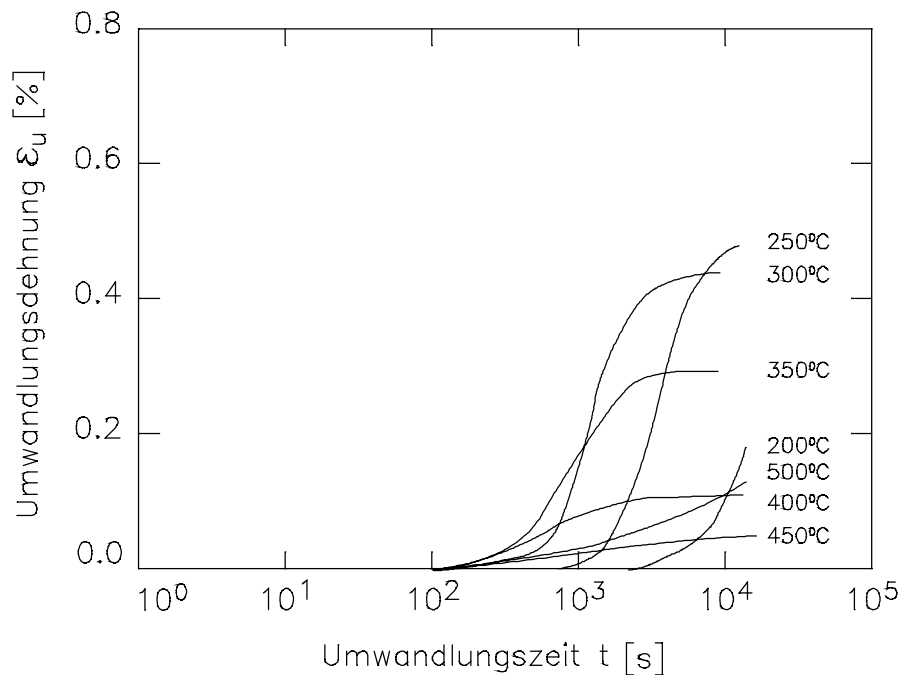


Bild 5.7: Umwandlungsdehnung - lg t - Kurven für 80 Si Cr 10 7 bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen

Die Umwandlungsdehnungs-lg t-Kurven für 80 Si Cr 10 7 zeigen, wie in Bild 5.7 dargestellt, für 200°C einen steilen Anstieg nach einer langen Inkubationszeit von $2 \cdot 10^3$ s. Im Temperaturbereich 250°C bis 350°C treten s-förmige Kurven auf, deren Inkubationszeiten und maximale Umwandlungsdehnungen mit steigender Umwandlungstemperatur abnehmen. Zwischen 400°C und 450°C ändert sich die Inkubationszeit nicht mehr, während die maximale Umwandlungsdehnung weiter stark abnimmt. Bis 500°C steigt sie dann wieder an. Hier wird das Umwandlungsende im Beobachtungszeitraum von $1,4 \cdot 10^4$ s nicht erreicht.

5.1.2. Einfluß des Si-Gehaltes bei konstantem C-Gehalt (80 Si 6, 80 Si 10, 80 Si 13)

In Bild 5.8 sind die den Umwandlungsdehnungs-lg t-Kurven von 80 Si 6, 80 Si 10 und 80 Si 13 entnommenen maximalen Umwandlungsdehnungen als Funktion der Umwandlungstemperatur wiedergegeben.

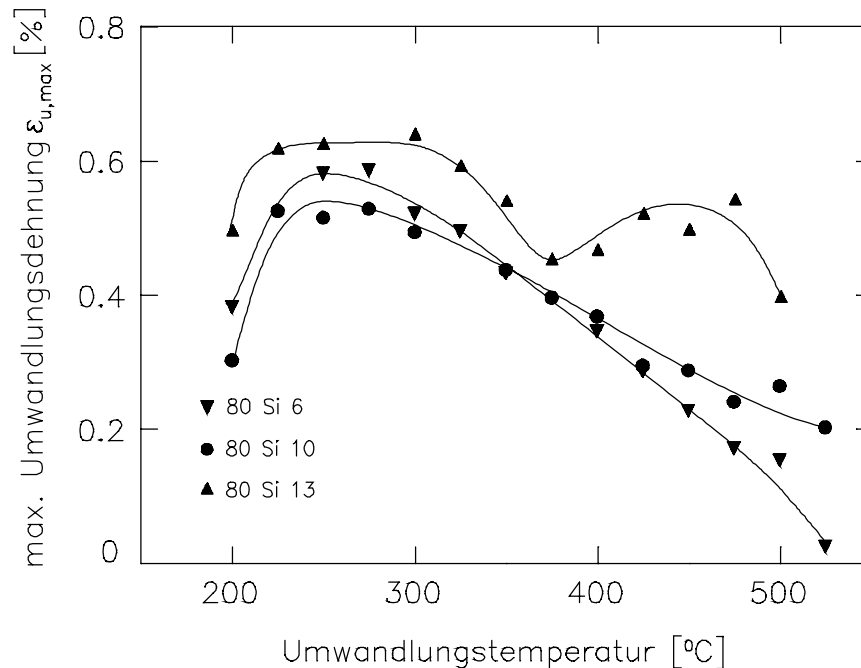


Bild 5.8: Maximale Umwandlungsdehnung für 80 Si 6, 80 Si 10 und 80 Si 13 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur

Oberhalb 200°C steigen die die Meßwerte ausgleichenden Kurven bis etwa 250°C an und erreichen dort maximale Werte. Die Meßwerte von 80 Si 13 liegen über denen von 80 Si 6 und diese wiederum oberhalb derer von 80 Si 10. Mit weiter steigenden Umwandlungstemperaturen fallen die $\epsilon_{u,max}$ -Werte bei 80 Si 10 und 80 Si 6 nahezu linear ab. Bei 80 Si 13 zeigen die Meßwerte bei $T_u=375^\circ\text{C}$ ein relatives Minimum und bei $T_u=450^\circ\text{C}$ ein zweites Maximum.

5.1.3. Einfluß des C-Gehaltes bei konstantem bzw. nahezu konstantem Si-Gehalt (45 Si 10, 80 Si 10, 65 Si 7, 80 Si 6)

Die maximalen Umwandlungsdehnungen bei unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt und konstantem Siliziumgehalt von 2,5% (45 Si 10 und 80 Si 10) sowie bei etwa konstantem Siliziumgehalt von 1,75% bzw. 1,5% (65 Si 7 und 80 Si 6) sind in Bild 5.9 dargestellt.

Ausgehend von 200°C bzw. 225°C steigen die Ausgleichskurven zu ihren absoluten Maxima an. Die Kurve für 65 Si 7 zeigt bei 275°C die höchsten Werte, während die Maxima für 80 Si 6, 45 Si 10 und 80 Si 10 bei tieferen Temperaturen auftreten und kleinere Werte annehmen. Die Ausgleichskurven für 80 Si 10, 65 Si 7 und 80 Si 6 fallen bis zu den jeweils höchsten unter-

suchten Temperaturen nahezu linear ab, wobei alle Kurven durch den Punkt bei 375°C und 0,41% Umwandlungsdehnung verlaufen. Die Werte des 45 Si 10 steigen zu einem relativen Maximum von 0,53% bei 400°C an, fallen dann zu einem relativen Minimum von 0,34% bei 475°C ab und steigen bis 525°C wieder leicht an.

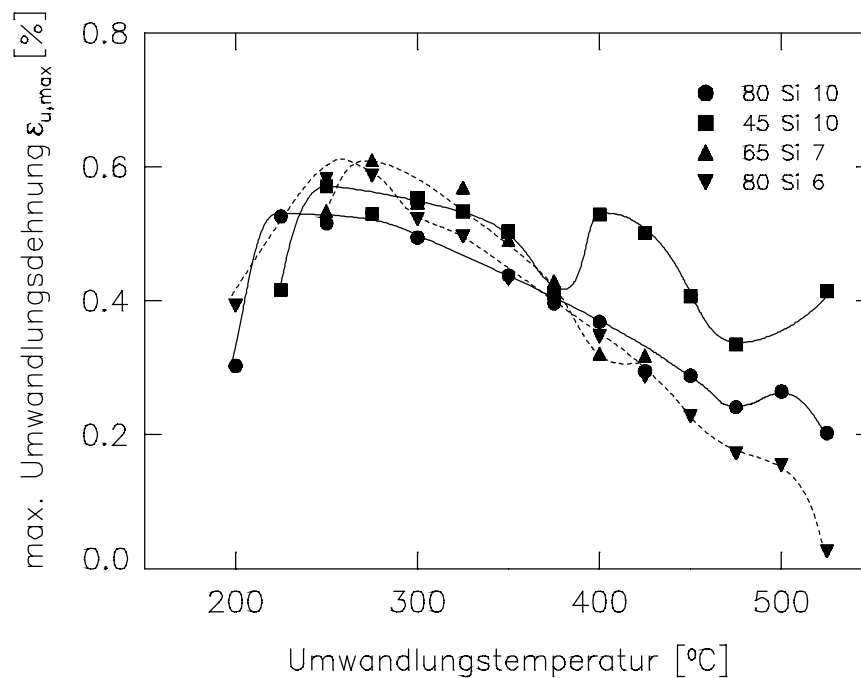


Bild 5.9: Maximale Umwandlungsdehnung für 45 Si 10, 80 Si 10, 65 Si 7 und 80 Si 6 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur

5.1.4. Einfluß des Cr-Gehaltes bei konstantem C- und Si-Gehalt (80 Si Cr 10 4, 80 Si Cr 10 7)

Bild 5.10 zeigt analog zu Bild 5.8 die Probenverlängerung der Stähle 80 Si 10, 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur. Die Kurven verlaufen über $T_u=250^\circ\text{C}$ linear und etwa parallel zueinander. Die Kurve für 80 Si 10 weicht bei $T_u=500^\circ\text{C}$, die für 80 Si Cr 10 4 bei 450°C und die für 80 Si Cr 10 7 bei $T_u=350^\circ\text{C}$ von dieser Linearität ab. Die Kurven für 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 fallen stark bis auf Werte unter 0,1% bei $T_u=475^\circ\text{C}$ ab und steigen bis $T_u=500^\circ\text{C}$ bzw. 525°C wieder an.

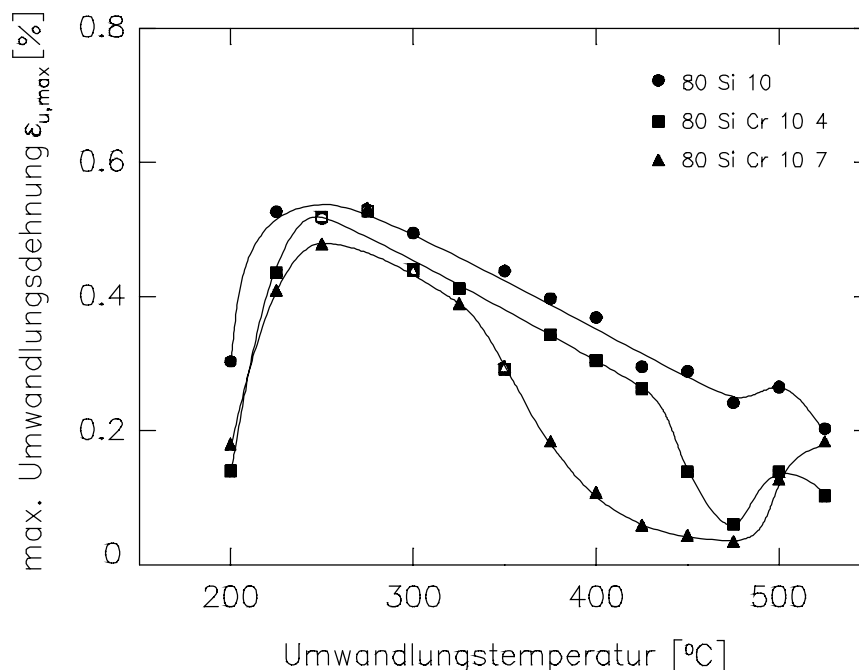


Bild 5.10: Maximale Umwandlungsdehnung für 80 Si 10, 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur

5.1.5. Diskussion

Bei Umwandlungstemperaturen unterhalb der Martensitstarttemperatur treten Umwandlungsdehnungs- $\lg t$ -Kurven auf, wie sie z.B. in Bild 5.2 bei 200°C zu sehen sind. In [108] werden ebenfalls Kurven dieses Typs bei isothermer Umwandlung unterhalb der Martensitstarttemperatur beschrieben und nachgewiesen, daß die beschleunigte Umwandlung bei kurzen Zeiten mit der Martensitmenge zusammenhängt, die beim Abkühlen auf Umwandlungstemperatur gebildet wird. [121] zeigt für eine Umwandlungstemperatur knapp über der Martensitstarttemperatur, daß Bainit an dünnen Martensitnadeln wächst. Daher ist es denkbar, daß die schon gebildeten Martensitnadeln bevorzugte Keimstellen für die bainitische Umwandlung darstellen und die Umwandlung zunächst beschleunigen. Wenn die Oberfläche der Martensitnadeln mit Bainitplatten besetzt ist, wird die weitere Umwandlung verzögert, bis die unbeeinflusste Keimbildung des Bainits einsetzt.

Im Temperaturbereich des unteren Bainits werden s-förmige Umwandlungsdehnungs- $\lg t$ -Kurven beobachtet. Viele Autoren [1,4,83,122,123,124] berichten von Kurven dieses Typs sowohl im Temperaturbereich des unteren Bainits als auch des oberen Bainits. Bei den dort untersuchten Werkstoffen handelt es sich um legierte Stähle, die nach vollständiger bainitischer Umwandlung wenig oder keinen Restaustenit enthalten. Siliziumstähle zeigen

dieses Verhalten nur im Bereich des unteren Bainits, wo die bainitische Umwandlung nach einem einheitlichen Mechanismus und nahezu vollständig ablaufen kann.

Bei höheren Umwandlungstemperaturen im Bereich des oberen Bainits verlaufen die Kurven oberhalb 50% Umwandlung mit einer etwas geringeren Steigung als die Kurven bei tieferen Umwandlungstemperaturen, wie es in Bild 5.2 und Bild 5.3 bei 400°C bzw. 450°C zu beobachten ist. Das deutet darauf hin, daß die bainitische Umwandlung durch die zunehmende Kohlenstoffanreicherung im Austenit behindert wird. Im Gegensatz zum unteren Bainit, bei dem die Kohlenstoffanreicherung des Austenits durch Abdiffusion von Kohlenstoff aus dem bereits gebildeten bainitischen Ferrit erfolgt, ist sie beim oberen Bainit Bestandteil des Umwandlungsmechanismus und beeinflusst die Form der Umwandlungsdehnungs- $\lg t$ -Kurve. Das anschließende Abfallen der Kurve nach Erreichen des Maximums ist mit Karbidbildung im Austenit zu erklären. Der Kohlenstoffgehalt des Austenits nimmt dadurch ab, was zur Verringerung seiner Gitterkonstante führt. Infolge der Kohlenstoffabreicherung des Austenits kann die bainitische Umwandlung in Form einer langsamen sekundären Ferritbildung weiterlaufen [76]. Ist relativ wenig Austenit hoch mit Kohlenstoff angereichert, wie beim 80 Si 10, so überwiegt die Kontraktion (vgl. Bild 5.2 bei 400°C). Da beim 80 Si 13 viel Austenit niedrig mit Kohlenstoff angereichert ist, folgt der Kontraktion, die von der Karbidbildung bestimmt wird eine ausgeprägte Ferritbildung, die zu einer weiteren Dilatation führt (vgl. Bild 5.3 bei 400°C und 450°C).

Die Kurven der maximalen Umwandlungsdehnung im Bild 5.8 sind wegen der Überlagerung der unterschiedlichen Umwandlungsgrade mit der übersättigungsabhängigen Längenänderung bei der Ferritbildung nur schwer zu interpretieren. Nur das zweite Maximum für 80 Si 13 bei $T_u=450^\circ\text{C}$ läßt sich durch die oben erwähnte sekundäre Ferritbildung erklären. Der Kurvenverlauf aller untersuchten Stähle im Temperaturbereich $T_u=200^\circ\text{C}$ bis 250°C wird stark durch die Martensitbildung beim Abkühlen auf Umwandlungstemperatur beeinflusst, wenn diese unterhalb der Martensitstarttemperatur des jeweiligen Stahles liegt. Die Martensitbildung geschieht sehr rasch, noch vor dem Einlegen der Probe in das Dilatometer und entzieht sich so der Messung. Die umwandlungsfähige Austenitmenge ist also um den gebildeten Martensitanteil reduziert, was zu einem Abfall der Kurven mit sinkender Umwandlungstemperatur führt.

Unter der Voraussetzung, daß sich beim Abschrecken auf Raumtemperatur kein Martensit bildet, kann man die für die Bainitbildung spezifische Umwandlungsdehnung bestimmen. Dabei muß man die Änderung der Gitterkonstanten des Austenits durch unterschiedliche Kohlenstoffgehalte vernachlässigen. Das ist möglich, da der Einfluß des unterschiedlichen Kohlenstoffgehaltes im Austenit aufgrund der hohen Kohlenstofflöslichkeit als gering zu

bewerten ist. Eine Karbidbildung muß ebenfalls ausgeschlossen werden, da sie sich durch eine Kontraktion störend auf die Auswertung auswirken würde. Man erhält dann einen Wert $\varepsilon_{u,Bainit}$, der unter den erwähnten Voraussetzungen der Längenänderung bei der Bildung des bainitischen Ferrits proportional ist. Diese Längenänderung ist wesentlich vom Kohlenstoffgehalt des gebildeten Ferrits abhängig, da durch die Kohlenstoffübersättigung eine tetragonale Verzerrung ähnlich wie beim Martensit [26] entsteht.

Um aus den registrierten maximalen Umwandlungsdehnungen die für die Bainitbildung spezifische Umwandlungsdehnung $\varepsilon_{u,Bainit}$ zu berechnen, muß berücksichtigt werden, daß die Werkstoffe bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen nicht vollständig umwandeln und Restaustenit zurückbleibt. Die Beziehung

$$\varepsilon_{u,Bainit} = \varepsilon_{u,max} \frac{100\%}{V_{Bainit}} = \varepsilon_{u,max} \frac{100\%}{100\% - V_{RA}} \quad (5.1)$$

zwischen der bezogenen Umwandlungsdehnung $\varepsilon_{u,Bainit}$ und der maximalen Umwandlungsdehnung $\varepsilon_{u,max}$ mit dem Volumenanteil Bainit V_{Bainit} bzw. dem Volumenanteil Restaustenit V_{RA} in % liefert die in Bild 5.11 als Funktion der Umwandlungstemperatur für 80 Si 6, 80 Si 10 und 80 Si 13 dargestellten Ergebnisse. Für 80 Si 10 und 80 Si 13 bilden sich im Temperaturbereich von 250°C bis 400°C näherungsweise konstante Werte von knapp 0,6% und etwa 0,75% aus, die dann zwischen $T_u=400^\circ\text{C}$ und 425°C zunächst sprunghaft und oberhalb $T_u=425^\circ\text{C}$ kontinuierlich abfallen. Bei 80 Si 6 ist der sprunghafte Abfall nur abgeschwächt zu erkennen.

Die Kurve von 80 Si 13 verläuft im Temperaturbereich $T_u=250^\circ\text{C}$ bis 400°C über der von 80 Si 10 und 80 Si 6. Das bedeutet, daß der Kohlenstoffgehalt des Ferrits des 80 Si 13 über dem der anderen Legierungen liegt. Tatsächlich wird eine Umwandlungsdehnung von 0,75% erreicht, die nahe an den Wert von 1,2% für die Bildung von Martensit bei diesem Kohlenstoffgehalt heranreicht [26]. Das deutet auf die hohe Kohlenstoffübersättigung, mit der der bainitische Ferrit beim 80 Si 13 entstanden ist. Diese Kohlenstoffübersättigung des Ferrits ist beim 80 Si 10 geringer, da er nur eine Umwandlungsdehnung von 0,6% erreicht. Der Unterschied läßt sich mit dem Siliziumgehalt zu erklären. Da Silizium die Aktivität des Kohlenstoffs erhöht [5], kann der Austenit des 80 Si 13 nicht so viel Kohlenstoff wie der Austenit des 80 Si 10 bei gleicher Umwandlungstemperatur aufnehmen. Dadurch ist der gebildete Ferrit stärker an Kohlenstoff übersättigt und zeigt eine hohe Umwandlungsdehnung.

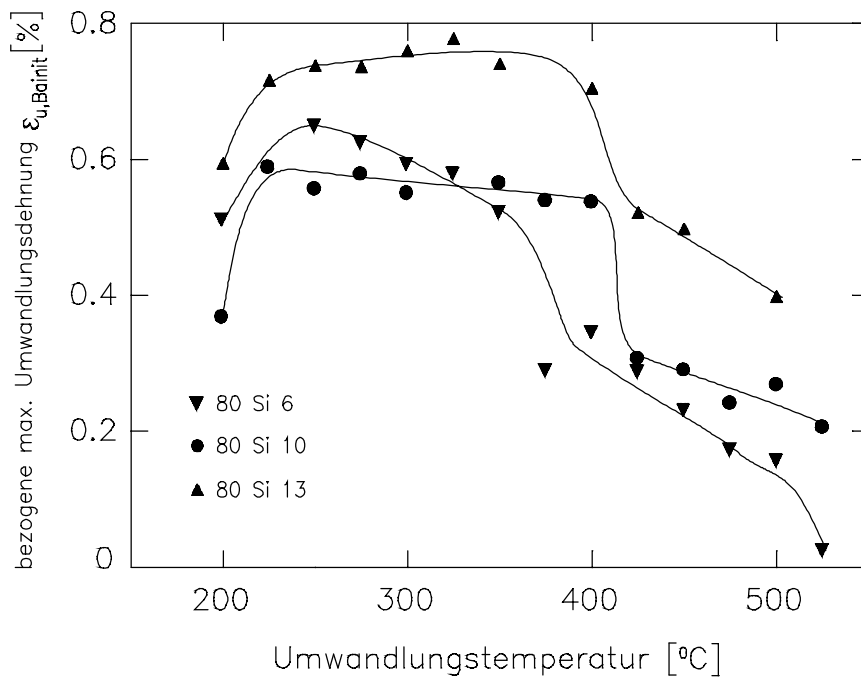


Bild 5.11: $\varepsilon_{u,Bainit}$ für 80 Si 6, 80 Si 10 und 80 Si 13 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur

Die Kurve für 80 Si 6 liegt dagegen bei $T_u=250^\circ\text{C}$ über der von 80 Si 10 und sinkt bis $T_u=350^\circ\text{C}$ deutlich unter diese ab. Betrachtet man die Steigung aller Kurven, so stellt man fest, daß sie mit sinkendem Siliziumgehalt steiler werden. Offensichtlich nehmen die Unterschiede in der Kohlenstoffübersättigung im bainitischen Ferrit der drei Werkstoffe mit wachsender Umwandlungstemperatur zu, weil die temperaturbedingte Zunahme der Kohlenstoffdiffusion in den Austenit mit sinkendem Siliziumgehalt stärker wird.

Der ausgeprägtere Abfall der Umwandlungsdehnungen bei $T_u=400^\circ\text{C}$ bis 425°C für 80 Si 13 und 80 Si 10 sowie bei $T_u=350^\circ\text{C}$ bis 400°C für 80 Si 6 ist mit Karbidbildung aus dem Austenit zu erklären. Exakt bei diesen Temperaturen ist ein starker Abfall der Restaustenitgehalte in Bild 5.17 zu beobachten. Das beweist einerseits, daß die Karbidbildung für das Abfallen der Kurven verantwortlich ist und bedeutet andererseits, daß ab diesem Abfall keine quantitativen Aussagen mehr getroffen werden können, da die oben genannten Voraussetzungen nicht mehr erfüllt sind. Im Unterschied der Temperaturen des Restaustenitabfalls macht sich die Eigenschaft des Siliziums bemerkbar, die Karbidbildung aus dem Austenit zu behindern [38].

In der Darstellung der bezogenen Umwandlungsdehnung $\varepsilon_{u,Bainit}$ in Bild 5.12 zeigt 80 Si 6 bei 250°C das höchste Maximum, gefolgt von 65 Si 7, 45 Si 10 und 80 Si 10.

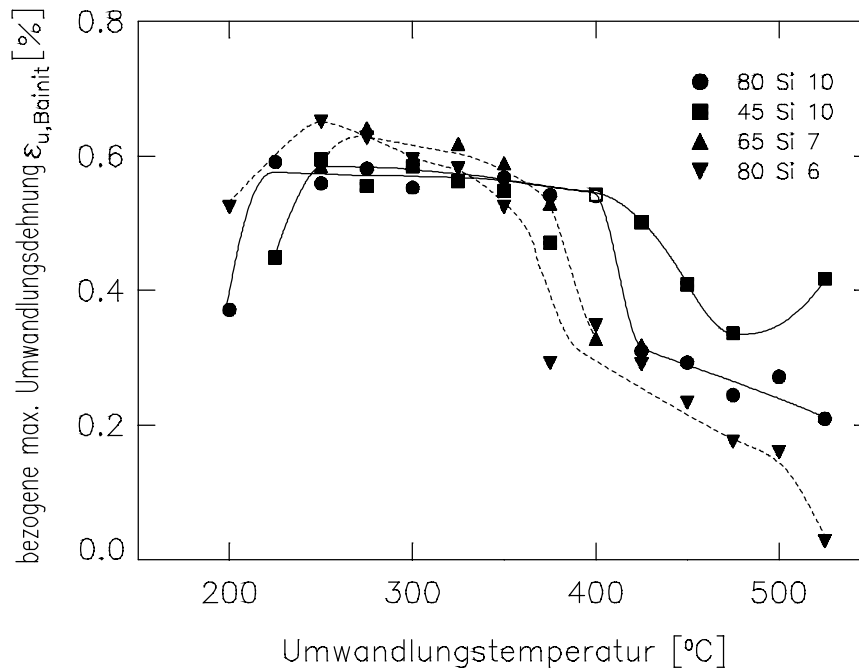


Bild 5.12: $\epsilon_{u,Bainit}$ für 45 Si 10, 80 Si 10, 65 Si 7 und 80 Si 6 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur

Die Ausgleichskurven der Werte von 80 Si 10 und 45 Si 10 verlaufen bis 350°C etwa konstant bei 0,56%, während die beiden anderen Kurven leicht absinken. Bei 350°C nehmen die Werte des 80 Si 6, bei 375°C die des 65 Si 7 und bei 400°C die des 80 Si 10 steil auf Werte um 0,33% ab, während die Ausgleichskurve für 45 Si 10 ab 400°C flacher auf diesen Wert absinkt und zu 525°C wieder etwas ansteigt. Die anderen Kurven fallen kontinuierlich fallend bis zur jeweils höchsten untersuchten Umwandlungstemperatur ab.

Die unterschiedlichen Kohlenstoffgehalte der Legierungen spiegeln sich in Bild 5.9 und Bild 5.12 in den unter 250°C gemessenen Werten deutlich wider. Entsprechend der Unterkühlung unter die jeweilige Martensitstarttemperatur, die stark vom Kohlenstoffgehalt der Legierung abhängt, zeigt 45 Si 10 die kleinsten Werte für $\epsilon_{u,Bainit}$, gefolgt von 80 Si 6 und 80 Si 10. Im Temperaturbereich 250°C bis 350°C verlaufen die die Meßwerte ausgleichenden Kurven nahe zusammen und zeigen keine Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt. Der Anstieg der Werte des 45 Si 10 bei 400°C in Bild 5.9 korrespondiert mit einem starken Rückgang des Restaustenitgehaltes (vgl. Bild 5.17). Die dafür verantwortlich gemachte Karbidbildung führt jedoch nicht zu einem sprunghaften Rücklauf der Kohlenstoffübersättigung im bainitischen Ferrit, wie Bild 5.12 belegt. Die Temperatur des steilen Abfalls der Ausgleichskurven im Bild 5.12 zwischen 350°C und 425°C ist vom unterschiedlichen Si-Gehalt der Legierungen abhängig und zeigt keinen Einfluß des Kohlenstoffgehaltes. Lediglich das Niveau der $\epsilon_{u,Bainit}$ -Werte über 450°C

verhält sich umgekehrt proportional zum C-Gehalt der Legierungen. 80 Si 6 zeigt die niedrigsten Werte, da seine Neigung zur Karbidbildung durch seinen hohen C-Gehalt und seinen niedrigen Si-Gehalt am größten ist. Beim 45 Si 10 fällt diese Neigung entsprechend dem geringeren C-Gehalt und höherem Si-Gehalt geringer aus. 80 Si 10 nimmt dabei eine Zwischenstellung ein.

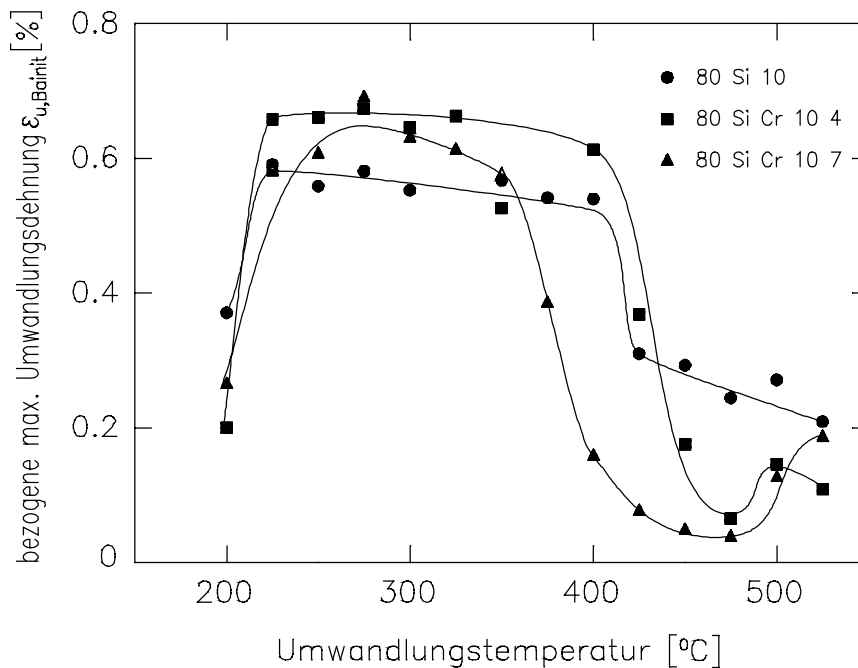


Bild 5.13: $\epsilon_{u,Bainit}$ für 80 Si 10, 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur

In der Darstellung der bezogenen Umwandlungsdehnung $\epsilon_{u,Bainit}$ in Bild 5.13 erkennt man für 80 Si Cr 10 4 sowie für 80 Si 10 nahezu horizontale Kurvenverläufe im Bereich $T_u=250^\circ\text{C}$ bis 400°C , während die Kurve für den 80 Si Cr 10 7 oberhalb $T_u=250^\circ\text{C}$ abfällt. Bei 80 Si 10 und 80 Si Cr 10 4 nehmen die Meßwerte oberhalb 400°C , bei 80 Si Cr 10 7 dagegen schon bei 350°C steil ab. Die Kurven von 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 steigen oberhalb 475°C wieder an.

Aus Bild 5.10 geht hervor, daß die Umwandlungsdehnungen mit wachsendem Chromgehalt kleiner werden. Der Vergleich mit Bild 5.17 belegt, daß dies auf steigende Restaustenitgehalte und somit auf sinkende Umwandlungsgrade zurückzuführen ist. Bild 5.13 zeigt, daß sich durch Zugabe von Chrom die bezogene Umwandlungsdehnung vergrößert, da sich die Gitteraufweitung durch die Chromatome im Ferrit stärker auswirkt als im Austenit. Die Kurve für

80 Si Cr 10 7 liegt allerdings unter der für 80 Si Cr 10 4. Beim 80 Si Cr 10 7 wurden in Schliffbildern große Mengen an Chromkarbiden gefunden, die sich beim Austenitisieren nicht aufgelöst haben. Dadurch sind die im Austenit gelösten Chrom- und Kohlenstoffgehalte kleiner als die Legierungsgehalte, was eine Verringerung der Umwandlungsdehnung bewirkt. Die Kurven im Temperaturbereich $T_u=225^\circ\text{C}$ bis 350°C verlaufen parallel zu der Kurve des 80 Si 10 und deuten auf vergleichbare Temperaturabhängigkeiten der Kohlenstoffdiffusion hin. In Bild 5.10 ist zu sehen, daß die Kurve des 80 Si Cr 10 4 dem linearen Verlauf des 80 Si 10 bis $T_u=425^\circ\text{C}$ folgt und dann zu geringeren Umwandlungsdehnungen abknickt, während die Kurve für 80 Si Cr 10 7 dies schon bei $T_u=325^\circ\text{C}$ zeigt. 80 Si Cr 10 4 weist ab $T_u=425^\circ\text{C}$ und 80 Si Cr 10 7 ab $T_u=325^\circ\text{C}$ einen umwandlungsträgen Bereich auf (vgl. Bild 5.45 und Bild 5.46). Da die Proben innerhalb der gewählten Umwandlungszeit von 4h nicht vollständig umwandeln, erreichen sie entsprechend nur geringere Umwandlungsdehnungen. Ab $T_u=500^\circ\text{C}$ kommt es dann wieder zu höheren Umwandlungsgraden, was die Kurve ansteigen läßt.

5.2. Restaustenitgehalte (RA) nach verschiedenen Umwandlungszeiten

5.2.1. Gezielte Untersuchungen an 80 Si 10

a) RA, t_u -Kurven

Bild 5.14 zeigt beispielhaft für 80 Si 10 die bei den Umwandlungstemperaturen 250°C , 350°C und 425°C in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit nachweisbaren Restaustenitgehalte. Die Proben wurden nach den jeweiligen Umwandlungszeiten in Wasser auf 20°C abgeschreckt.

Bei der etwas oberhalb der Martensitstarttemperatur ($M_s = 243^\circ\text{C}$) liegenden Umwandlungstemperatur von 250°C werden etwa 7 Vol% Restaustenit bis etwa 60 s nach Umwandlungsbeginn gemessen. Danach durchläuft der Restaustenitgehalt bei 2000 s einen Maximalwert von 22 Vol% und fällt anschließend wieder auf Wert von etwa 7 Vol% ab.

Die 350°C -Kurve ist für den Temperaturbereich des karbidfreien oberen Bainits charakteristisch. Nach 90 s Umwandlungszeit steigt der Restaustenitgehalt an und erreicht nach 500 s 28 Vol%, um danach wieder asymptotisch auf 17 Vol% abzufallen.

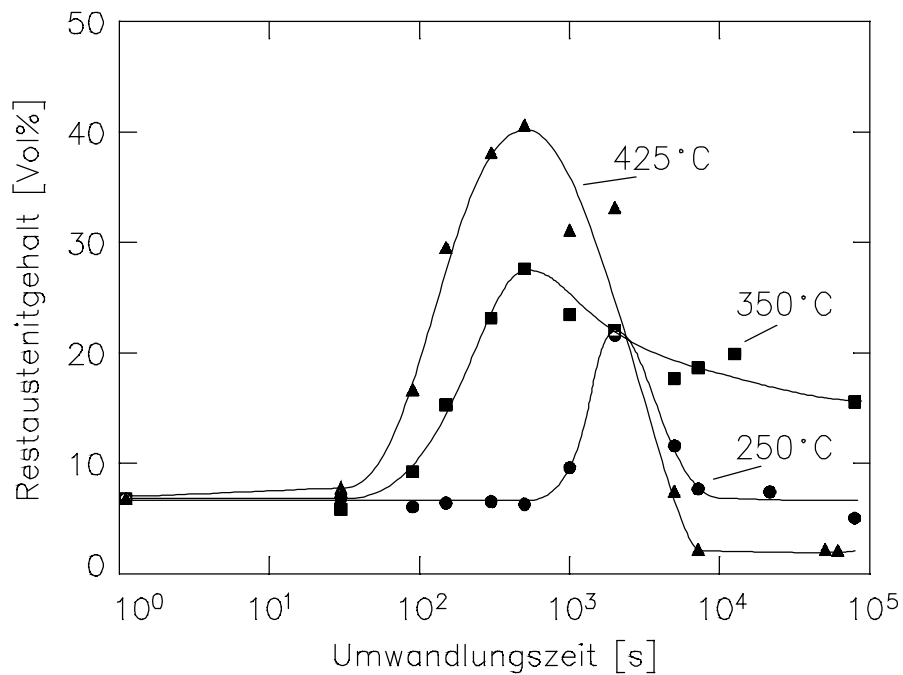


Bild 5.14: Restaustenit in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für 80 Si 10 bei den Umwandlungstemperaturen 250°C, 350°C und 425°C

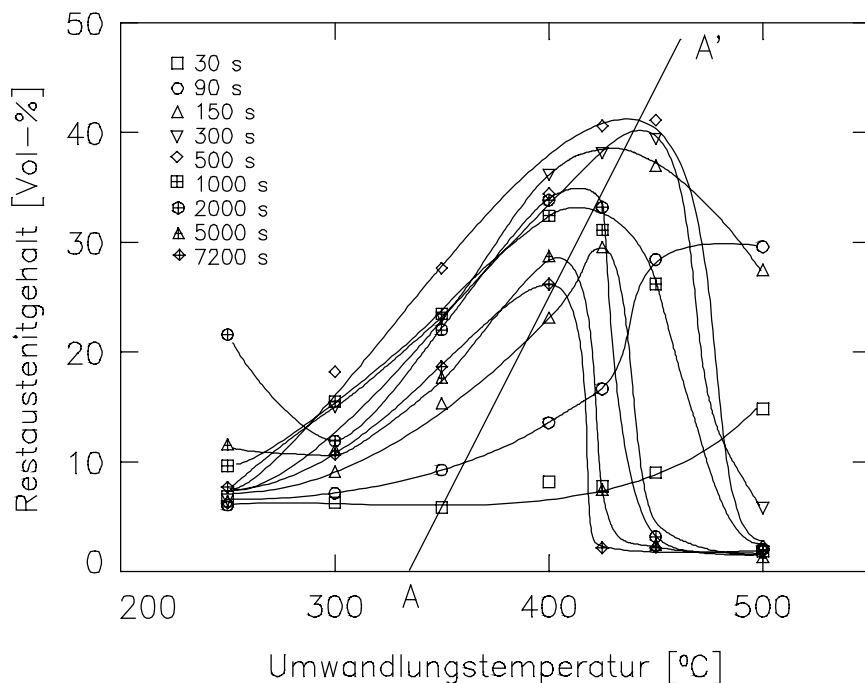


Bild 5.15: Einfluß der Umwandlungstemperatur auf den Restaustenitgehalt von 80 Si 10 bei verschiedenen Umwandlungszeiten

Bei der 425°C Kurve, die für die Bildung eines karbidhaltigen oberen Bainits repräsentativ ist, steigt der Restaustenit ausgehend von etwa 7 Vol% schon nach kurzen Umwandlungszeiten an und erreicht nach 500 s ein Maximalwert von 41 Vol%, um anschließend wieder stark abzufallen. Nach einer Umwandlungszeit > 4200 s treten lediglich noch Restaustenitgehalte von 2,5 Vol% auf.

b) RA, T_u -Kurven

Bild 5.15 faßt den Einfluß der Umwandlungstemperatur auf den Restaustenitgehalt von 80 Si 10 nach verschiedenen Umwandlungszeiten zusammen. Bei 250°C steigen die Werte mit wachsender Umwandlungszeit zunächst stark an, um dann wieder abzufallen. Zwischen 250°C und 450°C werden bei Umwandlungszeiten > 150 s mit der Umwandlungstemperatur und der Umwandlungszeit anwachsende Restaustenitgehalte festgestellt, die bei umso kleineren Umwandlungstemperaturen relativ steil auf Restaustenitgehalte < 5 Vol% abfallen, je größer die Umwandlungszeit ist. Bei Umwandlungszeiten < 150 s steigen dagegen die Restaustenitgehalte bis zur Umwandlungstemperatur von 500°C monoton an.

c) T_u , t_u -Diagramm

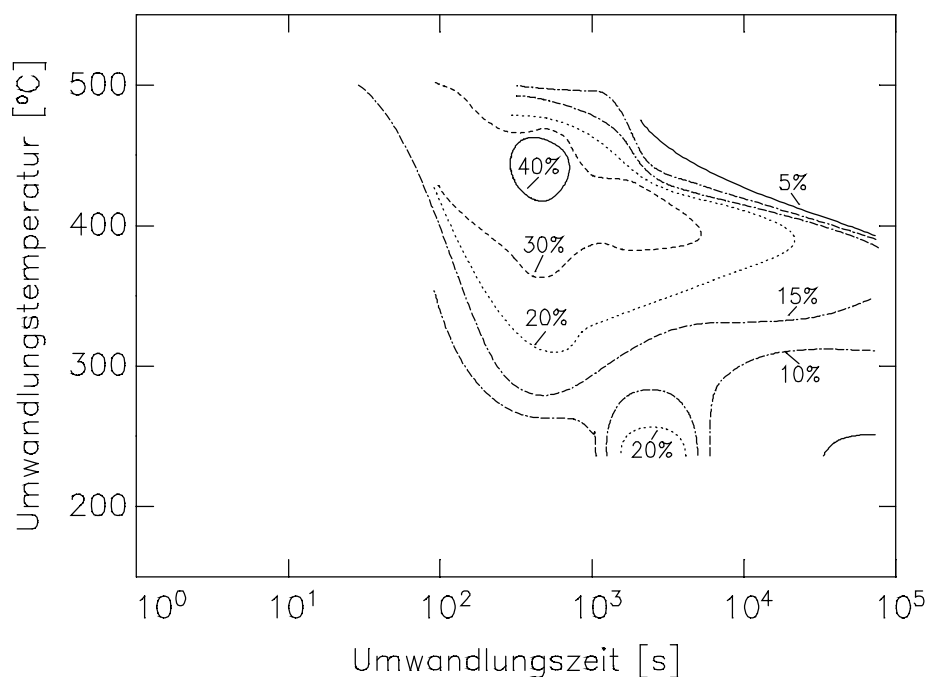


Bild 5.16: Restaustenitgehalt von 80 Si 10 nach Abschrecken auf Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur und Umwandlungszeit

Bild 5.16 zeigt ein aus Bild 5.15 entwickeltes Umwandlungstemperatur-Umwandlungszeit-Diagramm mit Linien gleicher Restaustenitgehalte. Das absolute Restaustenitmaximum (~ 40 Vol%) liegt bei $T_u=450^\circ\text{C}$ und $t_u=700$ s, das relative Restaustenitmaximum (~ 20 Vol%) dagegen nahe bei $M_S=243^\circ\text{C}$ und $t_u=3000$ s.

5.2.2. Einfluß der Legierungszusammensetzung auf die RA, T_u -Kurven

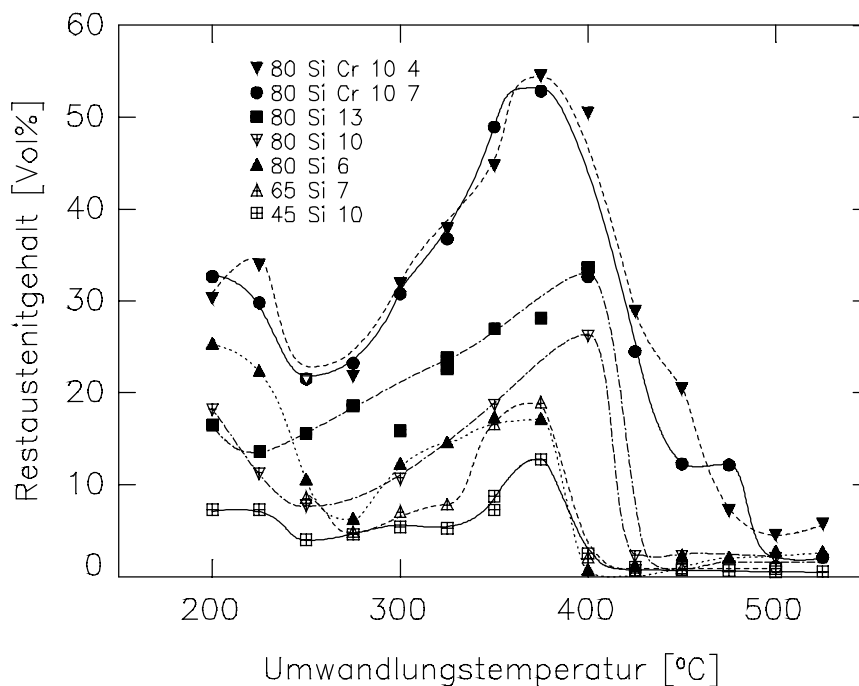


Bild 5.17: Restaustenitgehalte der untersuchten Stähle nach dem praktischen Umwandlungsende

Bild 5.17 faßt die Restaustenitgehalte aller untersuchten Stähle nach dem praktischen Umwandlungsende, d.h. nach Umwandlungszeiten zwischen 7200 s und 86400 s, zusammen. Bei tiefen Umwandlungstemperaturen fällt der Restaustenitgehalt mit wachsendem T_u ab, und zwar am schwächsten bei 45 Si 10 und am ausgeprägtesten bei 80 Si 6. Nach Durchlaufen eines relativen Minimums, in dem Werte zwischen 3 Vol% bei 45 Si 10 und 21 Vol% bei 80 Si Cr 10 4 gemessen werden, steigen die Kurven mit Ausnahme von 80 Si 6 zu absoluten Maxima an, die zwischen 12 Vol% (45 Si 10) und 53 Vol% (80 Si Cr 10 4) betragen. Bei 80 Si 6 wird bei 375°C ein relatives Maximum beobachtet, dessen Wert (17 Vol%) deutlich niedriger als der Meßwert bei $T_u=250^\circ\text{C}$ (25 Vol%) ist. An die Maxima schließen sich steile Abfälle der Kurven an, so daß für $T_u \geq 400^\circ\text{C}$ (45 Si 10, 65 Si 7, 80 Si 6) bzw. für $T_u \geq 425^\circ\text{C}$ (80 Si 10 und 80 Si 13) die Meßwerte kleiner als 3 Vol% werden. Lediglich 80 Si Cr 10 4 und 80 Si

Cr 10 7 weisen bei 450°C Werte von 21 Vol% bzw. 12 Vol% und bei 475°C Werte von 8 Vol% bzw. 12 Vol% auf.

5.2.3. Diskussion

Der im 80 Si 10 nach Umwandlung bei 250°C vorliegende Restaustenitgehalt (vgl. Bild 5.14) ist bei kurzen Umwandlungszeiten auf mechanische Stabilisierung durch die Martensitbildung beim Abschrecken auf Raumtemperatur zurückzuführen. Nach einer temperaturabhängigen Inkubationszeit beginnt die Bainitbildung, wobei sich der Austenit zunehmend mit Kohlenstoff anreichert (vgl. Kapitel 5.5). Diese Kohlenstoffanreicherung führt zu einer chemischen Austenitstabilisierung [44,47], die die beim Abschrecken gebildete Martensitmenge reduziert, bis sie ganz verschwindet. [38] ist der Meinung, daß die chemische Stabilisierung nicht ausreicht, um das Anwachsen des Restaustenits mit der Umwandlungszeit herbeizuführen und setzt eine mechanische Stabilisierung voraus. Eine mechanische Stabilisierung durch Bildung von Bainit muß aber kleiner sein als durch Bildung von Martensit, weil der Volumensprung kleiner und die Bildungstemperatur größer ist. Die mechanische Stabilisierung kann also allenfalls einen Anteil unterhalb 7 Vol% zum Restaustenitgehalt liefern. Der hauptsächliche Stabilisierungsmechanismus muß demnach die Kohlenstoffanreicherung des Austenits sein.

Der Abfall der Kurve für die Umwandlungstemperatur von 250°C nach langen Zeiten auf Werte um 7 Vol% deutet darauf hin, daß auch hoch angereicherter Austenit in stark übersättigten bainitischen Ferrit umgewandelt werden kann (vgl. Kapitel 5.5).

Bei einer Umwandlungstemperatur von 350°C erfolgt der Anstieg des Restaustenitgehaltes schon nach kürzerer Zeit, was der größeren Diffusionsfähigkeit des Kohlenstoffs im Austenit und der hier beobachteten schnelleren Bainitbildung entspricht. Wegen der geringeren Löslichkeit des Kohlenstoffs im bainitischen Ferrit wird schneller ein höherer Restaustenitgehalt erreicht. Der leichte Abfall zu längeren Zeiten ist mit Bildung von Ferrit aus dem angereicherten Austenit zu erklären.

Entsprechend der bei $T_u=425^\circ\text{C}$ weiter gestiegenen Diffusionsgeschwindigkeit von Kohlenstoff im Austenit steigt die Restaustenitkurve schon sehr früh an. Der maximale Restaustenitgehalt, der über dem für $T_u=350^\circ\text{C}$ liegt, ist mit der gesunkenen Löslichkeit für Kohlenstoff im Ferrit vereinbar (vgl. Bild 5.39). Zudem steigt die Aktivität des Kohlenstoffs bei steigenden Temperaturen, was ein früheres Ende der bainitischen Umwandlung bei höheren Restaustenitgehalten mit sich führt. Der massive Abfall der Restaustenitgehalte ab 1000 s ist mit Karbid-

bildung aus dem Austenit verbunden, wie es auch mittels TEM Untersuchungen nachgewiesen wurde. Diese Karbidbildung führt dann ab 7200 s zu Restaustenitgehalten unter 3 Vol%.

Da nach Bild 5.39 die Kohlenstofflöslichkeit im Ferrit mit steigender Umwandlungstemperatur sinkt, muß bei der Bildung des bainitischen Ferrits entsprechend mehr Kohlenstoff in den Austenit diffundieren. Die gleichzeitige Abnahme der maximalen Kohlenstofflöslichkeit im Austenit bedingt, daß sich der aus dem Ferrit stammende Kohlenstoff auf wachsende Austenitvolumina verteilen muß, die dadurch gegen eine martensitische Umwandlung beim Abschrecken auf Raumtemperatur stabilisiert werden. Daraus resultiert das in Bild 5.15 im Temperaturbereich $T_u=250^\circ\text{C}$ bis 450°C gezeigte lineare Ansteigen der Restaustenitgehalte mit der Umwandlungstemperatur.

Bei Umwandlungszeiten unter 2000 s bei $T_u=250^\circ\text{C}$ bzw. unter 500 s bei $T_u\geq 300^\circ\text{C}$ ist die Anreicherung des Austenits noch nicht so weit fortgeschritten, um eine Martensitbildung beim Abschrecken auf Raumtemperatur völlig zu verhindern. Die Restaustenitgehalte steigen dann entsprechend der Kohlenstoffanreicherung im Austenit mit der Umwandlungszeit. Bei über 2000 s bzw. 500 s steigenden Umwandlungszeiten sinken die Restaustenitgehalte wieder ab, da offensichtlich auch mit Kohlenstoff angereicherter Austenit in dann zunehmend übersättigten bainitischen Ferrit umwandeln kann.

Rechts einer Linie (A-A') von 330°C auf der X-Achse und 450°C bei 500 s in Bild 5.15 fallen die Kurven abrupt ab. Dieser Abfall der Restaustenitgehalte ist mit einer Änderung der Mikrostruktur verbunden, wie sie licht- und elektronenmikroskopisch zu beobachten ist. In diesem Bereich scheiden sich Karbide aus dem angereicherten Austenit aus. Diese Karbidausscheidung wird bei höheren Temperaturen zu kürzeren Umwandlungszeiten verschoben, da die Kohlenstofflöslichkeit zurückgeht und durch die gesteigerte Kohlenstoffdiffusion schneller ein kritischer Wert überschritten wird. Die Karbidausscheidung führt zum Absinken des Kohlenstoffgehaltes im Austenit, so daß weitere Bainitbildung möglich wird.

In Bild 5.16 werden diese Bereiche nochmals verdeutlicht. Die Restaustenitgehalte steigen bei konstanter Umwandlungszeit von tiefen zu höheren Temperaturen, wie es der sinkenden Kohlenstofflöslichkeit im bainitischen Ferrit und Austenit entspricht. Bei konstanter Temperatur steigen die Restaustenitgehalte zunächst an, da sich bei kurzen Zeiten die mechanische und die chemische Stabilisierung überlagern. Bei längeren Zeiten wandelt dann auch hoch angereicherter Austenit bainitisch um, wodurch die Restaustenitgehalte wieder sinken. Bei steigenden Umwandlungstemperaturen verlagert sich der Anstieg zu kürzeren Zeiten, da die Kohlenstoffanreicherung, oberhalb derer kein Martensit mehr beim Abschrecken entsteht, durch die schnellere Kohlenstoffdiffusion in kürzeren Zeiten erreicht wird.

Aus Bild 5.17 geht hervor, daß sowohl eine Steigerung des Siliziumgehaltes als auch des Kohlenstoffgehaltes zu höheren Volumenanteilen an Restaustenit führt. Durch Zugabe von Chrom wird diese Tendenz noch verstärkt, so daß 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 die höchsten Restaustenitgehalte von 55 Vol% aufweisen. Die Werte der beiden Werkstoffe sind gleich, da sich die im Anlieferungszustand vorliegenden Chromkarbide beim Austenitisieren nicht vollständig auflösen und sich eine der Austenitisierungstemperatur entsprechende Konzentration von C und Cr im Austenit einstellt.

Die Höhe des Restaustenitminimums im Bereich um 250°C entspricht etwa den Restaustenitgehalten, die bei rein martensitischer Umwandlung auftreten. Der Restaustenitanstieg bei tieferen Temperaturen ist im gewählten Beobachtungszeitraum von 4h stark vom erreichten Umwandlungsgrad abhängig.

Der starke Abfall der Restaustenitwerte wird durch die zunehmende Behinderung der Karbidbildung mit steigendem Siliziumgehalt zu höheren Temperaturen verschoben. Die Cr-haltigen Werkstoffe bilden eine Ausnahme, da die Abnahme des RA-Gehaltes auf die unvollständige Umwandlung im auftretenden umwandlungsträgen Bereich und die anschließende Martensitbildung beim Abkühlen von Umwandlungs- auf Raumtemperatur zurückzuführen ist. Über 500°C führt die starke Karbidbildung bei allen Werkstoffen zu Restaustenitgehalten unter 5 Vol%.

5.3. Gefügestrukturen nach praktischem Umwandlungsende

5.3.1. 80 Si 10

Bild 5.18 zeigt ein Schlibfbild von 4h bei 250°C umgewandelten 80 Si 10. Obwohl die Umwandlung knapp über der Martensitstarttemperatur durchgeführt wird, zeigt das Bild ein martensitähnliches Gefüge. Es liegt unterer Bainit mit länglichen, aber sehr dünnen Platten vor. Diese Platten werden im Schlibfbild geschnitten und sind daher als dünne Nadeln dargestellt. In der entsprechenden transmissionselektronenmikroskopischen (TEM) Aufnahme in Bild 5.19 wird die Anordnung dieser dünnen Platten in parallelen Blöcken sichtbar. Dieses Gefüge läßt sich dem unteren Bainit zuordnen.

Das Gefüge des 4h bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelt 80 Si 10 in Bild 5.20 erscheint im Schlibfbild nadelförmig, was typisch für karbidfreien oberen Bainit in Siliziumstählen ist. Einige Platten zeigen eine sternförmige Konfiguration, während andere parallel zueinander angeordnet sind.

Die entsprechende TEM-Aufnahme in Bild 5.21 zeigt einen Ausschnitt aus einer Bainitplatte. Man sieht, daß diese aus weiteren parallelen Untereinheiten besteht.

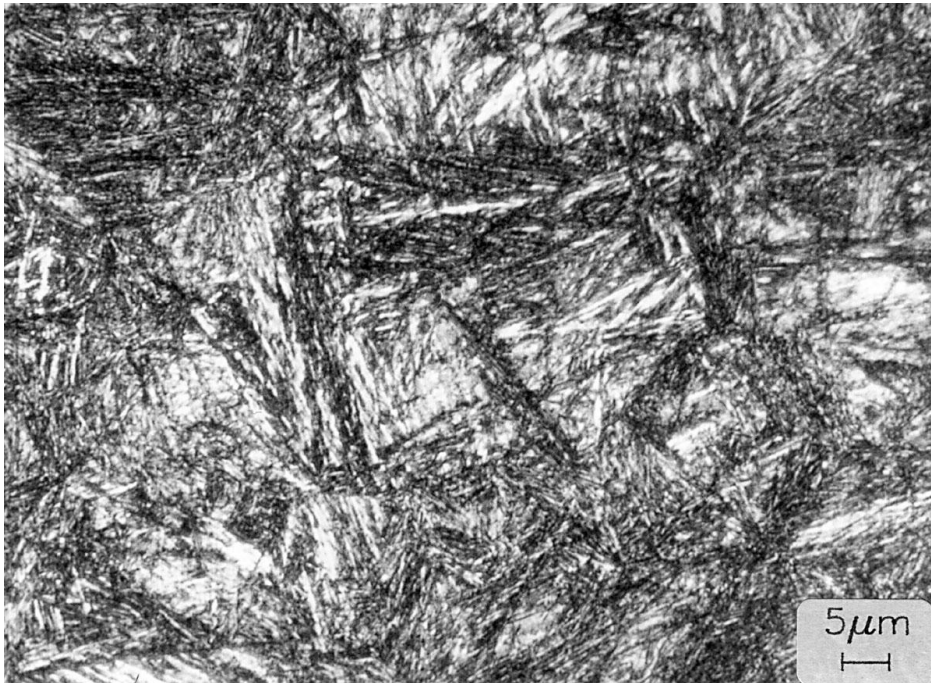


Bild 5.18: Gefüge von 80 Si 10 nach 4h Umwandlung bei $T_u=250^\circ\text{C}$ (1200x)

Das Schlibfbild des 4h bei 450°C umgewandeltem 80 Si 10 in Bild 5.22 weist einen großen Unterschied in der Morphologie zu den Gefügen auf, die bei tieferen Temperaturen entstehen. Die Kontur der Bainitplatten ist unscharf und das Gefüge erscheint granular. Aus dem zugehörigen TEM-Bild (vgl. Bild 5.23) läßt sich entnehmen, daß sich Karbide aus dem Austenit ausgeschieden haben. Sie sind als kleine schwarze Platten zu erkennen. Durch das Abdiffundieren des Kohlenstoffs aus dem Austenit in die Karbide kann der Ferrit quer zur Plattenachse weiter wachsen. Diese sekundäre, diffusionskontrollierte Ferritbildung verwischt die ehemals glatte, scherungskontrolliert entstandene Phasengrenzfläche zwischen bainitischen Ferrit und Austenit, was zu dem granularen Aussehen führt. Dieses Gefüge ist als karbidhaltiger oberer Bainit anzusprechen und entsteht bei Umwandlungstemperaturen zwischen 400°C und 500°C .



Bild 5.19: Gefüge von 80 Si 10 nach 4h Umwandlung bei $T_u=250^{\circ}\text{C}$ (21 000x)



Bild 5.20: Gefüge von 80 Si 10 nach 4h Umwandlung bei $T_u=350^{\circ}\text{C}$ (1200x)

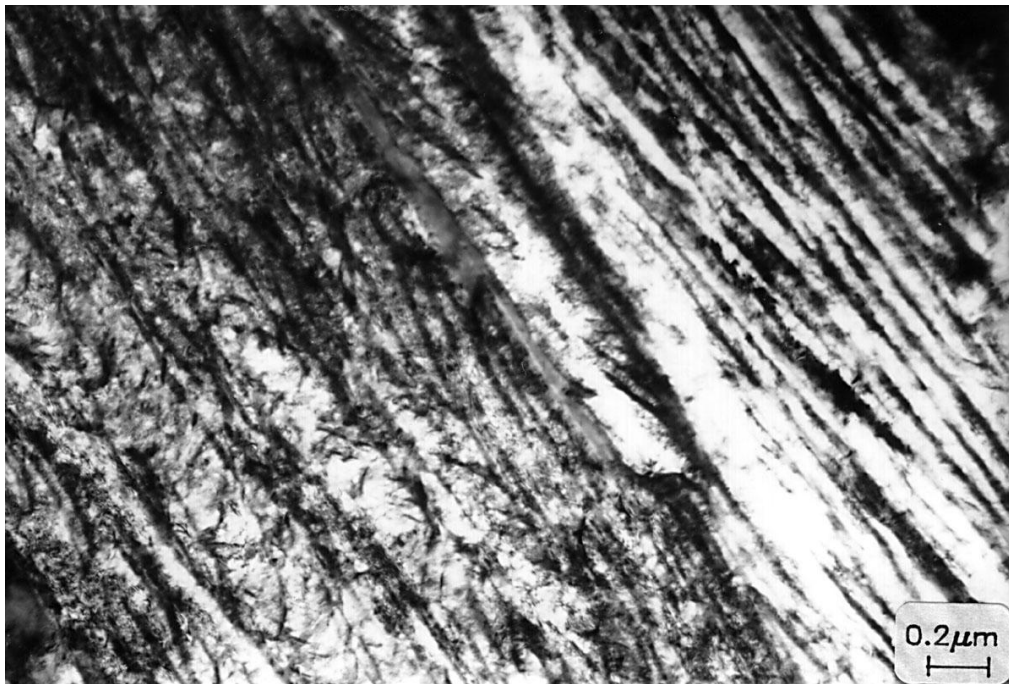


Bild 5.21: Gefüge von 80 Si 10 nach 4h Umwandlung bei $T_u=350^\circ\text{C}$ (21 000x)

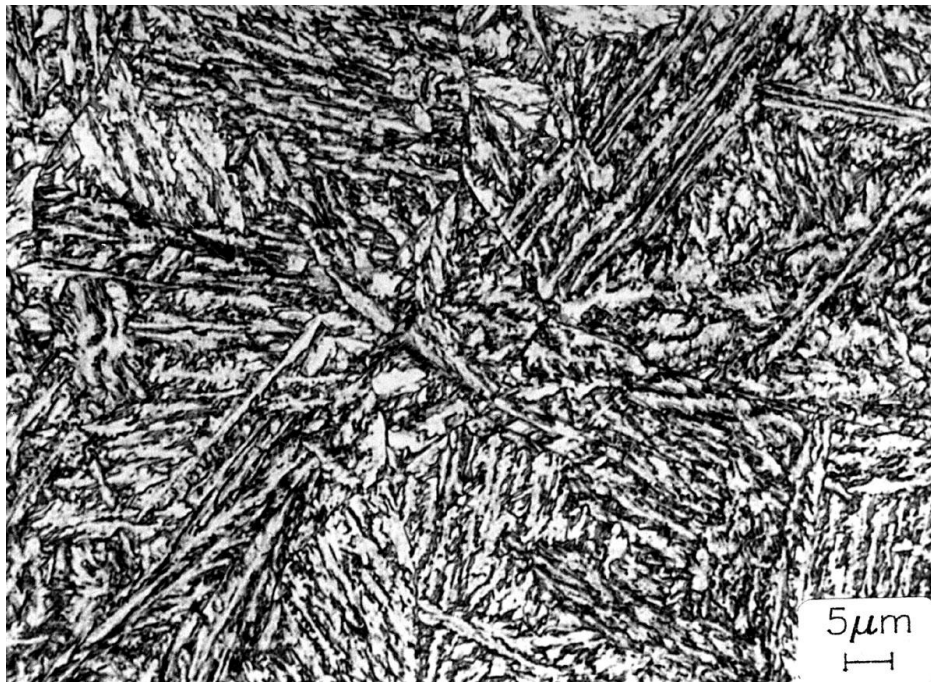


Bild 5.22: Gefüge von 80 Si 10 nach 4h Umwandlung bei $T_u=450^\circ\text{C}$ (1200x)

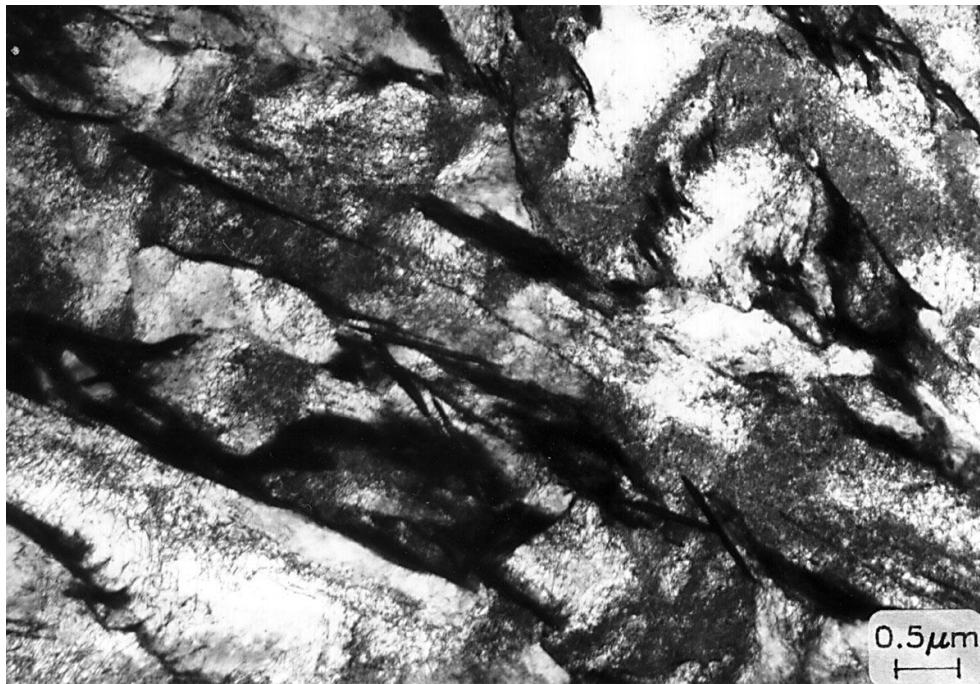


Bild 5.23: Gefüge von 80 Si 10 nach 4h Umwandlung bei $T_u=450^\circ\text{C}$ (21 000x)

5.3.2. Einfluß der Legierungszusammensetzung

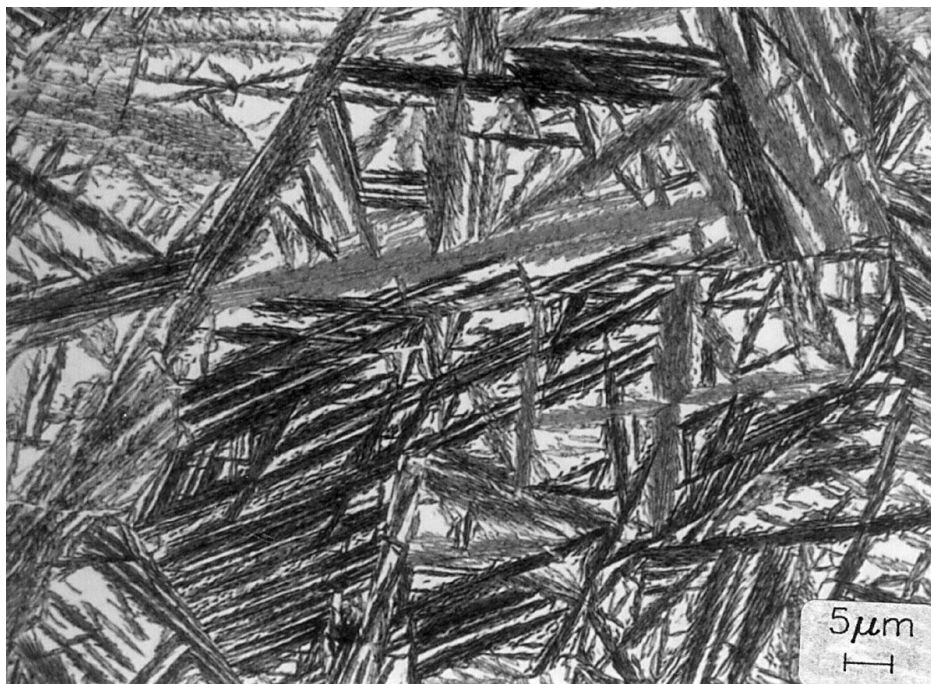


Bild 5.24: Gefüge von 80 Si 13 nach 2h Umwandlung bei $T_u=350^\circ\text{C}$ (1200x)



Bild 5.25: Gefüge von 80 Si 13 nach 2h Umwandlung bei $T_u=350^\circ\text{C}$ (21 000x)

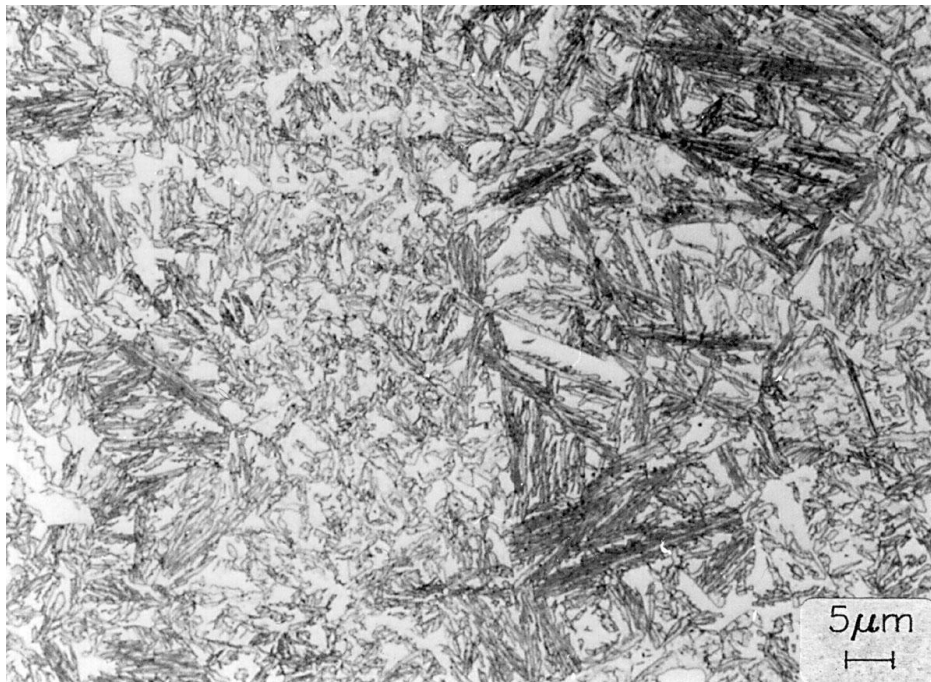


Bild 5.26: Gefüge von 80 Si Cr 10 4 nach 4h Umwandlung bei $T_u=350^\circ\text{C}$ (1200x)

80 Si 13 zeigt nach Umwandlung bei $T_u=350^\circ\text{C}$ im Schlibbild (vgl. Bild 5.24) relativ große Bainitplatten. Diese Platten sind, wie man schon lichtmikroskopisch erkennen kann, in

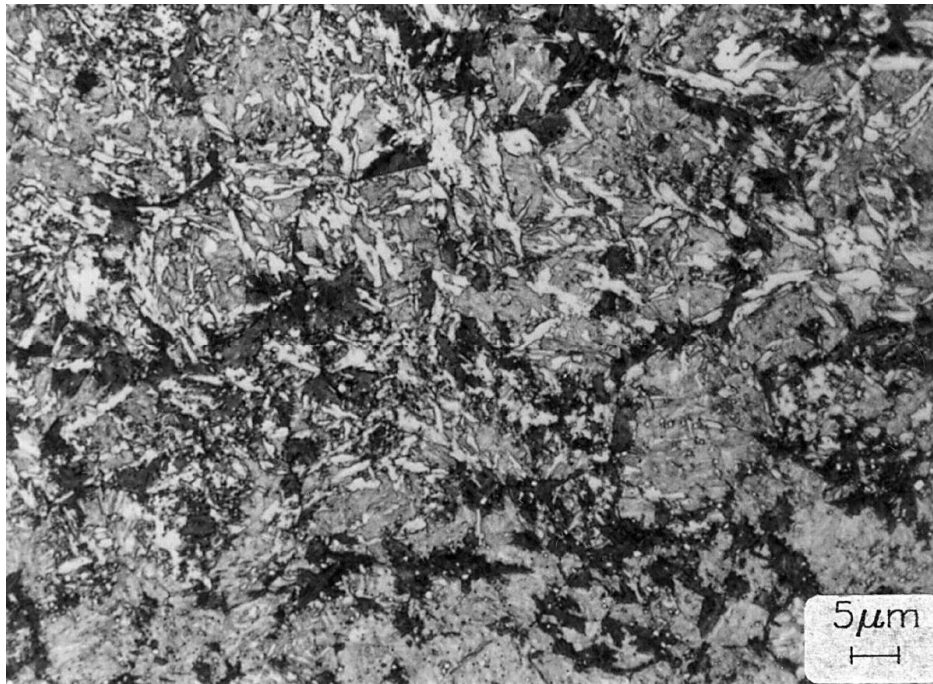


Bild 5.27: Gefüge von 80 Si Cr 10 4 nach 4h Umwandlung bei $T_u=475^\circ\text{C}$ (1200x)

Untereinheiten unterteilt. Die zugehörige TEM-Aufnahme in Bild 5.25 zeigt diese Unterteilung deutlicher. Zwischen den einzelnen Ferriteinheiten liegen dünne Filme aus Restaustenit. Diese Filme wurden während der Bainitbildung stark verformt, wie aus der hohen Versetzungsdichte zu schließen ist. Im Gegensatz zu 80 Si 10, bei dem sich der Restaustenit vollständig in den Filmen um die Bainitplatten und Untereinheiten verteilt, treten beim 80 Si 13 auch große Restaustenitblöcke auf, die die mechanischen Eigenschaften des Materials stark beeinflussen.

In Bild 5.26 ist das Gefüge des 4 Stunden bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelten 80 Si Cr 10 4 dargestellt. Die Bainitplatten zeigen teilweise die sternförmige Anordnung, wie sie auch beim 80 Si 10 bei dieser Umwandlungstemperatur gefunden wird. Daneben tritt auch die granulare Struktur auf, die für karbidhaltigen oberen Bainit typisch ist. Eine Karbidausscheidung ist jedoch bei dem beobachteten hohen Gehalt an Restaustenit, der sich als helle Flächen im Bild 5.26 abzeichnet, ausgeschlossen. Nach Umwandlung bei $T_u=475^\circ\text{C}$ liegt ebenfalls ein granulares Gefüge vor (vgl. Bild 5.27), das sich durch den wesentlich geringeren Restaustenitgehalt und durch geringe Anteile von Perlit vom Gefüge in Bild 5.26 unterscheidet. Der geringe Restaustenitgehalt deutet auf karbidhaltigen oberen Bainit hin. Die Perlitbildung findet erst nach längerer Zeit nach der Bainitbildung statt. Der umwandlungsträge Bereich zwischen 350°C und 475°C (vgl. Abschn. 5.1.5 und 5.6.5) trennt also in Siliziumstählen nicht nur Perlit und Bainit, sondern auch karbidhaltigen von karbidfreien Bainit.

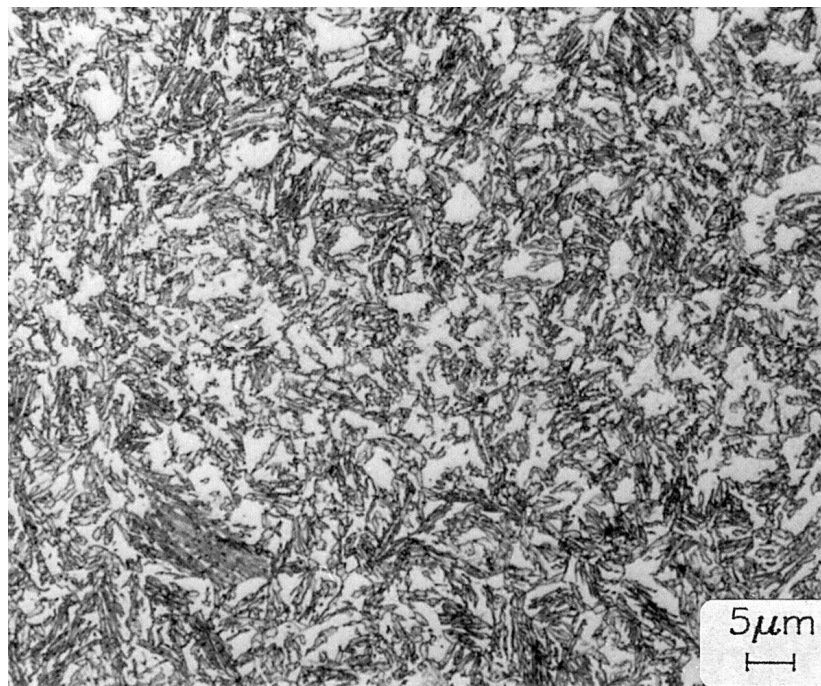


Bild 5.28: Gefüge von 80 Si Cr 10 7 nach 4h Umwandlung bei $T_u=350^{\circ}\text{C}$ (1200x)

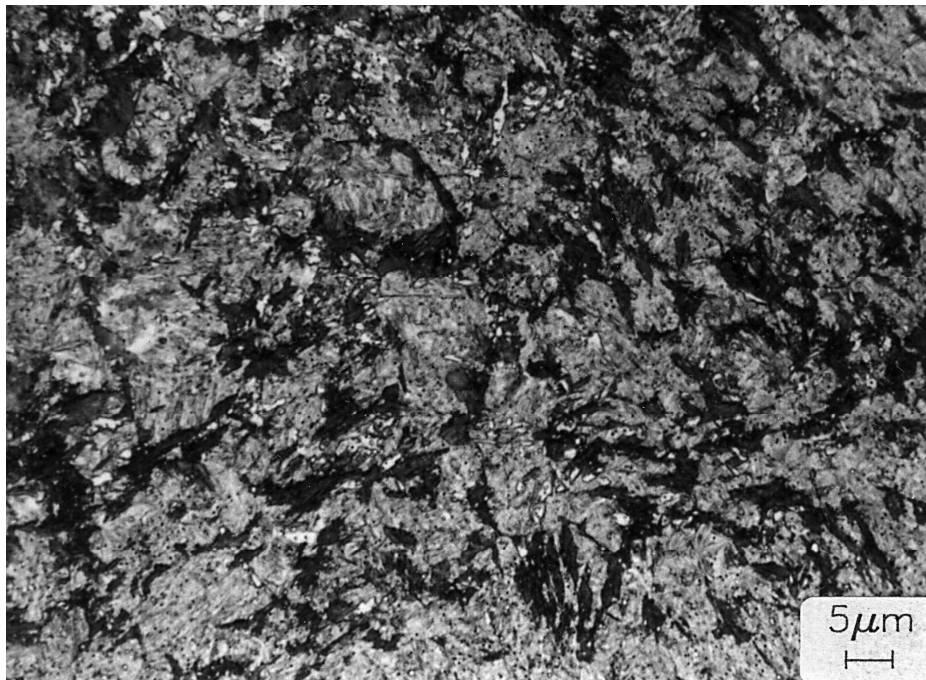


Bild 5.29: Gefüge von 80 Si Cr 10 7 nach 4h Umwandlung bei $T_u=475^{\circ}\text{C}$ (1200x)

Bild 5.28 und Bild 5.29 zeigen die Gefüge von 80 Si Cr 10 7 nach Umwandlung unter- und oberhalb des umwandlungsträgen Bereichs. Bei $T_u=350^\circ\text{C}$ in Bild 5.28 überwiegt, im Vergleich mit 80 Si Cr 10 4, die granulare Gefügeausbildung mit sehr großen Restaustenitbereichen. Bei der Umwandlungstemperatur 475°C kommt es wie, in Bild 5.29 zu sehen ist, neben der Bainitbildung auch zu einer Perlitausscheidung. Betrachtet man die Gefügebilder der chromhaltigen Siliziumstähle genauer, so stellt man eine große Zahl von kleinen Teilchen fest, die sowohl in martensitischen, bainitischen und perlitischen Gefügeanteilen zu finden sind. Ihre Anzahl ist beim 80 Si Cr 10 7 wesentlich höher als beim 80 Si Cr 10 4. Es handelt sich dabei um Chromkarbide, die bei den gewählten Austenitisierungsbedingungen nicht aufgelöst wurden. Entsprechend des höheren Chromgehaltes treten sie im 80 Si Cr 10 7 häufiger auf.

5.3.3. Karbidbildung

Die bainitische Umwandlung kommt zum Erliegen, wenn der angereicherte Austenit keinen Kohlenstoff mehr aufnehmen kann, so daß große Mengen hoch kohlenstoffangereicherten Austenits zwischen den Platten erhalten bleibt. Bei hinreichend hohen Umwandlungstemperaturen setzt nach längeren Umwandlungszeiten Karbidbildung in diesem Austenit ein. Nach Abreicherung des Austenits durch Karbidbildung kann ein Breitenwachstum des Bainits stattfinden. Der Austenit wird auf diese Weise fast vollständig umgewandelt, und die in den ehemaligen Austenitfilmen entstandenen Karbide werden von bainitischem Ferrit umschlossen. Dieses mit der Karbidbildung verbundene Ferritwachstum läßt sich dilatometrisch nachweisen und bildet sich im ZTU-Diagramm als Nase im Temperaturbereich 400°C - 500°C ab.

Aufgrund der mit sinkenden Umwandlungstemperaturen steigenden Kohlenstofflöslichkeit im Austenit und der gleichzeitig verlangsamten Kohlenstoffdiffusion erfolgt die Karbidausscheidung zu tieferen Temperaturen hin nach immer längeren Zeiten. Legt man die Maxima des Restaustenitgehaltes im Bild 5.15 als Beginn der Karbidbildung fest, so ergeben diese Maxima miteinander verbunden eine Gerade (A-A'), die für längere Umwandlungszeiten zu tieferen Temperaturen führt. Extrapoliert man die Gerade in Bild 5.15 bis zur Abzisse, so läßt sich feststellen, daß unterhalb $T_u=330^\circ\text{C}$ auch nach sehr langen Zeiten kein Karbid aus dem Austenit ausgeschieden wird. $T_u=330^\circ\text{C}$ ist also, nach der Definition in Abschn. 2.3.7, die Übergangstemperatur von unterem Bainit zu oberem Bainit für 80 Si 10.

Die bei TEM-Untersuchungen beobachteten Karbide zeigen eine martensitähnliche, nadelige Struktur. Die Elementarzelle ist, wie aus Beugungsbildern zu entnehmen ist, stark tetragonal

verzerrt, was auf eine scherungskontrollierte Bildung der Karbide hindeutet. Bei Temperaturen, bei denen Karbidbildung auftritt, ist zwar Kohlenstoffdiffusion möglich, aber die Matrixatomdiffusion ist so stark eingeschränkt, daß ein rein diffusionskontrollierter Bildungsmechanismus ausscheidet, wie es auch [101] vermutet. Energiedispersive Untersuchungen am 80 Si 10 zeigen in den Karbiden einen weit unter dem Legierungsgehalt liegenden Siliziumgehalt.

5.4. Quantitative Ansätze zur Auswertung des Umwandlungsgeschehens

5.4.1. Zener Ansatz

Zur Beschreibung einer heterogenen Ungleichgewichtsumwandlung wird von Zener [125] die empirische Beziehung

$$\lg \lg \left(\frac{a}{a-y} \right) = n \lg t - n \lg k - 2,3 \quad (5.2)$$

vorgeschlagen. Darin ist a der maximal umgewandelte Austenitanteil und y der zum Zeitpunkt t umgewandelte Austenitanteil. Die Konstante n hängt vom Umwandlungsmechanismus ab. k ist durch

$$\frac{1}{k} = C \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (5.3)$$

gegeben, wobei C eine Konstante, R die Gaskonstante, Q die Aktivierungsenthalpie der Umwandlungsreaktion und T die Umwandlungstemperatur in K ist. Aus 5.3 und 5.2 folgt

$$\lg \lg \left(\frac{a}{a-y} \right) = n \lg t - n \lg C - \frac{nQ}{2,303 RT} - 2,3. \quad (5.4)$$

Bei konstantem n , was bei einheitlichem Umwandlungsmechanismus gilt, läßt sich diese Beziehung auch als Geradengleichung schreiben.

mit $y = ax + b$

$$\begin{aligned}
 y &= \lg \lg \left(\frac{a}{a-y} \right) \\
 a &= n \\
 x &= \lg t \\
 b &= -n \lg C - \frac{n Q}{2,303 R T} - 2,3
 \end{aligned}
 \tag{5.5}$$

Wird $\lg \lg \left(\frac{a}{a-y} \right)$ über $\lg t$ aufgetragen, so ergibt die Ausgleichsgerade durch die Meßpunkte die Steigung $a=n$ und den Achsenabschnitt b . Die Auftragung von b über $1/T$ schließlich liefert als Steigung der Ausgleichsgeraden

$$m = \frac{n Q}{2,303 R} \tag{5.6}$$

woraus sich die empirische Aktivierungsenthalpie Q ergibt.

5.4.2. Austin-Rickett-Ansatz

Als zweite Möglichkeit bietet sich an, die Reaktionskinetik durch eine autokatalytische Näherung nach Austin und Rickett [78,126] zu beschreiben, bei der das Produkt der Umwandlung selbst als Katalysator für die Reaktion angesehen wird. Für einen autokatalytischen Prozeß 1. Ordnung gilt

$$\lg \frac{y}{a-y} = A \lg t - B \tag{5.7}$$

Dabei ist a der maximal umgewandelte Austenitanteil und y der zur Zeit t umgewandelte Austenitanteil. A und B sind vom Umwandlungsmechanismus abhängige Konstanten, die sich aus den linearisierten $\lg \left(\frac{y}{a-y} \right)$, $\lg t$ -Zusammenhängen als Steigung der Ausgleichsgeraden und als deren Achsenabschnitt bestimmen lassen.

5.4.3. Das Umwandlungsverhalten von 80 Si 10

a) Zener Ansatz

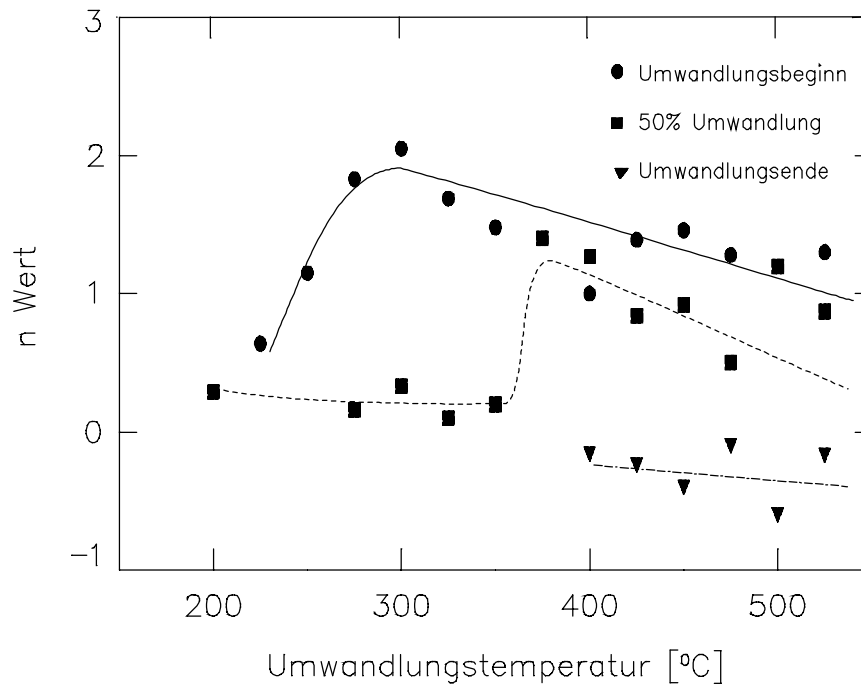


Bild 5.30: Parameter n der Zener – Gleichung für 80 Si 10

Bei der Bestimmung der Parameter der Zener-Gleichung wurden abschnittsweise lineare $\lg \lg \left(\frac{a}{a-y} \right)$, $\lg t$ -Zusammenhänge für den Umwandlungsbeginn, für 50% Umwandlung und für das Umwandlungsende gefunden und jeweils getrennt ausgewertet. Bild 5.30 zeigt den Parameter n in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur. Die Kurve für den Umwandlungsbeginn steigt von 0,7 bei $T_u=225^\circ\text{C}$ auf etwa 2 bei $T_u \approx 300^\circ\text{C}$ an. Im Temperaturbereich $T_u=300^\circ\text{C}$ bis 525°C fallen dann die n -Werte kontinuierlich auf 1 ab. Die Kurve für 50% Umwandlung fällt von $\sim 0,3$ bei $T_u=200^\circ\text{C}$ auf 0,2 bei $T_u=350^\circ\text{C}$ ab und springt dann bei $T_u=380^\circ\text{C}$ auf 1,3. Mit steigender Umwandlungstemperatur verläuft die Ausgleichskurve dann etwa parallel zu der des Umwandlungsbeginns und erreicht bei $T_u=525^\circ\text{C}$ einen Wert von 0,5. Die nur zwischen $T_u=400^\circ\text{C}$ und 525°C erfaßte Kurve des Umwandlungsendes verläuft parallel zur Verlängerung des vorderen Teils der 50%-Kurve.

In Bild 5.31 sind die auf n bezogenen Achsenabschnitte der Zener-Gleichung 5.5 über $1/kT$ aufgetragen und aus der Steigung der Ausgleichsgeraden nach Gl. 5.6 berechneten Aktivierungsenthalpien vermerkt. Im Temperaturbereich 200°C bis 275°C ergibt sich für

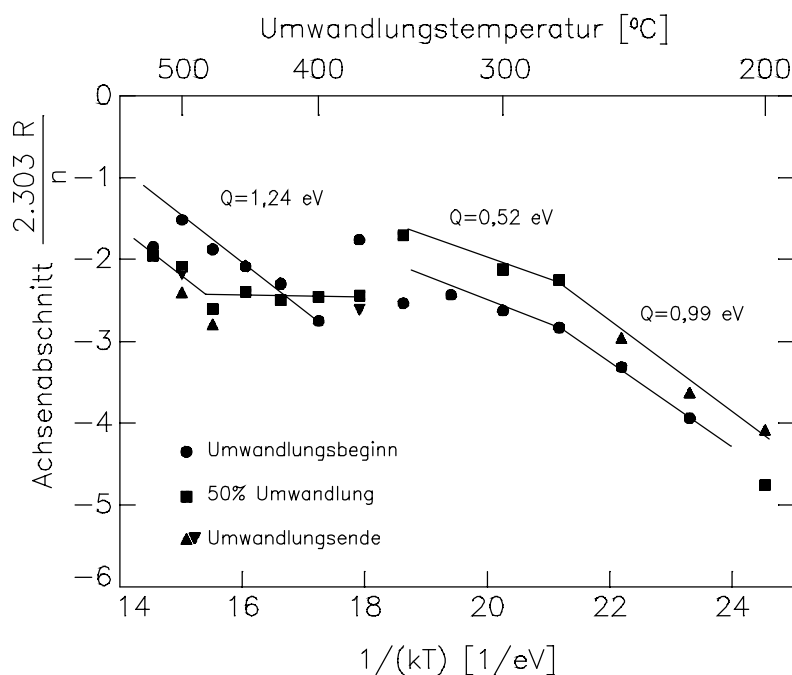


Bild 5.31: Bestimmung der empirischen Aktivierungsenergie für 80 Si 10

Umwandlungsbeginn und Umwandlungsende eine Aktivierungsenthalpie von 0,99 eV, im Temperaturbereich 275°C bis 350°C von 0,52 eV. Nach einem Übergangsbereich, in dem keine sinnvolle Auswertung möglich ist, läßt sich über 400°C für den Umwandlungsbeginn und über 500°C für 50% Umwandlung und das Umwandlungsende eine Aktivierungsenthalpie von 1,24 eV ermitteln.

b) Austin-Rickett-Ansatz

Bild 5.32 zeigt die Parameter A und B des Austin-Rickett-Ansatz für 80 Si 10 für Umwandlungsbeginn, 50% Umwandlung und Umwandlungsende. Die Parameter A und B verlaufen für Umwandlungsbeginn und 50% Umwandlung symmetrisch zueinander. Für den Umwandlungsbeginn gilt $A = 2 = \text{const.}$, während für 50% Umwandlung A zwischen 325°C und 400°C von 0,5 auf 3,5 ansteigt. Das zwischen $T_u=400^\circ\text{C}$ und 525°C erfaßte Umwandlungsende ist durch leicht ansteigende A-Werte von -2 bis etwa 0 gekennzeichnet. Das Umwandlungsende bei tieferen Temperaturen läßt sich näherungsweise durch die A-Werte der 50% Umwandlung beschreiben. Der Parameter B für Umwandlungsbeginn ist unabhängig von T_u ($A \approx 3$). Für 50% Umwandlung fallen die B-Werte für 350°C und 400°C um -1 auf etwa -7 ab.

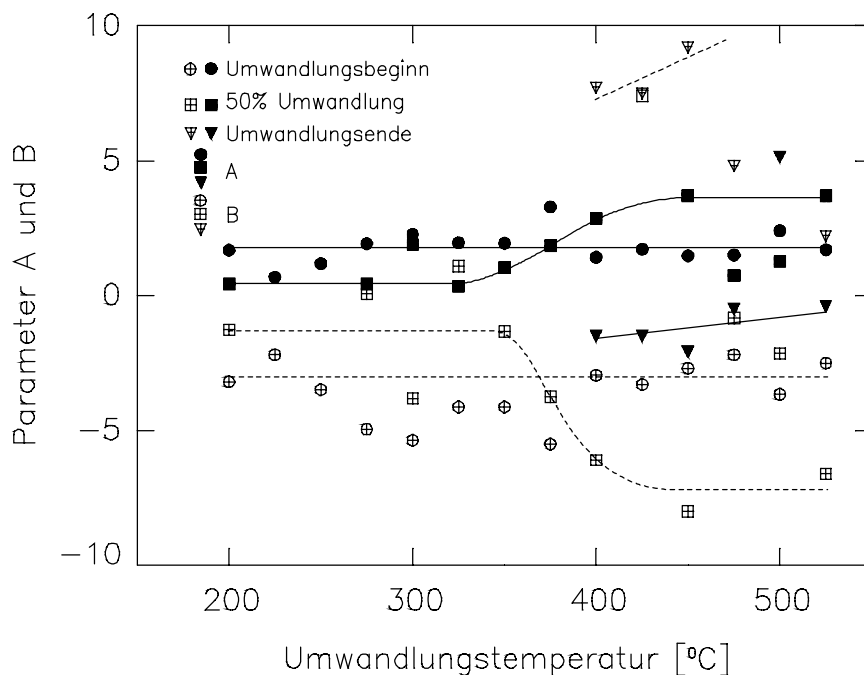


Bild 5.32: Parameter der autokatalytischen Näherung für 80 Si 10

5.4.4. Das Umwandlungsverhalten von 80 Si 13

a) Zener Ansatz

Der Parameter n der Zener-Gleichung ist für 80 Si 13 in Bild 5.33 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur dargestellt. Zwischen 200°C und 350°C liegen die Werte für den Umwandlungsbeginn konstant bei 0,5 bzw. der Wert für 50% Umwandlung konstant bei 1. Zwischen 350°C und 425°C steigen die Daten für den Umwandlungsbeginn auf etwa 7 an. Für 50% Umwandlung fallen die Meßwerte im Temperaturbereich 350°C bis 500°C auf etwa 0 ab, während die nur in diesem Temperaturintervall auftretenden Werte für das Umwandlungsende von 0 auf -2 absinken.

Die aus den Steigungen der Ausgleichsgeraden nach Gl. 5.5 für 80 Si 13 bestimmten Aktivierungsenthalpien sind in Bild 5.34 vermerkt. Im Temperaturbereich 200°C bis 375°C ergibt sich eine Aktivierungsenthalpie von 0,69 eV. Von $T_u=375^\circ\text{C}$ bis 500°C läßt sich jeweils eine Aktivierungsenthalpie für den Umwandlungsbeginn von 0,29 eV und für 50% Umwandlung von 1,17 eV bestimmen. Eine sinnvolle Auswertung der Werte für das Umwandlungsende ist in diesem Temperaturbereich nicht möglich.

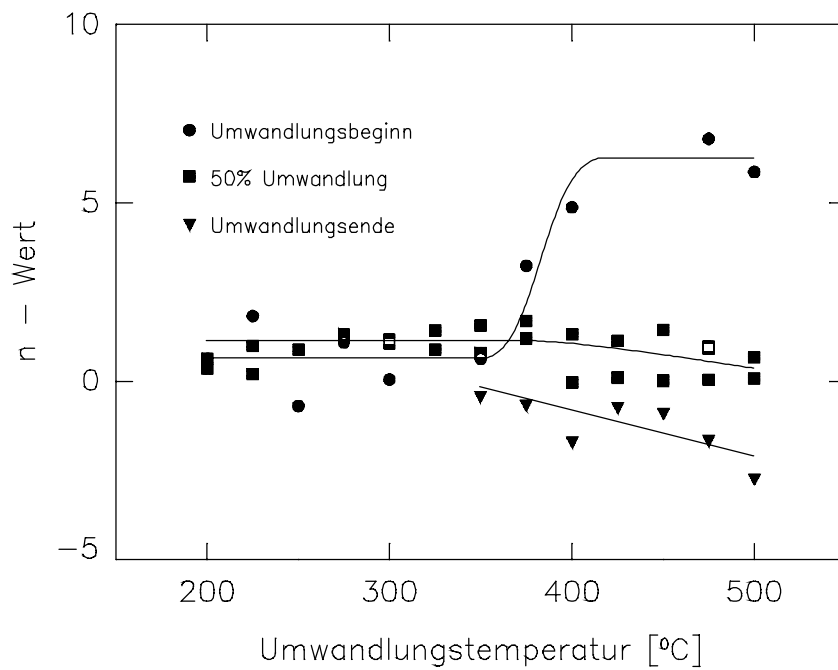
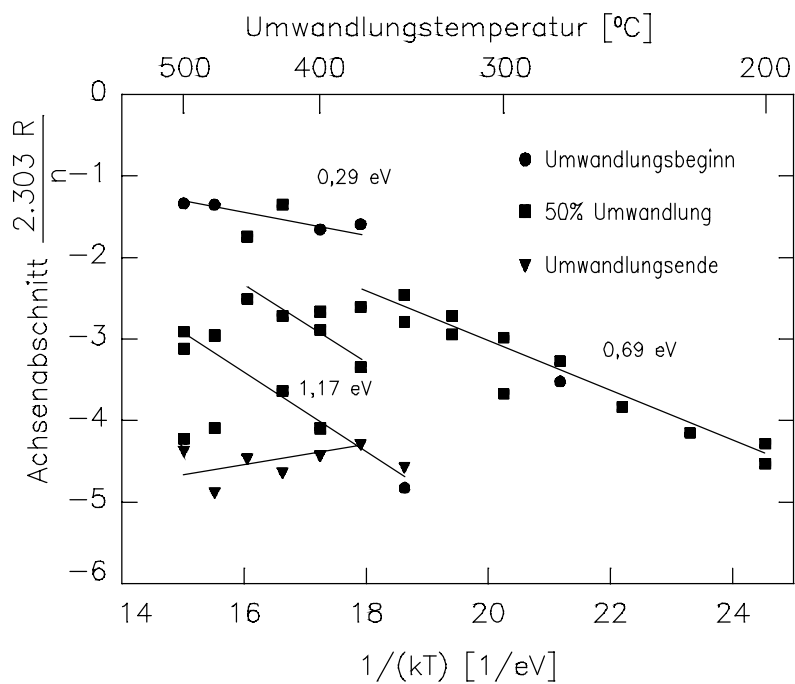
Bild 5.33: Parameter n der Zener – Gleichung für 80 Si 13

Bild 5.34: Bestimmung der empirischen Aktivierungsenergie für 80 Si 13

b) Austin-Rickett-Ansatz

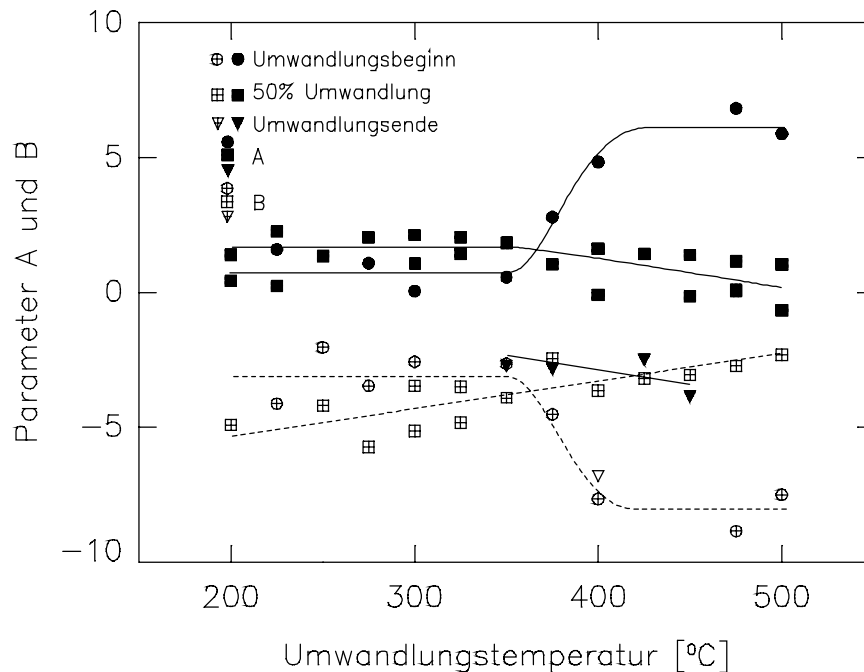


Bild 5.35: Parameter der autokatalytischen Näherung für 80 Si 13

Eine Auswertung nach dem Ansatz von Austin und Rickett für 80 Si 13 ist in Bild 5.35 dargestellt. Der Parameter A für den Umwandlungsbeginn besitzt praktisch die gleiche Temperaturabhängigkeit wie der entsprechende n -Wert in Bild 5.33. Die Parameter A und B für den Umwandlungsbeginn und 50% Umwandlung verlaufen auch hier symmetrisch zueinander. Von 200°C bis 350°C gilt für das Umwandlungsbeginn $A = \text{const} = 0,5$ und 50% Umwandlung $A = \text{const} = 2$. Von 350°C bis 400°C steigt A für den Umwandlungsbeginn auf den Wert 6 an, der bis 500°C beibehalten wird. Zwischen 350°C und 500°C fallen die Werte für 50% Umwandlung auf 0 ab. Die nur im Temperaturbereich 350°C bis 450°C auftretenden Werte für das Umwandlungsende sinken von $-2,5$ auf -4 ab. Der Parameter B zeigt im Temperaturbereich $T_u = 200^\circ\text{C}$ bis 350°C für den Umwandlungsbeginn einen Wert von etwa -3 und sinkt von 350°C bis $T_u = 400^\circ\text{C}$ auf -8 ab. Für 50% Umwandlung steigt die Kurve im Temperaturbereich 200°C bis 500°C linear von -5 bis -2 an.

5.4.5. Diskussion

[36] stellt die Aktivierungsenthalpien Q und den Zener-Index n zur Beurteilung der Anlaßprozesse in Siliziumstahl zusammen. So wird die Aktivierungsenthalpie von Kohlenstoff-

diffusion im Austenit mit 1,2 bis 1,48 eV angegeben. Das entspricht in etwa den Werten die für 80 Si 10 und 80 Si 13 oberhalb $T_u=400^\circ\text{C}$ ermittelt werden. Für die Kohlenstoffdiffusion im Ferrit gibt [36] eine Aktivierungsenthalpie von 0,87 eV an. Die Werte des 80 Si 10 liegen im Temperaturbereich von $T_u=200^\circ\text{C}$ bis 275°C etwas darüber und zwischen $T_u=300^\circ\text{C}$ und 375°C zusammen mit den Werten des 80 Si 13 etwas darunter. Daraus ist zu schließen, daß im Bereich des karbidhaltigen oberen Bainits, oberhalb $T_u=400^\circ\text{C}$ die Kohlenstoffdiffusion im Austenit der geschwindigkeitsbestimmende Prozeß ist. Für den unteren Bainit und den karbidfreien oberen Bainit liegen die in dieser Arbeit bestimmten Aktivierungsenthalpien deutlich niedriger als die Werte für die Volumendiffusion des Kohlenstoffs im Ferrit. Es ist denkbar, daß hier Grenzflächendiffusion oder Versetzungskernndiffusion die Aktivierungsenthalpie herabsetzen.

[127] ist der Meinung, daß die empirischen Auswertungsmethoden und die dabei erhaltenen Aktivierungsenthalpien die Vorgänge der Keimbildung und der Bildungskinetik nicht beschreiben können. [46,128] bestimmen dagegen die Aktivierungsenthalpie des geschwindigkeitsbestimmenden Prozeß nach einem thermodynamischen Gesetz. Man kann die dort angegebenen Produkte aus der Grenzflächengeschwindigkeiten V und dem Spitzenradius der Bainitplatten ρ nach

$$Q = -k T \ln \frac{V \rho}{V_0 \rho} \quad (5.8)$$

in Aktivierungsenthalpien umrechnen. Dabei ist V_0 der präexponentielle Geschwindigkeitsfaktor für die thermisch aktivierte Grenzflächenbewegung, k die Boltzmannkonstante und T die Temperatur in Kelvin. Als Ergebnis erhält man für den unteren Bainit 0,99 eV und für den oberen Bainit 1,14 eV. Das zeigt, daß mittels der Auswertung von Umwandlungsdehnungs-Zeit-Kurven Aktivierungsenthalpien ermittelt werden können, die thermodynamische Gültigkeit besitzen.

Die Auswertung des Zener-Index liefert nach [36] für den Umwandlungsbeginn beim 80 Si 10 bei $T_u=250^\circ\text{C}$ das Wachstum von zylinderförmigen Produkten als Umwandlungsmechanismus. Oberhalb $T_u=350^\circ\text{C}$ können die Werte für den Beginn und 50% Umwandlung als Wachstum aneinanderstoßender zylinderförmiger Produkte interpretiert werden. Aus den geringen Werten bei 50% Umwandlung bis $T_u=350^\circ\text{C}$ könnte auf das Wachstum dünner Platten - evt. Zementitplatten - geschlossen werden, was aber durch TEM Untersuchungen nicht bestätigt werden konnte. Die negativen Werte können nicht interpretiert werden. Danach wäre im unteren Bainit die Umwandlung selbst der geschwindigkeitsbestimmende Prozeß. Im

oberen Bainit wird die Umwandlung durch das Aneinanderstoßen der Bainitplatten verlangsamt. Nach längerer Umwandlungszeit entsteht dann Zementit aus dem Austenit.

Beim 80 Si 13 kann aufgrund der geringen Werte bis $T_u=350^\circ\text{C}$ nur auf Bildung von aneinanderstoßenden dünnen Platten oder Zylindern geschlossen werden. Die Abnahme der Werte für 50% Umwandlung läßt sich mit steigender Ausscheidung von dünnen Zementitplatten erklären. Unerklärlich ist jedoch das starke Ansteigen der Werte des Umwandlungsbeginns ab $T_u=350^\circ\text{C}$ und die negativen Werte des Umwandlungsendes bei den gleichen Temperaturen. Hier kommen offensichtlich Mechanismen zum Tragen, die von der Zener-Gleichung nicht beschrieben werden können.

5.5. Zur Kohlenstoffverteilung in den Umwandlungsphasen bei 80 Si 10

5.5.1. Experimentelle Befunde

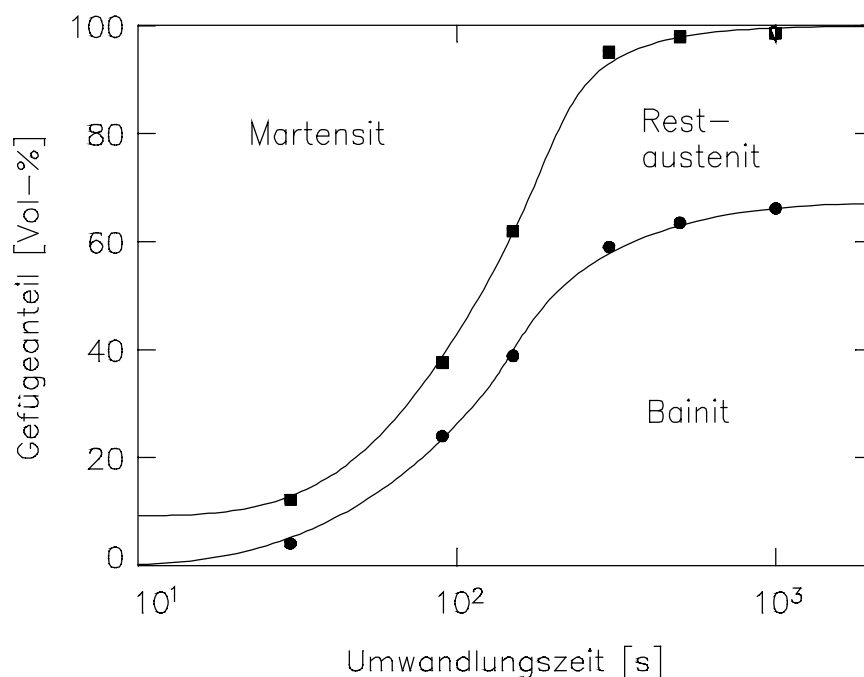


Bild 5.36: Volumenanteile an Bainit, Restaustenit und Martensit von 80 Si 10 nach dem Abschrecken von einer Umwandlungstemperatur von 400°C als Funktion der Umwandlungszeit.

Bild 5.36 zeigt für 80 Si 10 die Entwicklung der Gefügeanteile Bainit, Martensit und Restaustenit während der isothermen Umwandlung bei 400°C. Die angegebenen Volumenanteile gelten nach Abschrecken von 400°C auf Raumtemperatur. Dabei wandelt sich der bei der isothermen Umwandlung nicht in Bainit übergegangene Austenit z.T. in Martensit um und verbleibt z.T. als Restaustenit. Der Volumenanteil an Restaustenit wurde in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit röntgenographisch gemessen (vgl. Kapitel 4). Der Volumenanteil an Bainit in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit wurde mit Hilfe der Umwandlungsdehnungs-Zeit-Kurve berechnet, wobei davon ausgegangen wurde, daß nach hinreichend langen Umwandlungszeiten ausschließlich Restaustenit und Bainit vorliegen und daß beim Abkühlen von Umwandlungs- auf Raumtemperatur keine Änderung der Phasenanteile durch Austenitumwandlung eintritt. Nach $t_u = 2000$ s konnte das Auftreten anderer Gefügeanteile aufgrund lichtmikroskopischer und transmissionselektronenmikroskopischer Untersuchungen ausgeschlossen werden. Bei dieser Umwandlungszeit addieren sich die Restaustenit- und die Bainitmenge zu 100 Vol%. Davon ausgehend läßt sich aus der Umwandlungsdehnungs-Zeit-Kurve die Bainitmenge und somit auch der Martensitanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit bestimmen.

Wie aus Bild 5.36 ersichtlich ist, bildet sich nach kurzen Umwandlungszeiten nur wenig Bainit, so daß fast der gesamte verbleibende Austenit beim Abschrecken auf Raumtemperatur martensitisch umwandelt. Der verbleibende Restaustenitanteil hängt von der chemischen Zusammensetzung des Austenits ab, die sich während der isothermen Umwandlung durch Kohlenstoffanreicherung ändert. Bei steigender Umwandlungszeit werden wachsende Anteile von Austenit in Bainit umgewandelt, die beim Abschrecken nicht mehr für eine martensitische Umwandlung zur Verfügung stehen. Entsprechend sinkt der Martensitanteil nach dem Abschrecken. Der Restaustenitanteil, der bei konstanter Austenitstabilität ein festes Verhältnis zum Martensitanteil bilden sollte, steigt jedoch stark an und erreicht bei 2000 s Umwandlungszeit 32 Vol%, da sich der Austenit im Zuge der Umwandlung mit Kohlenstoff anreichert.

Bestimmt man die in Bild 5.36 gezeigten Zusammenhänge für verschiedene Umwandlungstemperaturen, kann der Kohlenstoffgehalt im Austenit in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur und -zeit nach

$$V_{RA} = \exp(-1,1 \cdot 10^{-2} \cdot [M_S - T]) \quad (5.9)$$

berechnet werden. Diese Koistinen-Marburger-Gleichung [18] stellt eine Beziehung zwischen dem gemessenen Restaustenitanteil V_{RA} , bezogen auf den Anteil des vor dem Abschrecken auf T noch vorhandenen Austenits, und der Martensitstarttemperatur M_S her, die von der Kohlenstoffanreicherung des Austenits während der bainitischen Umwandlung beeinflusst wird. Diese

Gleichung hat sich auch bei der Berechnung von Restaustenitanteilen verschiedenster Stähle bewährt und als recht genau erwiesen [33].

Die bekannte Beziehung nach Eckstein [31], die die Berechnung der Martensitstarttemperatur aus der chemischen Analyse des Materials ermöglicht, kann für diese Anwendung vereinfacht werden:

$$M_s = M_0 - 350 \cdot C_A \tag{5.10}$$

Der Wert für die Martensitstarttemperatur des kohlenstofffreien Materials M_0 wurde experimentell zu 532°C bestimmt. Dazu wurde M_s bei reiner martensitischer Härtung mit bekanntem Legierungskohlenstoffgehalt gemessen und in die Gleichung (5.10) eingesetzt. Setzt man Gleichung (5.10) in (5.9) ein, so kann man nach dem Kohlenstoffgehalt des Austenits C_A auflösen.

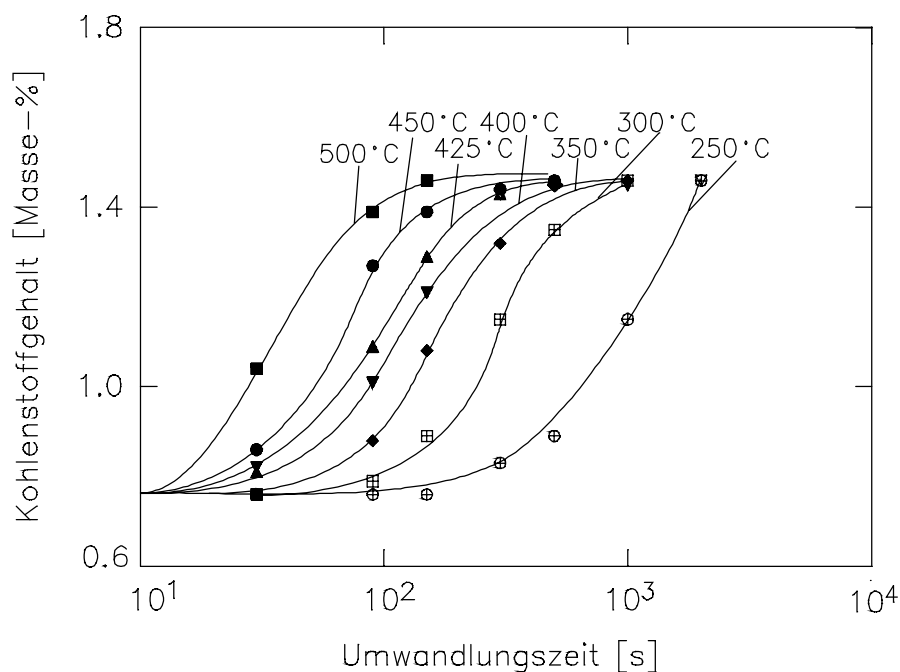


Bild 5.37: Kohlenstoffgehalt des Austenits für 80 Si 10 bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit.

Ergebnisse dieser Berechnung sind im Bild 5.37 dargestellt. Alle Kurven beginnen mit dem Legierungskohlenstoffgehalt von 0,75% bei 10 s. Bei 250°C setzt eine Kohlenstoffanreicherung des Austenits nach einer Inkubationszeit von etwa 150 s ein und steigt kontinuierlich auf

etwa 1,5% an. Mit steigender Umwandlungstemperatur verkürzt sich die Inkubationszeit bis auf 15 s bei 500°C. Weiterhin streben die Kurven mit einer der Umwandlungstemperatur entsprechend steigenden Geschwindigkeit gegen eine Asymptote von 1,5%.

Mit der Mischungsregel

$$V_B \cdot C_B + V_A \cdot C_A = V_0 \cdot C_0 \quad (5.11)$$

kann dann aus den in Bild 5.37 dargestellten Werten der Kohlenstoffgehalt im bainitischen Ferrit, sofern keine Karbidausscheidung stattfindet, abgeschätzt werden. Bei den hier betrachteten Umwandlungstemperaturen ist diese Voraussetzung gültig. Dabei sind $V_{A,B}$ die Volumenanteile von Austenit und Bainit, $C_{A,B}$ die Kohlenstoffgehalte in Austenit und Bainit, V_0 das Gesamtvolumen und C_0 der Legierungskohlenstoffgehalt.

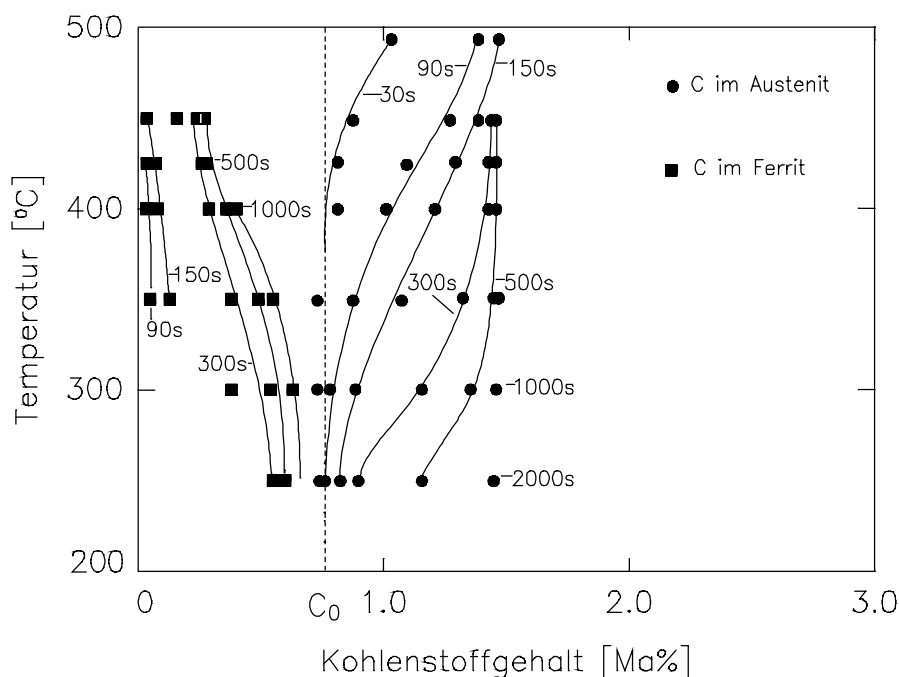


Bild 5.38: Kohlenstoffgehalte für 80 Si 10 im Austenit und Ferrit für verschiedene Umwandlungszeiten als Funktion der Umwandlungstemperatur

Bild 5.38 faßt die Berechnungen für die Kohlenstoffgehalte in Austenit und bainitischem Ferrit in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur zusammen. Die Kohlenstoffkonzentration im Austenit entspricht bei kurzen Umwandlungszeiten von 30 s bis zu Umwandlungstemperaturen von 400°C der Legierungskohlenstoffkonzentration C_0 . Mit wachsender Umwandlungstemperatur und wachsender Umwandlungszeit nimmt die Kohlenstoffanreicherung

zunächst stark zu. Bei 400°C erreicht die Kurve für 300 s einen Kohlenstoffgehalt im Austenit von 1,5%, der auch bei höheren Temperaturen und längeren Zeiten nicht überschritten wird. Der Kohlenstoffgehalt im Ferrit kann erst ab 90 s bei 350°C mit etwa 0,1% berechnet werden. Bei 450°C nehmen die Werte bis etwa 0,3% bei einer Umwandlungszeit von 500 s zu, während bei 250°C schon 0,6% gemessen werden. Die Kurven für den Kohlenstoffgehalt im Ferrit nähern sich mit steigender Umwandlungszeit an die Legierungskohlenstoffkonzentration an.

5.5.2. Diskussion

Das Ansteigen des Restaustenitgehaltes mit der Umwandlungszeit (vgl. Bild 5.36) ist eine Auswirkung des hohen Siliziumgehaltes der Legierung, der eine Karbidbildung verzögert oder sogar verhindert. Wegen der hohen Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit und der Abwesenheit von Karbiden als Kohlenstoffsenken reichert sich der Austenit stark mit Kohlenstoff an. Dadurch steigt der Widerstand des Austenits gegen martensitische Umwandlung und damit der Restaustenitanteil, bis schließlich beim Abschrecken von Umwandlungs- auf Raumtemperatur kein Martensit mehr gebildet wird. Ferner kommt die bainitische Umwandlung zum Erliegen, sobald die Kohlenstoffanreicherung im Austenit die Grenze der Löslichkeit erreicht und somit Kohlenstoff vor der Phasengrenze nicht mehr abdiffundieren kann.

Die Geschwindigkeit der Kohlenstoffanreicherung des Austenits nimmt mit wachsender Umwandlungstemperatur entsprechend der wachsenden Diffusionsfähigkeit des Kohlenstoffs zu (vgl. Bild 5.37). Bei hohen Umwandlungstemperaturen (350-500°C) nähern sich die Kurven asymptotisch einem Wert von etwa 1,5 Masse% an, während die Kurven für niedrige Umwandlungstemperaturen keine asymptotische Annäherung zeigen. Der Wert 1,46 Masse% Kohlenstoff im Austenit, bei dem alle Kurven enden, stellt eine Berechnungsgrenze dar, da hier die Martensitstarttemperatur des Restaustenits gerade Raumtemperatur erreicht hat. Bei höheren Kohlenstoffgehalten im Austenit bildet sich beim Abschrecken auf Raumtemperatur kein Martensit mehr und die vorgeschlagene Berechnung kann nicht mehr durchgeführt werden.

Bild 5.39 zeigt die T_0 , T'_0 , A'_{e3} und A''_{e3} Linien für den Stahl 43 Mn Si 12 9, wie sie von [129] bestimmt wurden. Die Übertragbarkeit der Kurven aus [129] auf den untersuchten Stahl ist weitgehend gegeben, da der Siliziumgehalt nahezu identisch ist und unterschiedliche Kohlenstoffgehalte die Lage der Linien nicht beeinflussen [130]. Lediglich der Mangangehalt

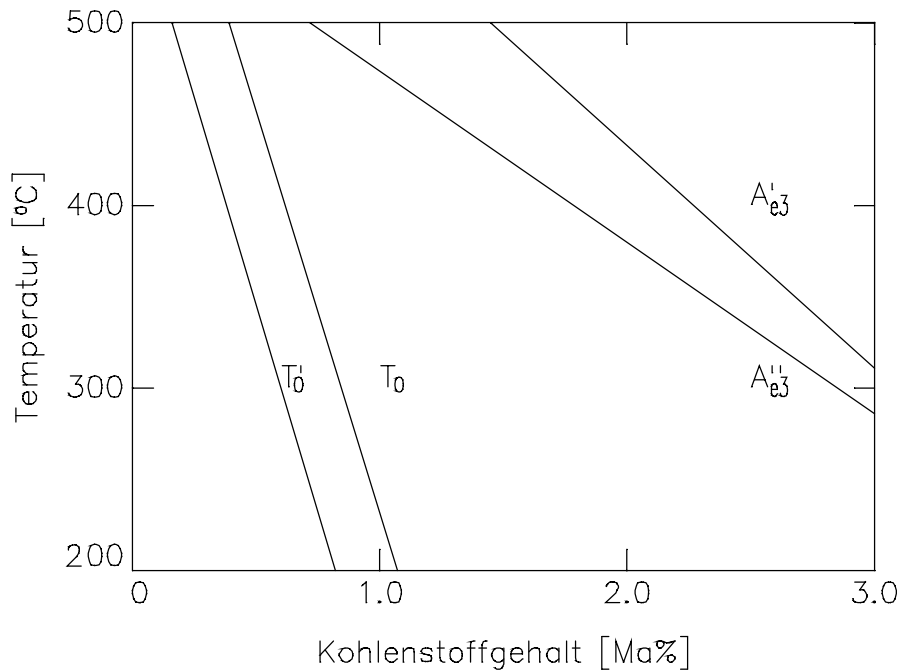


Bild 5.39: Gleichgewichtslinien für Austenit und Ferrit mit Diffusion (A'_{e3} , A''_{e3}), sowie diffusionslos (T_0 , T_0')

unterscheidet sich wesentlich. Die T_0 -Linie stellt die Gleichgewichtslinie zwischen Austenit und Ferrit bei diffusionsloser Umwandlung dar, so daß sich unterhalb dieser Linie der Austenit ohne Kohlenstoffdiffusion in Ferrit mit identischem Kohlenstoffgehalt umwandeln kann. Berücksichtigt man zusätzlich die im Ferrit gespeicherte Verzerrungsenergie, so verschiebt sich die Linie zu tieferen Temperaturen (T_0'). Die A_{e3} -Linie (im Bild nicht eingezeichnet) ist die Gleichgewichtslinie zwischen Austenit und Ferrit bei diffusionsgesteuerter Umwandlung. Sie entspricht der Gleichgewichtslinie im Fe-Fe₃C-Schaubild, die hier bis in den Temperaturbereich $T_u=200^\circ\text{C}-500^\circ\text{C}$ extrapoliert wird. Da bei diesen Temperaturen nur eine sehr geringe Diffusion der Substitutions- und Matrixatome möglich ist, muß die Linie zu A'_{e3} korrigiert werden. Wenn man noch zusätzlich die gespeicherte Verzerrungsenergie des Ferrits berücksichtigt, so erhält man die A''_{e3} -Linie. Im Temperatur- und Konzentrationsbereich zwischen der T_0' und der A''_{e3} -Linie kann Austenit nur mit Hilfe von Kohlenstoffdiffusion in Ferrit umwandeln. Nach [131] stellt die A''_{e3} -Linie die maximale Kohlenstofflöslichkeit im Austenit dar.

Nach [131] geschieht die γ - α -Umwandlung diffusionslos, wobei bainitischer Ferrit der T_0' -Konzentration entsteht, der im weiteren Verlauf der Umwandlung bei der jeweiligen Umwandlungstemperatur angelassen wird und so weiter Kohlenstoff an den noch nicht gesättigten Austenit abgeben kann. Folglich sollten die Kohlenstoffgehalte des Austenits für alle Umwandlungstemperaturen zwischen der T_0' - und der A''_{e3} -Linie sowie die des bainitischen Ferrits

links von der T'_0 -Linie liegen. Vergleicht man Bild 5.38 mit Bild 5.39 so erkennt man, daß die Ferritwerte für längere Umwandlungszeiten sich an die T'_0 -Linie annähern, da der Ferrit bei fortschreitender Umwandlung und damit zunehmender Kohlenstoffanreicherung im Austenit immer weniger Kohlenstoff abgeben kann. Die Werte für den Kohlenstoffgehalt im Austenit fächern zunächst für hohe Umwandlungstemperaturen auf, stagnieren aber sobald sie die A''_{e3} -Linie berühren. Bei langen Umwandlungszeiten fächern die Kurven für tiefe Umwandlungstemperaturen auf, weil hier die maximale Kohlenstofflöslichkeit im Austenit am größten ist und nähern sich der A''_{e3} -Linie.

Einige Werte bei hohen Temperaturen liegen aber über der A''_{e3} -Linie, was zunächst als Widerspruch erscheint. Man muß jedoch bedenken, daß die A''_{e3} -Linie nur für das metastabile Gleichgewicht gilt. Das ist jedoch für diese Punkte nicht gegeben. Nur kurze Zeit nach dem in Bild 5.38 dargestellten Zeitraum konnte ausgeprägte Karbidbildung beobachtet werden, so daß bei diesen Werten die Voraussetzung für eine solche Berechnung nicht mehr gegeben ist.

5.6. Entwicklung von Zeit-Temperatur-Umwandlungs (ZTU)-Schaubildern

Da die Umwandlungsdehnung der umgewandelten Austenitmenge und damit auch der entstehenden Bainitmenge bzw. der verbleibenden Restaustenitmenge proportional ist, lassen sich die Umwandlungsdehnungs-Zeit-Kurven in Umwandlungsmengen-Zeit-Kurven umrechnen und nach [132,133] in ZTU-Schaubildern darstellen, sofern die am Ende der dilatometrischen Untersuchungen vorliegenden Bainit- bzw. Restaustenitanteile bekannt sind. Letztere wurden röntgenographisch bestimmt und sind in Bild 5.17 als Funktion der Umwandlungstemperatur aufgetragen. Die Zeitählung beginnt jeweils mit dem Eintauchen der Proben in das Salzbad.

5.6.1. Vergleich: 80 Si 6, 80 Si 10, 80 Si 13

Bild 5.40 zeigt das isotherme ZTU-Diagramm für 80 Si 6 in der Bainitstufe. Es ist zu erkennen, daß wegen der zurückbleibenden Restaustenitanteile praktisch nie vollständige Umwandlungen erreicht werden. Unterhalb 250°C knicken die Kurven konstanter Umwandlungsmengen ≤ 3 Vol% zu kürzeren Zeiten ab, während die Kurven konstanter Umwandlungsmengen ≥ 5 Vol% hier etwas steiler verlaufen. Bei 325°C bilden die Kurven für

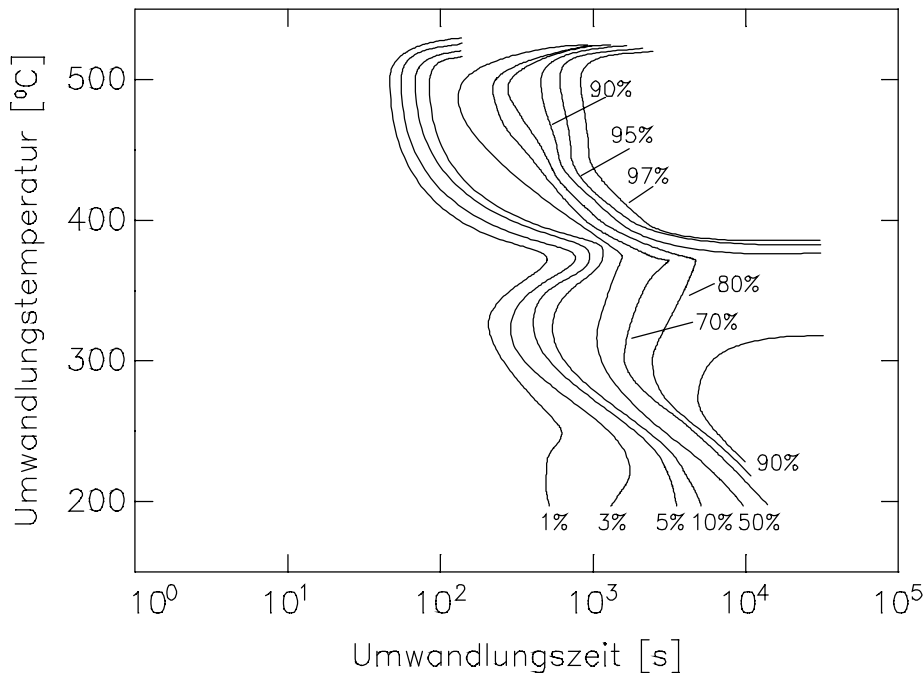


Bild 5.40: Isothermes ZTU-Diagramm für 80 Si 6 in der Bainitstufe

Umwandlungen ≤ 50 Vol% ein relatives Minimum der Umwandlungszeit, wogegen die Kurve für 90 Vol% zu sehr langen Zeiten strebt. Zwischen 325°C und 375°C verbleiben bis zu 18 Vol% Restaustenit (vgl. Bild 5.17), so daß innerhalb 10^5 s nicht wesentlich mehr als 80 Vol% umgewandelt werden. Die 1-50 Vol% Umwandlungskurven zeigen bei 375°C Knicke. Oberhalb 375°C sind wieder höhere Umwandlungsgrade bis zu 97 Vol% allerdings bei unterschiedlichen Zeiten erreichbar. Oberhalb 500°C deutet das Zurückweichen der Umwandlungskurven auf umwandlungsträge Prozesse hin.

Bild 5.41 zeigt das isotherme ZTU-Diagramm für 80 Si 10 in der Bainitstufe. Gegenüber 80 Si 6 liegt ein um 1% höherer Siliziumgehalt vor. Dadurch haben sich die Kurven konstanter Umwandlungsmenge insgesamt zu kürzeren Zeiten verschoben. Das Abknicken der Umwandlungskurven zu kürzeren Zeiten tritt hier unterhalb 275°C auf und betrifft nur Kurven für Umwandlungsmengen ≤ 10 Vol%. Die Umwandlungskurve für 80 Vol% strebt bei 350°C und die für 90 Vol% bei 300°C zu langen Zeiten, während die Kurven für Umwandlungsmengen ≤ 10 Vol% bei 350°C einen Knick aufweisen. Im Temperaturbereich 350°C bis 400°C erreicht die Umwandlung etwas mehr als 70 Vol%, so daß bis zu 30 Vol% Restaustenit zurückbleiben. Dieser Bereich hat sich im Vergleich zum 80 Si 6 insgesamt um etwa 25°C zu höheren Temperaturen verschoben. Über 400°C werden wieder höhere Umwandlungsgrade von bis zu 97 Vol% erreicht. Der Knick in den 90 bis 97 Vol% Kurven weist auf umwandlungsträge Prozesse hin.

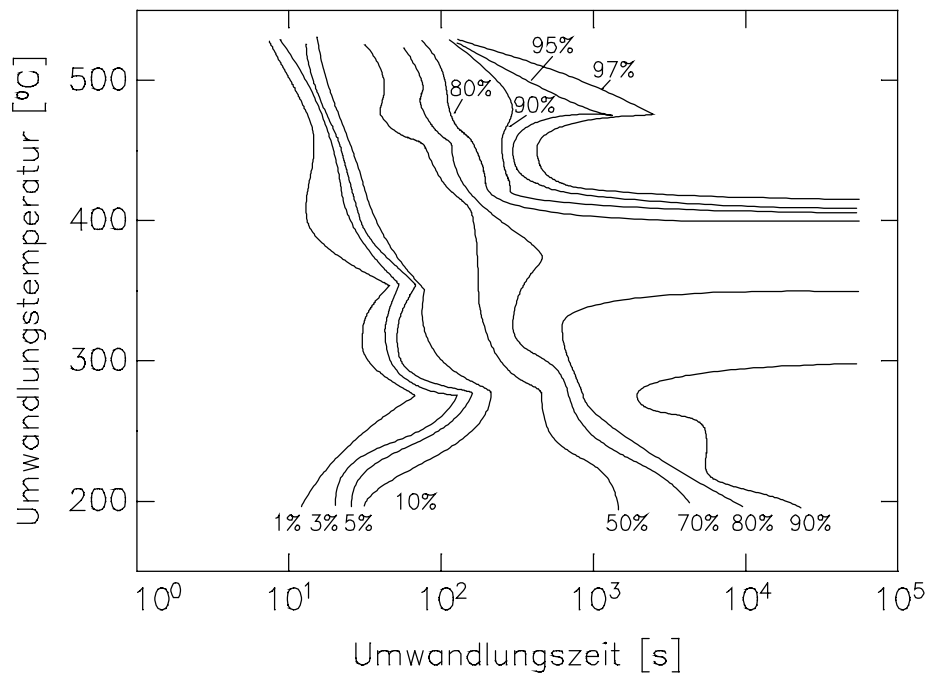


Bild 5.41: Isothermes ZTU-Diagramm für 80 Si 10 in der Bainitstufe

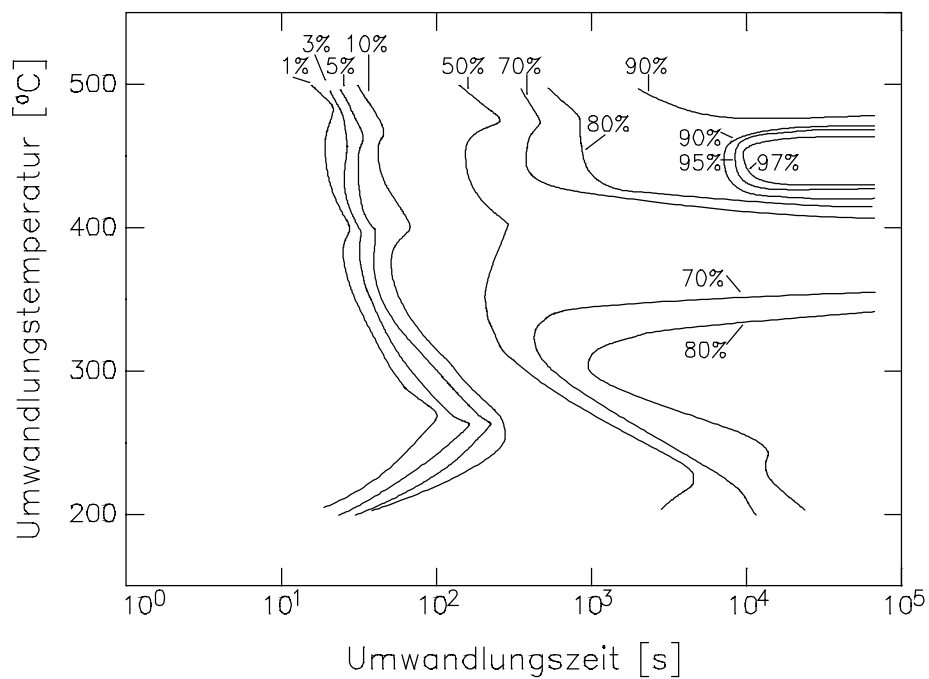


Bild 5.42: Isothermes ZTU-Diagramm für 80 Si 13 in der Bainitstufe

Bild 5.42 zeigt das isotherme Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für 80 Si 13 in der Bainitstufe. Gegenüber 80 Si 10 liegt der Siliziumgehalt um etwa 0,8% höher. Die Lage der Kurven hat sich im Vergleich zu 80 Si 10 nur wenig geändert. Unter $T_u=250^\circ\text{C}$ knicken die Kurven für Umwandlungsmengen ≤ 10 Vol% zu kürzeren Zeiten. Bei etwa 350°C streben die Kurven für 70 Vol% und 80 Vol% Umwandlung zu sehr langen Zeiten. Im darüber liegenden Temperaturbereich von 350°C bis 400°C werden Restaustenitgehalte über 30 Vol% beobachtet, so daß die Umwandlung unter 70 Vol% bleibt. Dieser Bereich hat sich im Vergleich zum 80 Si 10 nur wenig zu höheren Temperaturen verschoben. Über 400°C treten wieder höhere Umwandlungsgrade bis zu 97 Vol% auf. Die 50 bis 80 Vol% Kurven haben sich gegenüber dem 80 Si 10 nur wenig, die 90 bis 97 Vol% Kurven dagegen stark zu längeren Zeiten verschoben. Bei 475°C deuten sich ebenfalls umwandlungsträge Prozesse an.

5.6.2. Vergleich: 45 Si 10, 80 Si 10

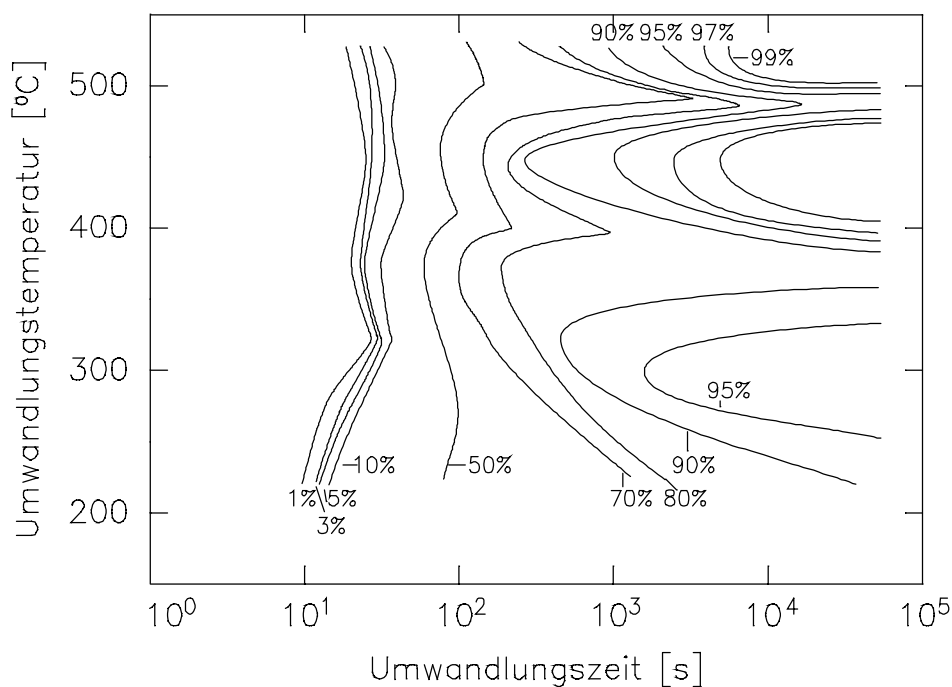


Bild 5.43: Isothermes ZTU-Diagramm für 45 Si 10 in der Bainitstufe

45 Si 10 besitzt einen um 0,35% kleineren Kohlenstoffgehalt als 80 Si 10. Wie Bild 5.43 zeigt, knicken die Kurven für Umwandlungsmengen ≤ 10 Vol% entsprechend der höheren Martensitstarttemperatur bereits bei $T_u=325^\circ\text{C}$ ab. Unterhalb dieser Temperatur verlaufen die Kurven bei kürzeren, oberhalb 375°C aber eher bei längeren Umwandlungszeiten als beim 80 Si 10. Die 90 Vol% Kurve hat sich im Temperaturbereich bis etwa 350°C zu höheren Temperaturen

und kürzeren Zeiten verschoben. Damit hat sich der Bereich, in dem Restaustenitgehalte über 10 Vol% auftreten, auf 350°C bis 375°C eingengt. Oberhalb 375°C treten wieder Umwandlungsgrade über 99 Vol% auf. Die Umwandlungskurven ≥ 90 Vol% haben sich im Vergleich mit 80 Si 10 zu längeren Zeiten verschoben. Unverändert treten bei einer Umwandlungstemperatur von 475°C weitere umwandlungsträge Prozesse auf.

5.6.3. Vergleich: 65 Si 7, 80 Si 6

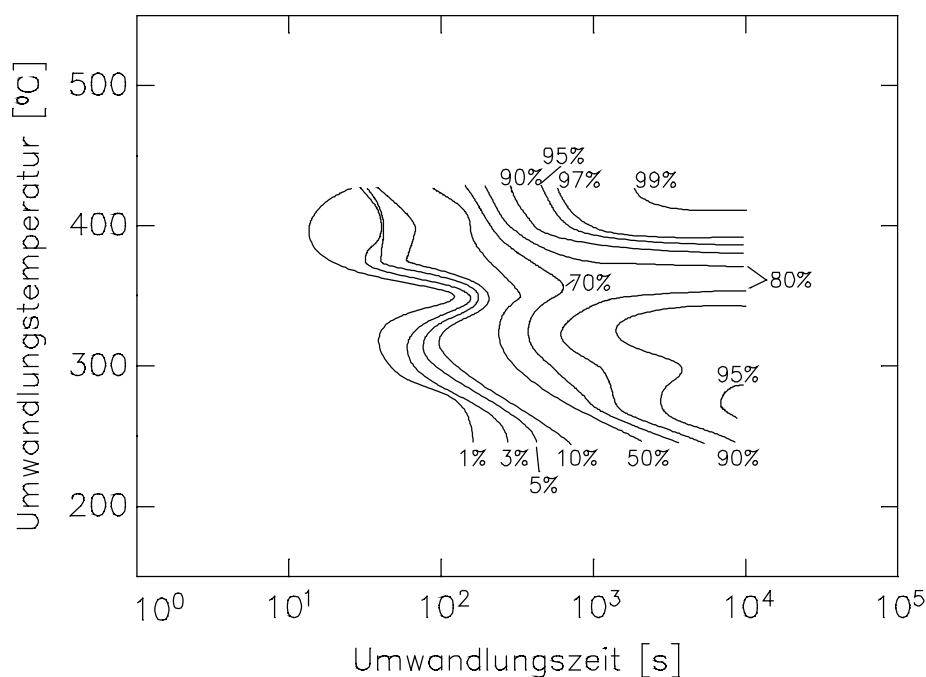


Bild 5.44: Isothermes ZTU-Diagramm für 65 Si 7 in der Bainitstufe

Der kommerzielle Federstahl 65 Si 7 wurde im Temperaturbereich 250°C bis 425°C untersucht. Das ZTU-Diagramm in Bild 5.44 zeigt alle Umwandlungskurven im Vergleich zum 80 Si 6 zu kürzeren Zeiten verschoben. Die tiefste beobachtete Umwandlungstemperatur entspricht etwa der Martensitstarttemperatur (vgl. Tab. 3.2). Ein Abknicken der Kurven zu kürzeren Zeiten wird hier nicht beobachtet. Allerdings verlaufen die Kurven für Umwandlungen ≤ 5 Vol% bei 250°C etwas steiler als im darüberliegenden Umwandlungstemperaturbereich. Die 90 Vol% Umwandlungskurve zeigt bei 300°C ein relatives Maximum der Umwandlungszeit und strebt bei 350°C zu sehr langen Zeiten. Im Temperaturbereich 350°C bis 375°C treten Restaustenitgehalte von knapp 20 Vol% auf. Die untere Grenze dieses Bereichs hat sich gegenüber 80 Si 6 auf 350°C angehoben, während die obere Grenze ebenfalls bei 375°C liegt. Bei

350°C, 25°C niedriger als beim 80 Si 6, deuten auch die Kurven ≤ 50 Vol% umwandlungsträge Vorgänge an. Oberhalb 375°C treten wieder sehr hohe Umwandlungsgrade über 99 Vol% auf.

5.6.4. Vergleich: 80 Si 10, 80 Si Cr 10 4, 80 Si Cr 10 7

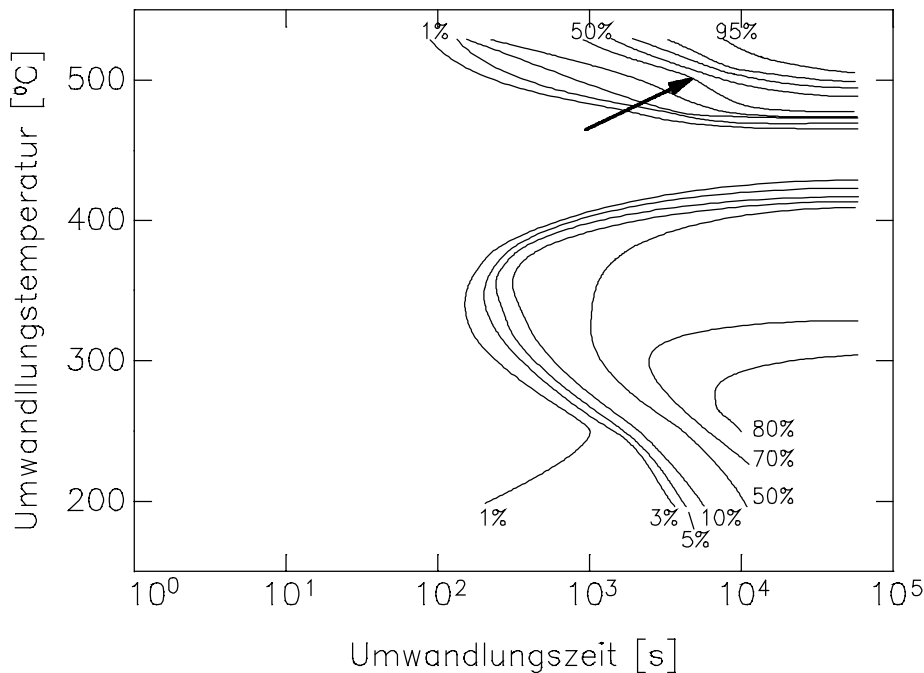


Bild 5.45: Isothermes ZTU-Diagramm für 80 Si Cr 10 4 in der Bainitstufe

Bild 5.45 zeigt das isotherme ZTU-Diagramm für 80 Si Cr 10 4 in der Bainitstufe. Die Kurven sind durch den Chromgehalt von 1% im Vergleich zum 80 Si 10 stark zu längeren Zeiten verschoben. Die Kurve für 1 Vol% Umwandlung knickt bei $T_u=250^\circ\text{C}$ zu kurzen Umwandlungszeiten ab, während die anderen Kurven bei dieser Umwandlungstemperatur lediglich eine leichte Änderung der Steigung aufweisen. Bei 325°C strebt die Kurve für 70 Vol% Umwandlung zu sehr langen Zeiten. Oberhalb 325°C treten Restaustenitgehalte von fast 50 Vol% auf. Dieser Bereich hat sich im Vergleich zum 80 Si 10 um 25°C nach unten verschoben, während seine obere Grenze unverändert bleibt. Über 400°C streben alle Kurven zu sehr langen Zeiten. In diesem Bereich sind hohe Restaustenitgehalte >50 Vol%, aber auch niedrige Restaustenitgehalte um 20 Vol% mit großen Mengen an Martensit, der beim Abschrecken auf Raumtemperatur entstanden ist, zu beobachten. Oberhalb 475°C treten dann wieder Umwandlungsgrade bis zu 95 Vol% auf.

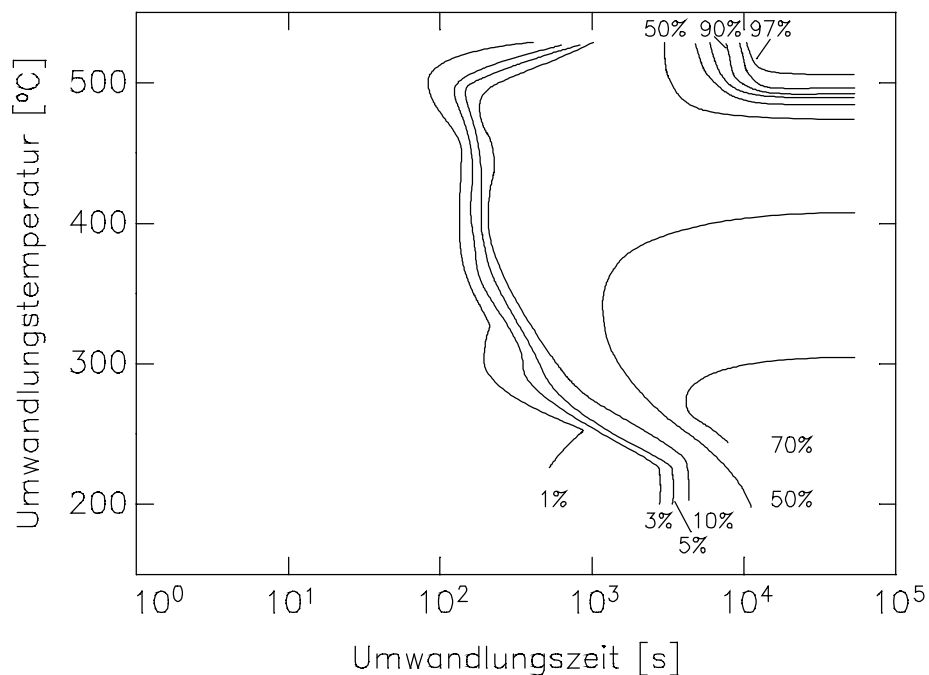


Bild 5.46: Isothermes ZTU-Diagramm für 80 Si Cr 10 7 in der Bainitstufe

Wird der Chromgehalt auf 1,5% erhöht, so erhält man das im Bild 5.46 dargestellte ZTU-Diagramm für 80 Si Cr 10 7. Die Lage der Umwandlungskurven von 50 Vol% - 95 Vol% ist etwa mit der des 80 Si Cr 10 4 zu vergleichen. Die Kurve für 1 Vol% knickt bei $T_u = 250^\circ\text{C}$ und die für 3 Vol% bis 10 Vol% Umwandlung bei $T_u = 225^\circ\text{C}$ zu kürzeren Zeiten ab. Bei 300°C strebt die Kurve für 70 Vol% zu sehr langen Zeiten. Darüber schließt sich ein Bereich an, in dem ein geringerer Umwandlungsgrad erreicht wird. Die obere Grenze dieses Bereichs wird von der 50% Kurve gebildet, die bei $T_u = 400^\circ\text{C}$ zu sehr langen Zeiten strebt. Dieser Bereich ist im Vergleich zum 80 Si Cr 10 4 zu etwas tieferen Temperaturen verschoben. Im Temperaturbereich 400°C bis 475°C liegen die Umwandlungskurven ≤ 10 Vol% bei etwa 100 bis 150 s und es findet keine weitere Umwandlung statt. Erst über 475°C werden wieder Umwandlungsgrade bis zu 97 Vol% erreicht.

5.6.5. Diskussion

Die Verkürzung der Inkubationszeit unterhalb der Martensitstarttemperatur wurde auch von [1,134] festgestellt. Beim Abkühlen auf eine Umwandlungstemperatur T_u unter der Martensitstarttemperatur M_s bildet sich Martensit mit einem Volumenanteil V_M , der nach [133] gemäß

$$V_M = 1 - C_1 \cdot \exp [-C_2 (M_S - T_u)^{C_3}] \quad (5.12)$$

berechnet werden kann. C_1 , C_2 und C_3 sind dabei Konstanten. Die Martensitnadeln liegen vor dem Beginn der bainitischen Umwandlung im Gefüge vor und stellen nach [72] durch ihre Phasengrenzfläche sowie den durch die Einformung des Martensits in den umgebenden Austenit entstandenen Spannungen und präformierten Keimen bevorzugte Keimplätze dar. Zu längeren Zeiten verschwindet der Einfluß, da die Martensitnadeln dann mit Bainitplatten besetzt sind und somit nicht mehr als Keimstellen zur Verfügung stehen. Die Keimbildung des Bainits am Martensit nimmt ferner mit der Annäherung an die Martensitstarttemperatur aufgrund der verschwindenden Martensitmenge ab.

Wegen der mit steigender Umwandlungstemperatur abnehmenden Keimwirkung des Martensits und der mit T_u anwachsenden Beweglichkeit der Kohlenstoffatome bilden die Kurven für 1 Vol% bis, je nach Material, 10 Vol% Umwandlung ausgeprägte Knicke, die etwas oberhalb der jeweils gemessenen Martensitstarttemperaturen liegen. [134] findet den Knick ebenfalls oberhalb der Martensitstarttemperatur, während [1] ihn unmittelbar mit der Martensitstarttemperatur in Zusammenhang bringt. Die Abweichung der Temperatur des Knickpunktes von der Martensitstarttemperatur ist möglicherweise dadurch bedingt, daß der Einsatz der Martensitbildung in isothermen Umwandlungsexperimenten sich von der bei kontinuierlicher Abkühlung - die zur Bestimmung von M_S diente - unterscheidet. Beim Abkühlen einer Probe auf eine Warmbadtemperatur, die der Martensitstarttemperatur entspricht, gleicht sich die Temperatur über dem Probenquerschnitt rasch aus. Dagegen bilden sich beim kontinuierlichen Bestimmen von M_S starke Gradienten aus, die einerseits die exakte Messung von M_S erschweren, da M_S über dem Probenquerschnitt nicht gleichzeitig erreicht wird, und andererseits durch auftretende Abkühl- und Umwandlungsspannungen die Martensitstarttemperatur des Materials beeinflussen.

Im Temperaturbereich bis etwa 350°C tritt unterer Bainit auf. Er zeichnet sich im Gegensatz zu dem sich bei höheren Temperaturen anschließendem Bereich durch einen höheren Umwandlungsgrad (70% bis 95%) aus. Die Übergangstemperatur vom unteren zum oberen Bainit liegt bei allen untersuchten Werkstoffen im Bereich $T_u=325$ bis 350°C und zeigt eine nur geringe Abhängigkeit vom Legierungsgehalt an Kohlenstoff, Silizium oder Chrom. Lediglich beim 80 Si Cr 10 7 sinkt die Übergangstemperatur auf 300°C ab. Die Inkubationszeit des unteren Bainits läßt sich dagegen stark von Legierungselementen beeinflussen. Sie wird bei Erniedrigung des Siliziumgehaltes von 50 s (80 Si 13) auf 200 s (80 Si 6) verschoben, während eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes die Inkubationszeit nur wenig von 10 s (45 Si 10) auf 20 s (80 Si 10) anhebt.

Der Temperaturbereich des oberen Bainits läßt sich in zwei Bereiche unterteilen. Über $T_u=325^\circ\text{C}$ bis 350°C tritt karbidfreier oberer Bainit auf, wie ihn auch [135] beobachtet hat. Nach Erreichen eines Umwandlungsgrades, der je nach betrachteter Legierung 50 bis 80 Vol% beträgt, hat sich der Austenit so stark mit Kohlenstoff angereichert, daß die bainitische Umwandlung zum Erliegen kommt. Der hohe Siliziumgehalt verhindert Karbidbildung und damit die zur Fortsetzung der Umwandlung notwendige Kohlenstoffausscheidung [76]. Darum treten in diesem Temperaturbereich die höchsten Restaustenitgehalte auf. Entsprechend werden in der gewählten Umwandlungszeit von vier Stunden Umwandlungsgrade von 50% beim 80 Si Cr 10 7 und 80 Si Cr 10 4 bis 85% beim 45 Si 10 erzielt. Durch Erhöhen des Legierungskohlenstoffgehaltes wird die Ausgangskonzentration im Austenit größer und damit die kritische Kohlenstoffaktivität im Austenit, bei der die bainitische Umwandlung zum Erliegen kommt, schneller erreicht. Silizium und Chrom erhöhen die Aktivität des Kohlenstoffs, so daß die kritische Konzentration zu kleineren Werten verschoben wird, und die Umwandlung nach kürzeren Zeiten und geringeren umgewandelten Mengen gestoppt wird.

Die Temperatur, oberhalb der Karbidausscheidung aus dem Austenit auftritt, ist die Obergrenze dieses Bereiches des karbidfreien oberen Bainits. Der Einsatz der Karbidbildung macht sich durch die wieder steigenden Umwandlungsgrade bemerkbar, die mit sinkendem Restaustenitgehalten verbunden sind. Die Übergangstemperatur zum karbidhaltigen oberen Bainit sinkt mit fallendem Siliziumgehalt von $T_u=400^\circ\text{C}$ beim 80 Si 13 und 80 Si 10 auf $T_u=375^\circ\text{C}$ beim 80 Si 6 ab. Da bei sinkendem Siliziumgehalt die verzögernde Wirkung auf die Karbidbildung nachläßt, setzt sie schon bei tieferen Temperaturen ein. Gleichzeitig verlagert sich der Beginn der Karbidbildung zu kürzeren Zeiten. Die durch den geringeren Siliziumgehalt sinkende Kohlenstoffaktivität ermöglicht offensichtlich ein schnelleres Ausdiffundieren des Kohlenstoffs aus dem bainitischen Ferrit. Bei Erhöhen des Kohlenstoffgehaltes steigt die Übergangstemperatur zwischen karbidfreien und karbidhaltigen oberen Bainit von $T_u=375^\circ\text{C}$ bei 45 Si 10 und 65 Si 7 auf $T_u=400^\circ\text{C}$ beim 80 Si 10 an.

Die Karbidbildung verschiebt sich bei steigenden Temperaturen zu kürzeren Zeiten. Nach mehr oder weniger langer Wartezeit kann die bainitische Umwandlung mit erneuter Ferritbildung weiterlaufen. Es kommt dann zur sekundären Bainitbildung, die wieder hohe Umwandlungsraten von z.B. 99% beim 45 Si 10 erreichen kann. Dies wurde auch von [76] beobachtet. Die Karbidbildung erfolgt bei den hoch siliziumhaltigen Stählen 80 Si 10 und 80 Si 13 oberhalb $T_u=400^\circ\text{C}$. Eine Absenkung des Siliziumgehaltes oder des Kohlenstoffgehaltes senkt auch den Beginn der Karbidbildung auf $T_u=375^\circ\text{C}$ ab. Bei den chromhaltigen Stählen 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 setzt die Karbidbildung erst bei $T_u=450^\circ\text{C}$ bzw. bei 475°C ein, da bei tieferen Temperaturen ein umwandlungsträger Bereich jegliche Umwandlung verhindert.

Oberhalb des Bereiches des karbidhaltigen oberen Bainits überlagern sich zwei Umwandlungsmechanismen. Der Austenit wandelt zunächst bainitisch um, bis dann nach längeren Umwandlungszeiten Perlitbildung einsetzt. Nach [136] kann Bainit und Perlit durchaus bei der gleichen Umwandlungstemperatur entstehen. Nach [133] tritt nach Beginn der Perlitbildung keine andere Reaktion mehr auf, so daß sich tatsächlich zunächst karbidhaltiger oberer Bainit und dann feinstreifigem Perlit bildet.

Die Perlitbildung zeichnet sich in den ZTU-Diagrammen als eigene C-Kurve ab, die sich zu Umwandlungstemperaturen fortsetzt, die außerhalb des untersuchten Temperaturbereiches liegen. Der Beginn der Perlitbildung wird von den zulegierten Elementen beeinflusst. So erhöht sich der Beginn der Perlitbildung von $T_u=475^\circ\text{C}$ auf 525°C , wenn der Siliziumgehalt von 3,3% beim 80 Si 13 auf 1,5% beim 80 Si 6 abgesenkt wird. Das Absenken des Kohlenstoffgehaltes von 0,8% beim 80 Si 10 auf 0,45% beim 45 Si 10 hebt den Beginn der Perlitbildung von $T_u=475^\circ\text{C}$ auf 500°C an. Die beiden chromhaltigen Stähle 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 zeigen einen Beginn der Perlitbildung bei $T_u=500^\circ\text{C}$, der allerdings nur mittels metallographischer Untersuchungen zu bestimmen ist. Im ZTU-Diagramm von 80 Si Cr 10 4 deutet sich die Perlitbildung als leichter Knick der 10% und 50% Kurve bei dieser Temperatur an (Pfeil in Bild 5.45).

Der im Temperaturbereich $T_u=400^\circ\text{C}$ bis 500°C auftretende umwandlungsträge Bereich ist nach [5] mit dem Übergang zweier Umwandlungsmechanismen zu erklären. Die Bildungskinetik der einen Phase verlangsamt sich, während sich die Bildungskinetik der anderen mit steigenden Temperaturen beschleunigt. [104] macht die Karbidausscheidung innerhalb der sich bewegenden Phasengrenzfläche für die Verminderung der Beweglichkeit der Grenzfläche verantwortlich. Da durch die höheren Volumenanteile an Cr-Karbid im 80 Si 10 7 der gelöste C-Gehalt gegenüber 80 Si Cr 10 4 erniedrigt wird, ist es erstaunlich, daß der umwandlungsträge Bereich sich vergrößert, denn vom 80 Si 10 zum 45 Si 10 senkt sich die untere Grenze der Karbidausscheidung ab. Sicher ist jedenfalls, daß der umwandlungsträge Bereich in den untersuchten Legierungen die untere Grenze der Karbidausscheidung aus dem Austenit darstellt und karbidfreien oberen Bainit von karbidhaltigen oberen Bainit trennt und nicht, wie oft angenommen, Bainit von Perlit.

Die beim 80 Si Cr 10 7 im Vergleich zu 80 Si Cr 10 4 erreichten kleineren Umwandlungsgrade deuten darauf hin, daß die Erniedrigung des in der Matrix gelösten Kohlenstoffs in Cr-Karbid im 80 Si Cr 10 7 durch eine Erhöhung der Kohlenstoffaktivität überkompensiert wird. Da diese Aktivitätserhöhung durch Cr temperaturabhängig ist, kann die Reaktion ober-

halb einer bestimmten Umwandlungstemperatur schon nach geringen Umwandlungsmengen zum Erliegen kommen.

Der chromhaltige Siliziumstahl 80 Si Cr 10 7 zeigt eine weitere Besonderheit. Nach einer sehr schnellen Umwandlung bis zu 10% setzt die weitere Umwandlung erst nach längerer Wartezeit ein, oder kommt im Temperaturbereich $T_u=400^\circ\text{C}$ bis 500°C ganz zum Erliegen. Durch den relativ hohen Cr-Gehalt enthält der Werkstoff im Anlieferungszustand Cr-Karbide, die bei den gewählten Austenitisierungsbedingungen nicht aufgelöst werden können, wie an metallographischen Schliffen zu erkennen ist. Diese Karbide wirken als bevorzugte Keimplätze für die Bainitplatten und beschleunigen, ähnlich wie der beim Abschrecken auf $T_u < M_S$ gebildete Martensit, die Umwandlung. Da die Cr-Karbide recht klein sind und damit schnell von Bainitplatten besetzt werden können, reicht ihre Auswirkung nicht über die 10%-Linie hinaus. Diese Cr-Karbide sind auch im Schliffbild des 80 Si Cr 10 4 zu erkennen, doch ist ihre Wirkung auf die bainitische Keimbildung entsprechend ihres kleineren Volumenanteils geringer als beim 80 Si Cr 10 7.

6. Mechanische Untersuchungen an 80 Si 10

6.1. Züiges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

6.1.1. Einfluß der Umwandlungstemperatur

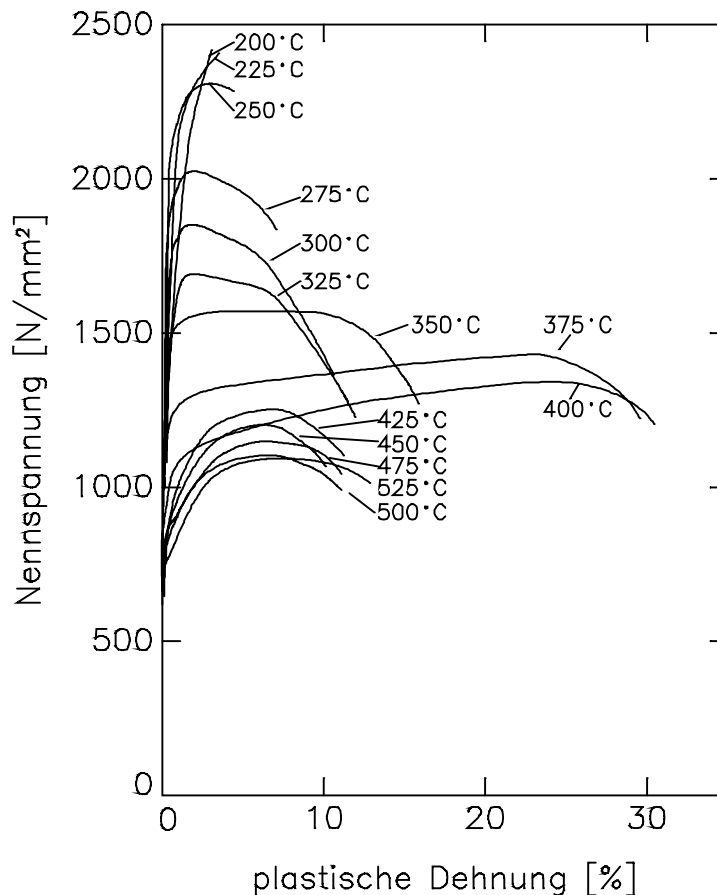


Bild 6.1: σ_n, ε_p - Kurven bei Raumtemperatur

Bild 6.1 zeigt den Zusammenhang zwischen Nennspannung σ_n und plastischer Dehnung ε_p , wie er sich bei der Raumtemperatur-Zugverformung von unterschiedlich umgewandeltem 80 Si 10 ergibt. Bei den einzelnen Kurven sind jeweils die Temperaturen vermerkt, bei denen die Zugproben 4 Stunden umgewandelt wurden. Die höchste Zugfestigkeit wird nach einer Umwandlung bei 200°C beobachtet. Mit steigender Umwandlungstemperatur nehmen die Zugfestigkeiten stetig ab, während die Bruchdehnungen zunächst ansteigen. Bei der Umwandlungstemperatur von 250°C, die knapp über der Martensitstarttemperatur von 240°C liegt, beträgt die Zugfestigkeit noch etwa 2300 N/mm² und die Bruchdehnung 4%. Erst oberhalb dieser Temperatur werden Einschnürungen der Versuchsproben vor der Bruchausbildung

beobachtet. Bei im Temperaturbereich $T_u=325^\circ\text{C}$ und 400°C umgewandelten Proben wird der Beginn der Einschnürung deutlich zu größeren plastischen Dehnungen verschoben. Den Zustand mit der größten Gleichmaßdehnung zeigen Proben der Umwandlungstemperatur $T_u=400^\circ\text{C}$. Bei einer Zugfestigkeit von 1400 N/mm^2 beträgt die Bruchdehnung 31%. Bei oberhalb 400°C umgewandelten Proben tritt ein drastischer Rückgang der Bruchdehnung auf, während die Zugfestigkeit mit steigender Umwandlungstemperatur weiter abnimmt. Bei $T_u=525^\circ\text{C}$ ist ein erneuter leichter Anstieg der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung festzustellen.

Berechnet man unter der Voraussetzung der Volumenkonstanz aus der Nennspannung σ_n die wahre Spannung σ_w gemäß $\sigma_w = \sigma_n(1+\varepsilon_p)$ und trägt diese über der plastischen Dehnung ε_p auf, so ergibt sich Bild 6.2.

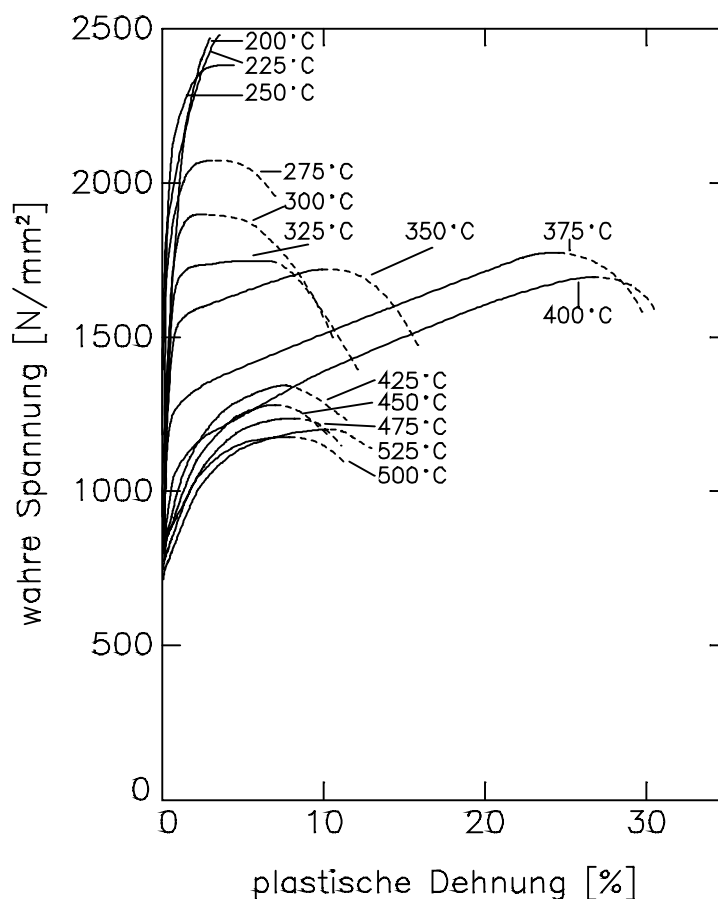


Bild 6.2: σ_w, ε_p - Kurven bei Raumtemperatur

Da die Querschnittsabnahme bei der Einschnürung der Proben nicht erfasst wurde, gilt die Umrechnung nur bis zum Erreichen der Zugfestigkeit. Die danach wieder abfallenden Werte

sind in Bild 6.2 gestrichelt dargestellt. Für Umwandlungstemperaturen zwischen 325°C und 400°C fällt auf, daß der Beginn der Einschnürung, nach einer nahezu linearen Verfestigung, stets bei einer wahren Spannung von 1750 N/mm² beginnt.

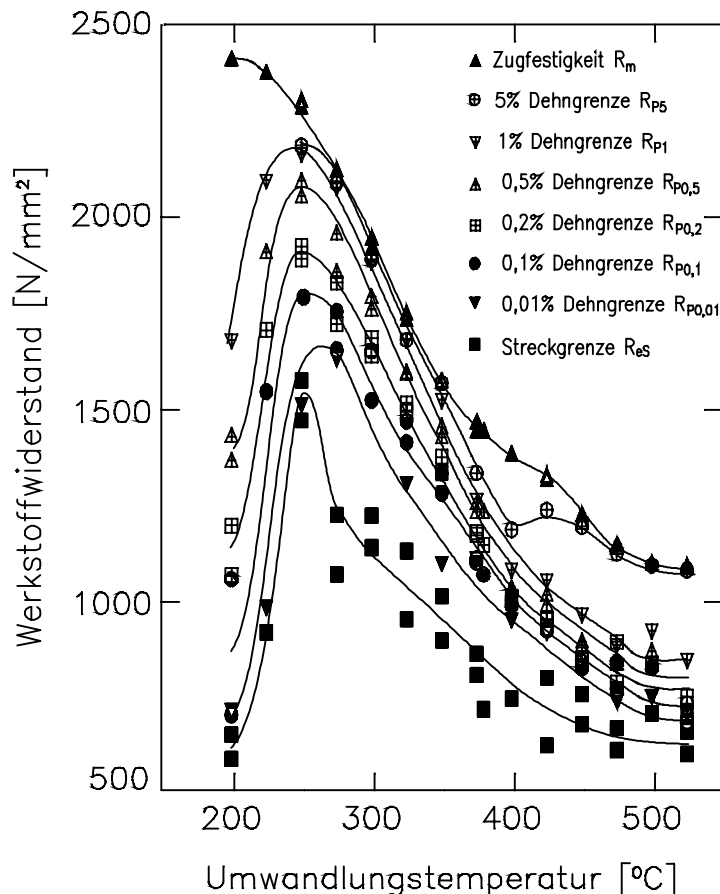


Bild 6.3: Zugfestigkeit R_m , verschiedene Dehngrenzen R_{px} und Streckgrenze R_{eS} bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Bild 6.3 zeigt, daß die Zugfestigkeit bei $T_u=200^\circ\text{C}$ ein Maximum von 2400 N/mm² aufweist und mit steigenden Umwandlungstemperaturen monoton abfällt bis auf 1100 N/mm² bei $T_u=525^\circ\text{C}$. Die Dehngrenzen und die Streckgrenze zeigen ein Maximum bei $T_u=250^\circ\text{C}$ und fallen für tiefere Temperaturen stark ab. Mit anwachsenden Umwandlungstemperaturen werden sie ähnlich wie die Zugfestigkeit kleiner.

Nach Bild 6.4 erreicht die Bruchdehnung bei $T_u=200^\circ\text{C}$ einen Wert von 3%, steigt dann bis $T_u=325^\circ\text{C}$ auf 12% an, um schließlich bis $T_u=400^\circ\text{C}$ ein Maximum von 31% zu erreichen. Für Umwandlungstemperaturen über 425°C liegen die Bruchdehnungen wieder unter 12%. Das Maximum der Bruchdehnung ist auf das starke Anwachsen der Gleichmaßdehnung

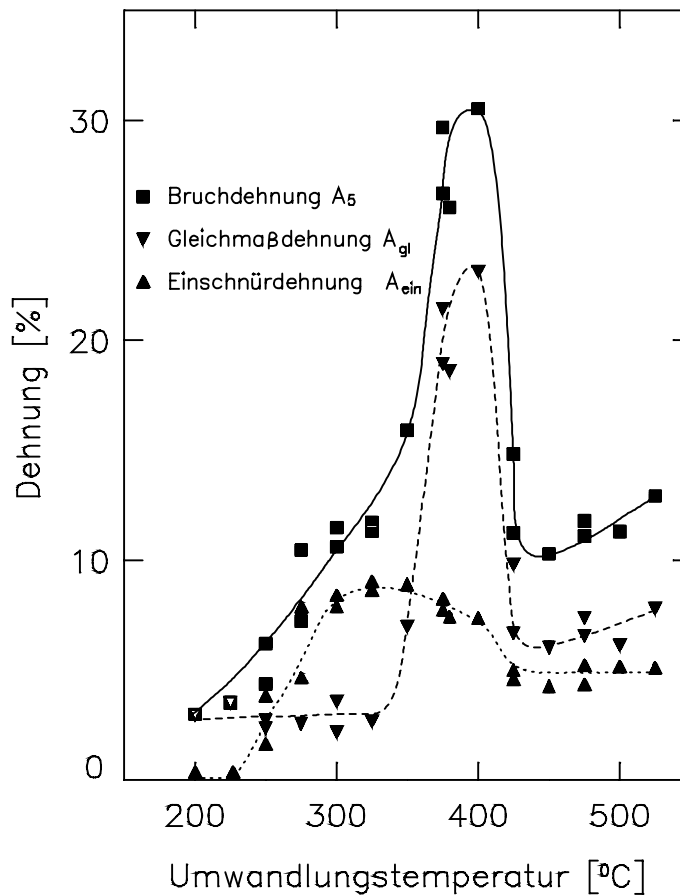


Bild 6.4: Bruchdehnung A_5 , Einschnürdehnung A_e und Gleichmaßdehnung A_g bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

zurückzuführen. Letztere bleibt bis $T_u=325^\circ\text{C}$ konstant bei 3%, wächst dann bis $T_u=400^\circ\text{C}$ auf 23% an und sinkt für höhere Temperaturen auf etwa 7% ab, um schließlich mit weiter steigender Temperatur wieder leicht anzusteigen. Die Einschnürdehnung ist erst ab $T_u=250^\circ\text{C}$ von Null verschieden und steigt bis $T_u=325^\circ\text{C}$ auf 8% an. Im Bereich $325^\circ\text{C} \leq T_u \leq 425^\circ\text{C}$, in dem die Gleichmaßdehnung ein scharf ausgeprägtes Maximum durchläuft, sinken die Meßwerte auf 4% ab. Bei noch höheren Umwandlungstemperaturen ändert sich die Einschnürdehnung nur noch wenig.

Bei $T_u=200^\circ\text{C}$ umgewandelte Proben liefern nach Bild 6.5 eine Brucheinschnürung von 30%. Für $T_u=225^\circ\text{C}$ sinkt Z steil auf 8% ab, um dann für $T_u=300^\circ\text{C}$ einen Maximalwert von 53% anzunehmen. Bei weiter steigenden Umwandlungstemperaturen nimmt die Brucheinschnürung - unterbrochen durch eine sprunghafte Änderung bei $T_u=425^\circ\text{C}$ - nahezu linear ab.

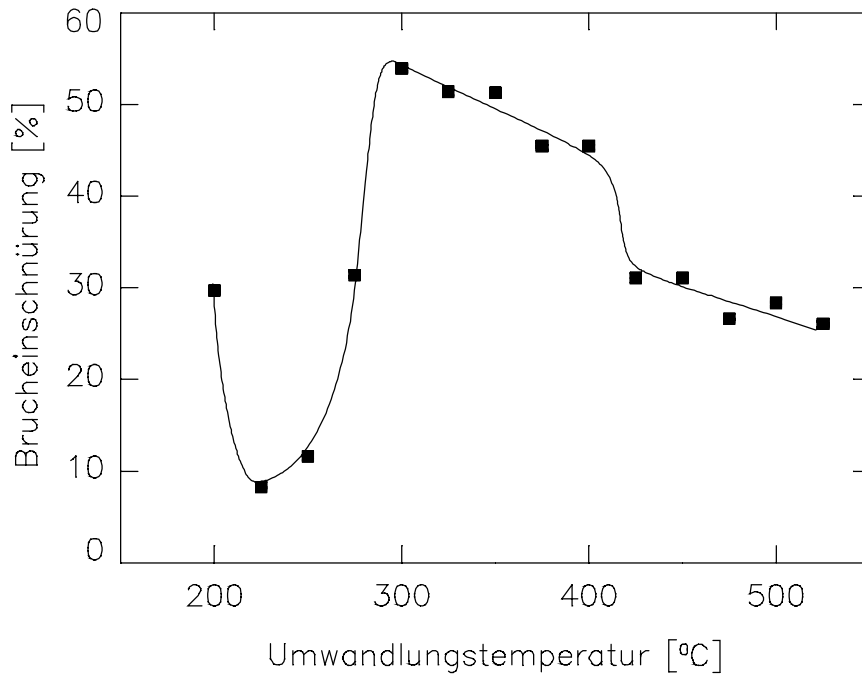


Bild 6.5: Bruchdehnung Z bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

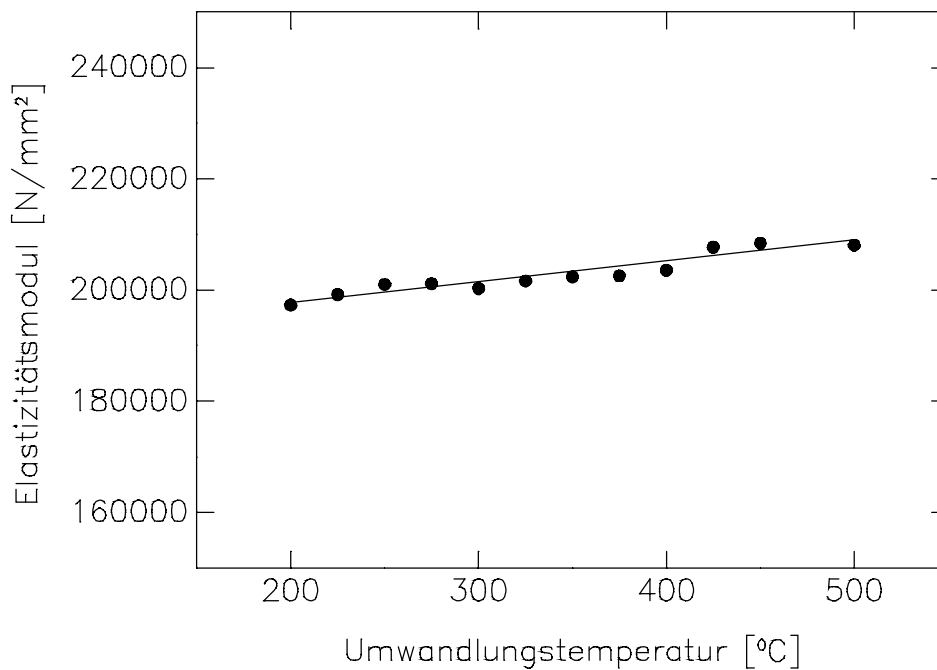


Bild 6.6: Elastizitätsmodul bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

$\frac{\text{Umwandlungsgrad}}{\text{max. Umwandlungsgrad}}$		20%	40%	60%	80%	100%
Umwandlungszeit [s]		532	712	1102	2056	14400
Bainit [Vol%]		18,5	36,9	55,4	73,8	92,3
Rest austenit [Vol%]		6,5	9,1	11,7	19,0	7,7
Martensit [Vol%]		75,0	54,0	32,9	7,2	0,0
E-Modul [1000 N/mm ²]		-	242	225	215	195
R _{eS} [N/mm ²]		918	1041	338	666	1472
R _{p0,01} [N/mm ²]		948	1041	436	819	1793
R _{p0,1} [N/mm ²]		1285	1332	761	819	1793
R _{p0,2} [N/mm ²]		-	1487	918	979	1890
R _{p0,5} [N/mm ²]		-	-	1260	1360	2057
R _{p1} [N/mm ²]		-	-	1697	1850	2162
R _{p5} [N/mm ²]		-	-	-	-	2186
R _m [N/mm ²]		1289	1514	2526	1922	2287
A ₅ [%]		0,04	0,13	5,44	1,07	6,22
A _g [%]		0,04	0,13	5,44	1,07	2,37
A _{ein} [%]		0	0	0	0	3,84
Z [%]		0	0	0	1,23	19,82

Tab. 6.1: Der Einfluß von Umwandlungsgrad bzw. Umwandlungszeit auf mechanische Kenngrößen bei $T_u=250^\circ\text{C}$

$\frac{\text{Umwandlungsgrad}}{\text{max. Umwandlungsgrad}}$		20%	40%	60%	80%	100%
Umwandlungszeit [s]		104	141	189	320	7200
Bainit [Vol%]		13,8	27,6	41,4	55,2	69,0
Rest austenit [Vol%]		15,2	21,1	28,6	34,8	31,0
Martensit [Vol%]		71,0	51,3	30,0	10,0	0,0
E-Modul [1000 N/mm ²]		-	224	-	235	187
R _{eS} [N/mm ²]		749	601	250	516	748
R _{p0,01} [N/mm ²]		747	595	394	523	951
R _{p0,1} [N/mm ²]		989	877	688	812	990
R _{p0,2} [N/mm ²]		1163	1016	818	909	1012
R _{p0,5} [N/mm ²]		1495	1252	1005	1025	1034
R _{p1} [N/mm ²]		1544	1505	1179	1110	1054
R _{p5} [N/mm ²]		-	-	-	1295	1188
R _m [N/mm ²]		1618	1636	1622	1554	1386
A ₅ [%]		0,63	1,40	5,16	27,56	30,53
A _g [%]		0,63	1,40	5,16	24,27	23,15
A _{ein} [%]		0	0	0	3,29	7,38
Z [%]		2,01	5,17	-	26,60	45,47

Tab. 6.2: Der Einfluß von Umwandlungsgrad bzw. Umwandlungszeit auf mechanische Kenngrößen bei $T_u=400^\circ\text{C}$

Bild 6.6 zeigt die bei Raumtemperatur ermittelten dynamischen Elastizitätsmoduln als Funktion der Umwandlungstemperatur. Im betrachteten Umwandlungstemperaturintervall $200^{\circ}\text{C} \leq T_u \leq 500^{\circ}\text{C}$ gilt

$$E(T_u) = 36 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 \cdot ^{\circ}\text{C}} \cdot T_u + 190\,000 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (6.1)$$

6.1.2. Einfluß der Umwandlungszeit

Der Einfluß der Umwandlungszeit auf die Zugverfestigungskurven wurde für die knapp über der Martensitstarttemperatur liegende Umwandlungstemperatur $T_u=250^{\circ}\text{C}$ und für 400°C untersucht. Die dabei nach verschiedenen Umwandlungszeiten erreichten Umwandlungsgrade, bezogen auf die bei 250°C bzw. 400°C maximal erreichbaren Umwandlungsgrade (vgl. Bild 5.41), sind zusammen mit den vorliegenden Gefügeanteilen und kennzeichnenden Kenngrößen der bei Raumtemperatur durchgeführten Zugversuche in Tab. 6.1 und Tab. 6.2 zusammengefaßt. Die σ_n , ε_p bzw. die σ_w , ε_p -Kurven für bezogene Umwandlungsgrade von jeweils 20, 40, 60, 80 und 100% gibt Bild 6.7 und Bild 6.8 sowie Bild 6.9 und Bild 6.10 wider.

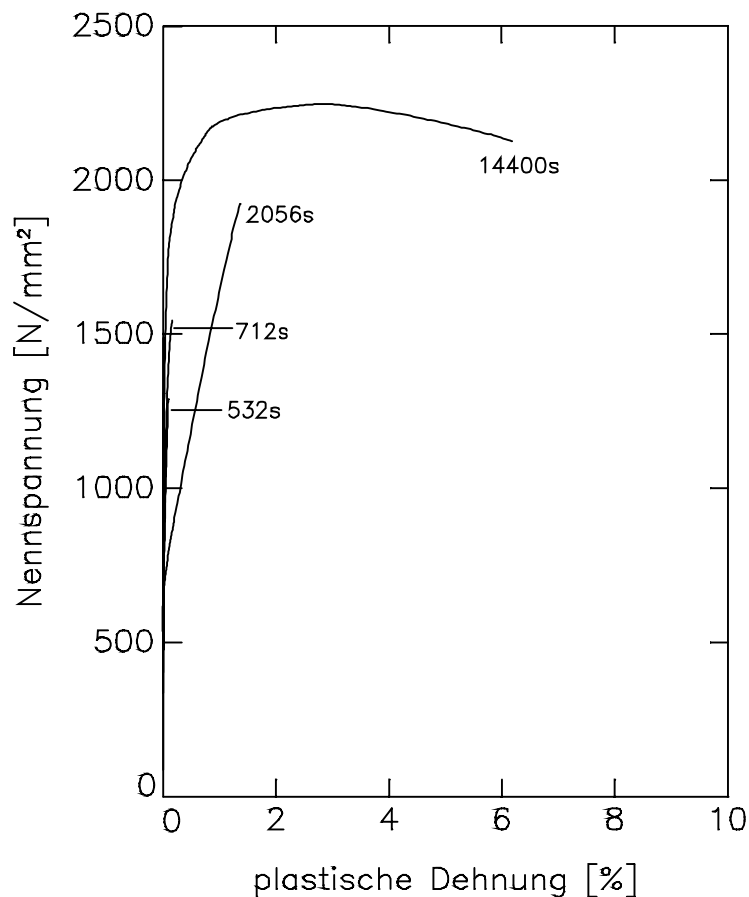


Bild 6.7: Zugverfestigungskurven von unterschiedlich lange bei $T_u=250^{\circ}\text{C}$ umgewandelten Proben

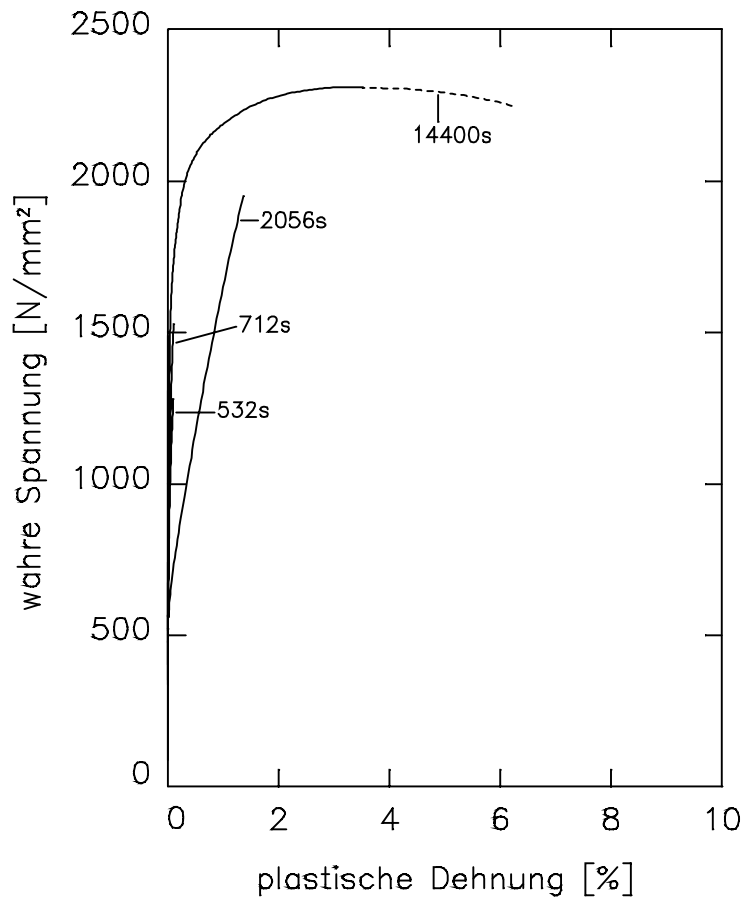


Bild 6.8: σ_w, ϵ_p - Kurven von unterschiedlich lange bei $T_u=250^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben

Nach Bild 6.7 treten für $T_u=250^\circ\text{C}$ bei 532s und 712s wegen der erheblichen Martensitanteile sehr kleine Gleichmaßdehnungen auf. Für $t_u=2056\text{s}$ wird bei einer Streckgrenze von 600 N/mm^2 eine Gleichmaßdehnung von $1,3\%$ beobachtet, wobei die Probe bei 1900 N/mm^2 bricht. Nach maximaler Umwandlung wird die höchste Streckgrenze von $\sim 1470\text{ N/mm}^2$ und die höchste Zugfestigkeit von $\sim 2300\text{ N/mm}^2$ bei geringer Einschnürung und einer Bruchdehnung von 6% erreicht. Generell gilt (vgl. Tab. 6.1), daß die Streckgrenze und die Dehngrenzen $R_{P0,01}$, $R_{P0,1}$, $R_{P0,2}$, $R_{P0,5}$, R_{P1} und R_{P5} - soweit nicht vorher Bruch einsetzt - mit steigendem Umwandlungsgrad zunehmen.

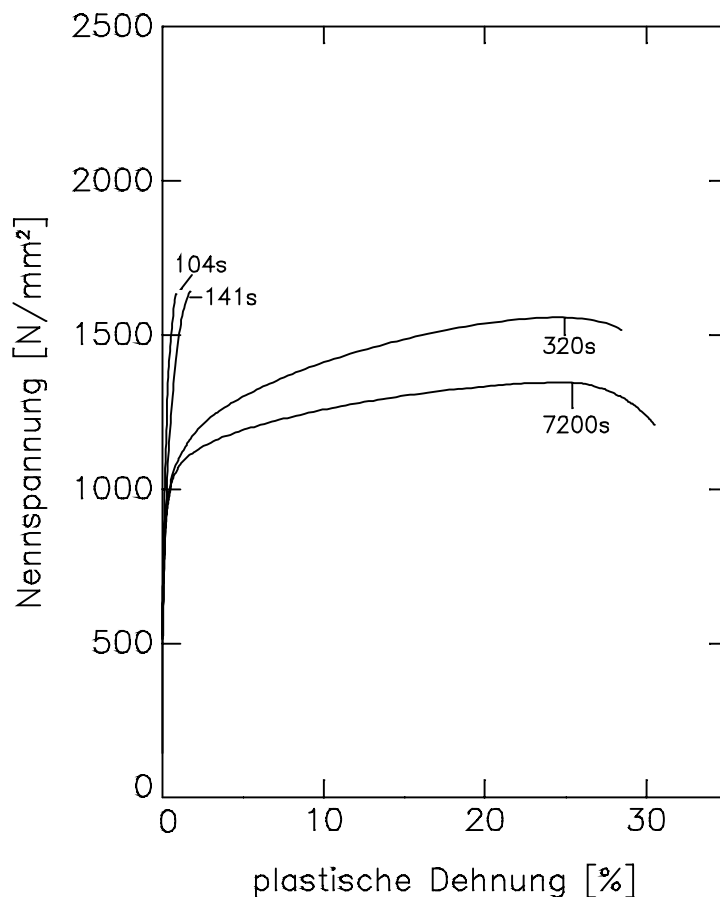


Bild 6.9: Zugverfestigungskurven von unterschiedlich lange bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben

Die bei 400°C 104s bzw. 141s umgewandelten Proben zeigen ebenfalls sehr kleine Gleichmaßdehnungen (vgl. Bild 6.9). Für $t_u=320$ s wird bei einer Streckgrenze von ~ 520 N/mm^2 und einer Zugfestigkeit von ~ 1550 N/mm^2 eine Gleichmaßdehnung von $\sim 24\%$ sowie eine Bruchdehnung von $\sim 28\%$ beobachtet. Bei maximaler Umwandlung steigt die Streckgrenze auf ~ 750 N/mm^2 , wobei die Zugfestigkeit auf ~ 1400 N/mm^2 sinkt. Die Gleichmaßdehnung steigt auf $\sim 23\%$ und die Bruchdehnung auf $\sim 31\%$. Die Dehngrenzen R_{P1} und R_{P5} sowie die Zugfestigkeit sinken generell mit steigendem Umwandlungsgrad, während die Streckgrenze und die Dehngrenzen $R_{P0,01}$, $R_{P0,1}$, $R_{P0,2}$ sowie $R_{P0,5}$ bei 60% der maximalen Umwandlung ein Minimum bilden.

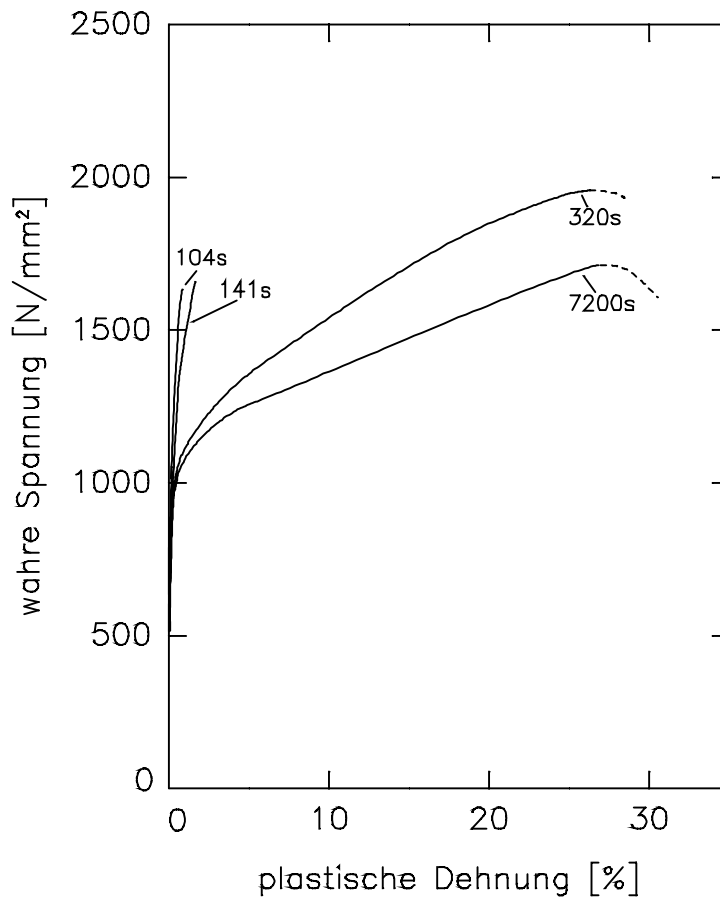


Bild 6.10: σ_w, ϵ_p - Kurven von unterschiedlich lange bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben

6.1.3. Verfestigungsbedingte Restaustenitumwandlungen

In Bild 6.11 sind die Restaustenitgehalte im Probenkopf, in der Meßstrecke nach Erreichen der Gleichmaßdehnung und auf der Bruchfläche der jeweils 4 Stunden umgewandelten Zugproben in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur aufgezeichnet. Der Restaustenitgehalt im Probenkopf fällt von etwa 20 Vol% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ auf etwa 7 Vol% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ ab und steigt dann auf etwa 33 Vol% bei $T_u=400^\circ\text{C}$ an. Ab $T_u=425^\circ\text{C}$ werden nur noch sehr kleine Restaustenitwerte gemessen. Der Restaustenitgehalt in der Meßstrecke nach Erreichen der Gleichmaßdehnung wird für $T_u=325^\circ\text{C}$ mit etwa 10 Vol% maximal und fällt zu tieferen und höheren Umwandlungstemperaturen auf Werte unter 2 Vol% ab.

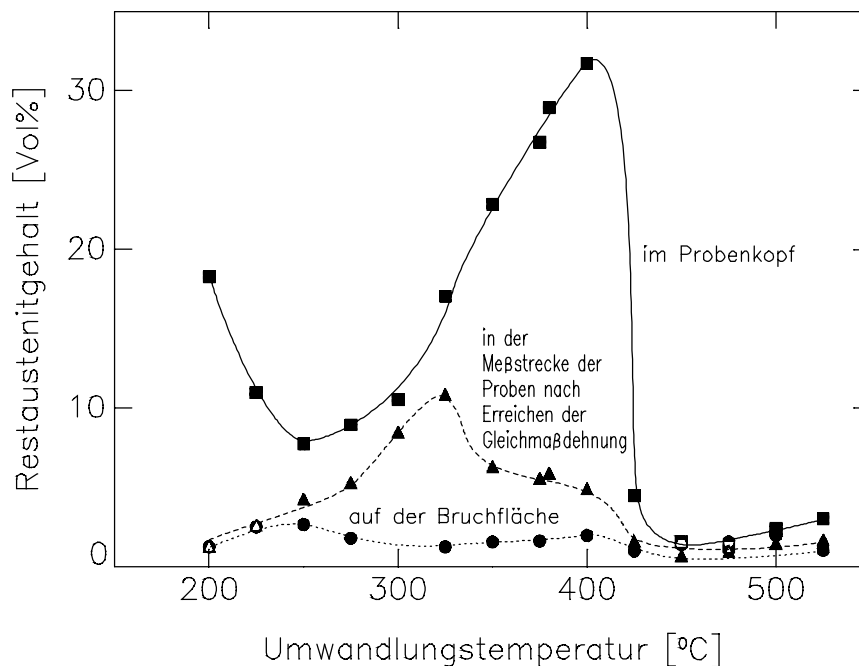


Bild 6.11: Rest austenitgehalte im Probenkopf, in der Meßstrecke und auf der Bruchfläche in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur

Der Unterschied des Rest austenitgehaltes zwischen Probenkopf und Meßstrecke ΔRA stellt den Rest austenitanteil dar, der während der homogenen Verformung der Meßstrecke verformungsinduziert umgewandelt wurde. Er ist im oberen Teil von Bild 6.12 nochmals gesondert aufgezeichnet. Die ΔRA , T_u -Kurve verläuft ähnlich der Rest austenitkurve im Probenkopf (vgl. Bild 6.11). Bezieht man diese Differenz auf die Gleichmaßdehnung, so erhält man die im unteren Teil von Bild 6.12 wiedergegebenen Zahlenwerte, die der Stabilität des Rest austenits gegen verformungsinduzierte Umwandlung umgekehrt proportional sind. Der Rest austenitgehalt der Bruchflächen der bei verschiedenen Temperaturen umgewandelten Proben schwankt um 2 Vol%.

Tab. 6.3 und Tab. 6.4 geben die Abhängigkeiten der Rest austenitgehalte für den Probenkopf und für die Meßstrecke von den Umwandlungszeiten bei $T_u=250^\circ\text{C}$ und $T_u=400^\circ\text{C}$ wieder. Bei beiden Umwandlungstemperaturen nimmt der Rest austenitgehalt im Probenkopf mit dem bezogenen Umwandlungsgrad bis 80% zu und fällt dann bei maximalem Umwandlungsgrad wieder leicht ab. Die Rest austenitgehalte in der Meßstrecke erreichen bei beiden Umwandlungstemperaturen bei 60% des maximalen Umwandlungsgrades ein Maximum. Die höchsten Werte für $\Delta RA/A_g$ werden bei 40% bzw. 20% des maximalen Umwandlungsgrades beobachtet.

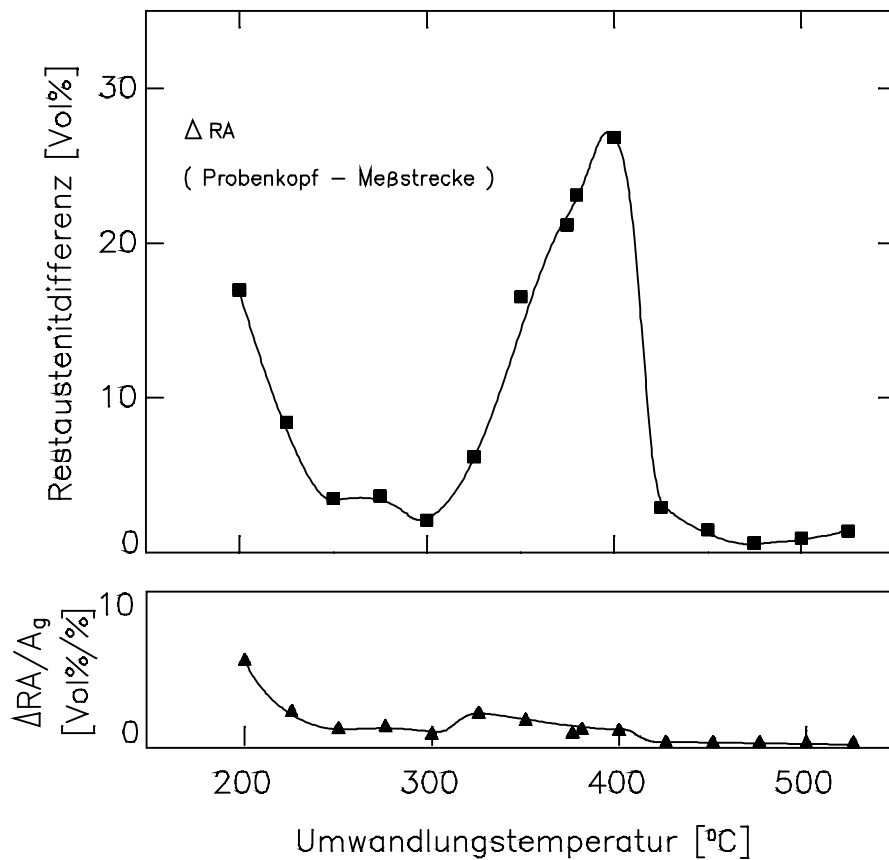


Bild 6.12: ΔRA (oberes Bild) und $\Delta RA/A_g$ (unteres Bild) in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur

$\frac{\text{Umwandlungsgrad}}{\text{max. Umwandlungsgrad}}$		20%	40%	60%	80%	100%
Umwandlungszeit	[s]	532	712	1102	2056	14400
Restaustenitgehalte:						
Probenkopf	[Vol%]	6,54	9,12	18,69	19,03	7,75
Meßstrecke	[Vol%]	6,05	6,34	18,26	4,12	4,26
ΔRA	[Vol%]	0,49	2,78	0,37	14,91	3,49
$\Delta RA/A_g$	[Vol%/°]	5,41	50,64	3,36	10,64	1,27

Tab. 6.3: Restaustenitgehalte bei $T_u=250^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit

$\frac{\text{Umwandlungsgrad}}{\text{max. Umwandlungsgrad}}$	20%	40%	60%	80%	100%
Umwandlungszeit [s]	102	141	189	320	7200
Restaustenitgehalte:					
Probenkopf [Vol%]	15,23	21,10	31,51	34,79	31,74
Meßstrecke [Vol%]	7,19	10,83	15,50	3,73	1,96
ΔRA [Vol%]	8,04	10,27	16,01	31,06	29,78
$\Delta RA/A_g$ [Vol%/ %]	10,52	6,61	3,10	1,27	1,28

Tab. 6.4: Restaustenitgehalte bei $T_u=400^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit

6.2. Temperatureinfluß auf das zügige Verformungsverhalten

Die Untersuchung des Temperatureinflusses auf das zügige Verformungsverhalten erfolgte für zwei Probenlose, wobei das erste zwei Stunden bei $T_u=250^\circ\text{C}$ und das zweite 60 Minuten bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelt wurde. Die ausgewählten Zustände besaßen nach Abschn. 6.1.2 und 6.1.3 die besten Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften. Die Verformungsexperimente erfolgten zwischen 175°C und -196°C bei jeweils um 25°C verschiedenen Temperaturen.

6.2.1. $T_u=250^\circ\text{C}$, $t_u=120$ min

Die Streckgrenze und die 0,01%-Dehngrenze zeigen in Bild 6.13 Höchstwerte bei -196°C und -10°C sowie relative Minima bei etwa -100°C und $+150^\circ\text{C}$. Die 0,1%, 0,2% und 0,5%-Dehngrenzen besitzen praktisch die gleichen Temperaturabhängigkeiten, die durch einen kontinuierlichen Abfall auf konstante Niveaus beiderseits von 0°C und Minima bei $\sim 150^\circ\text{C}$ charakterisiert sind. Die Zugfestigkeit verläuft im Temperaturintervall -100°C bis $+175^\circ\text{C}$ näherungsweise konstant. Unterhalb -125°C setzt ein Steilabfall von R_m ein.

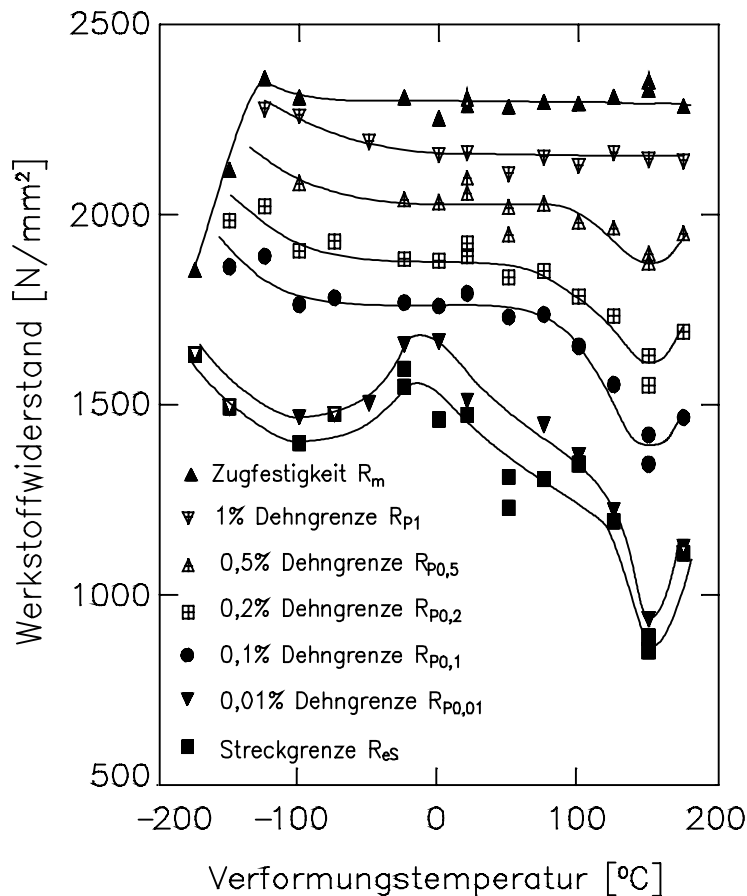


Bild 6.13: Streckgrenze R_{eS} , verschiedene Dehngrenzen R_{px} und Zugfestigkeit R_m für $T_u=250^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

Nach Bild 6.14 sind Bruch- und Gleichmaßdehnung unterhalb 0°C gleich groß und zeigen bei -100°C relative Maxima. Das absolute Maximum der Bruchdehnung stellt sich im untersuchten Temperaturbereich bei etwa 50°C ein. Dort ist $A_5=6,7\%$, $A_g=3,8$ und $A_{\text{ein}}=2,9$. Bei 175°C tritt wieder ein Bereich ($A_5=A_g=2,7\%$) ohne Brucheinschnürung auf. A_5 und A_g betragen dort $2,7\%$.

Die Brucheinschnürung in Bild 6.15 zeigt prinzipiell die gleiche Abhängigkeit von der Verformungstemperatur wie die Bruchdehnung, wenn auch die Werte, begründet durch den hochfesten Werkstoffzustand, eine große Streuung aufweisen. Das relative Maximum von etwa 5% stellt sich bei -125°C , das absolute Maximum von etwa 16% bei $+100^\circ\text{C}$ ein.

Im überstrichenen Temperaturbereich fallen die mit Dehnungsmeßstreifen ermittelten Elastizitätsmoduln nach Bild 6.16 gemäß

$$E(T_v) = -33 \frac{N}{mm^2 \cdot ^\circ C} \cdot T_v + 200\,200 \frac{N}{mm^2} \quad (6.2)$$

mit steigender Verformungstemperatur ab.

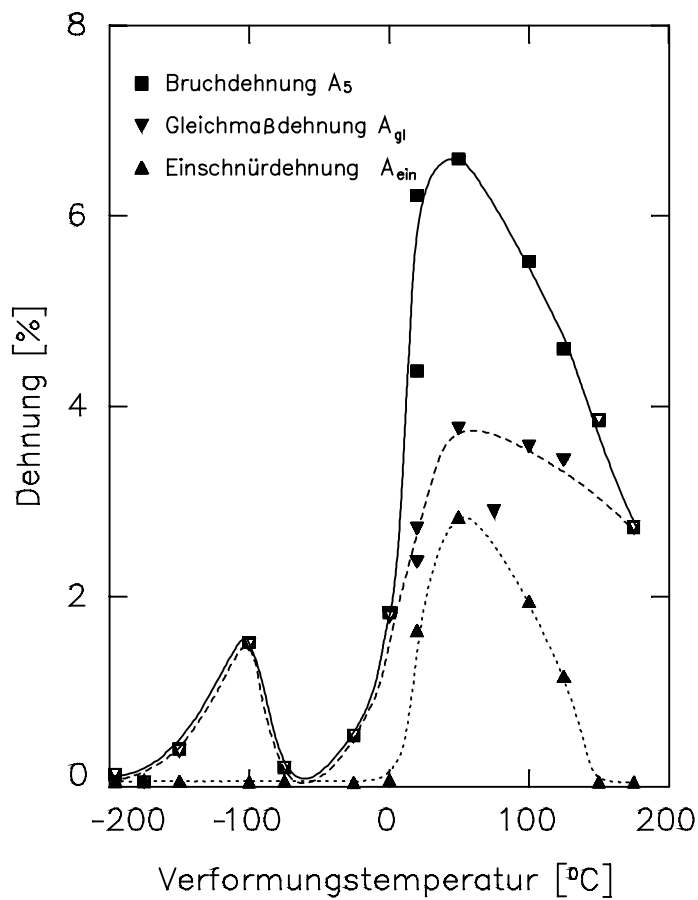


Bild 6.14: Bruchdehnung A_5 , Gleichmaßdehnung A_g und Einschnürdehnung A_e für $T_u=250^\circ C$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

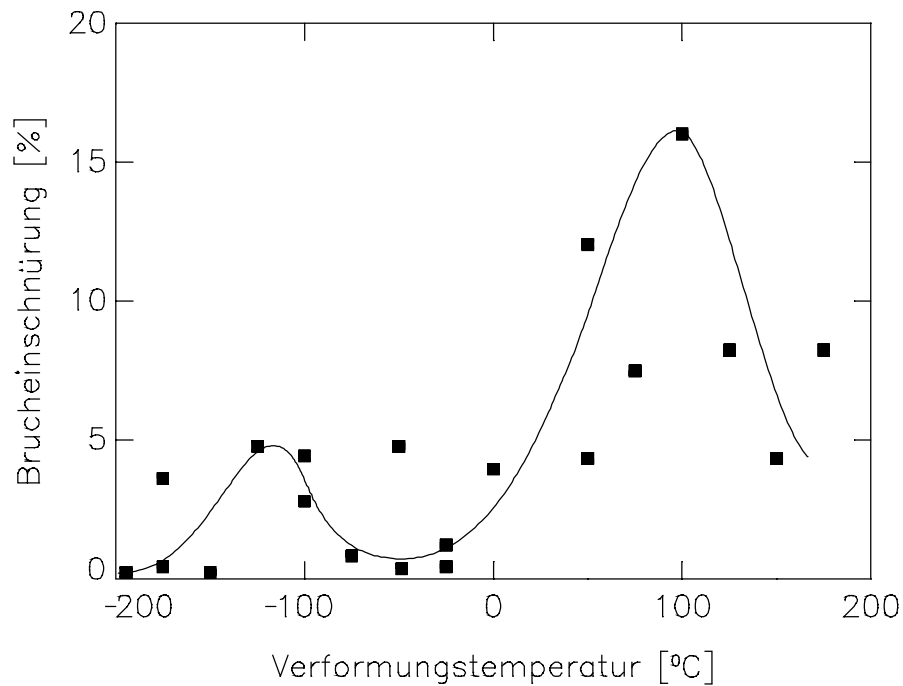


Bild 6.15: Bruchdehnung Z in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur für bei $T_u=250^\circ\text{C}$ umgewandelte Proben

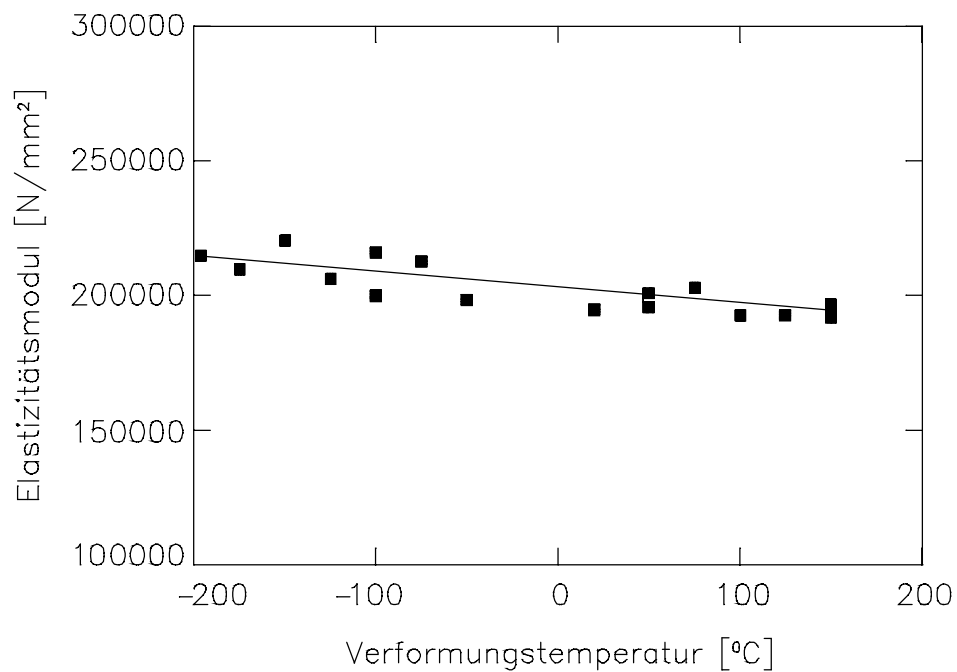


Bild 6.16: Elastizitätsmodul E für $T_u=250^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

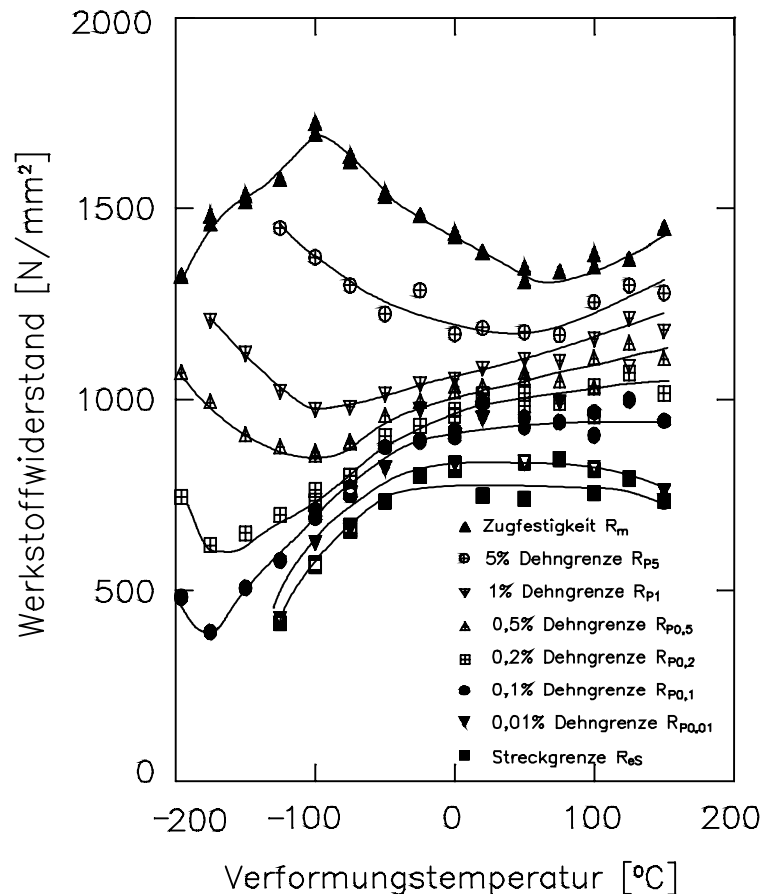
6.2.2. $T_u=400^\circ\text{C}$, $t_u=60$ min

Bild 6.17: Streckgrenze R_{eS} , verschiedene Dehngrenzen R_{px} und Zugfestigkeit R_m für $T_u=400^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

Für die bei $T_u=400^\circ\text{C}$ ($t_u=60$ Min) umgewandelten Proben gelten die in Bild 6.17 dargestellten Abhängigkeiten der Werkstoffwiderstände. Die Streckgrenze und die 0,01% Dehngrenze zeigen die gleiche Temperaturabhängigkeit. Sie verlaufen oberhalb -25°C auf etwa konstantem Niveau von 770 N/mm^2 , fallen bis -125°C steil auf 425 N/mm^2 ab und sind bei noch tieferen Temperaturen nicht mehr bestimmbar. Die 0,1% bis 1%-Dehngrenzen fallen von ihrem Maximum bei 175°C kontinuierlich zu einem relativen Minimum ab. Das relative Minimum liegt für die 0,1%-Dehngrenze bei -175°C (390 N/mm^2) und verschiebt sich bis zur 1%-Dehngrenze auf -100°C (970 N/mm^2). Die 5%-Dehngrenze zeigt eine ähnliche Temperaturabhängigkeit wie die Zugfestigkeit, sie wird aber unter -125°C nicht mehr erreicht. Die Zugfestigkeit zeigt ein relatives Minimum von 1300 N/mm^2 bei 75°C und ein Maximum von 1700 N/mm^2 bei -100°C . Unterhalb dieser Temperatur erfolgt ein Steilabfall auf 1340 N/mm^2 .

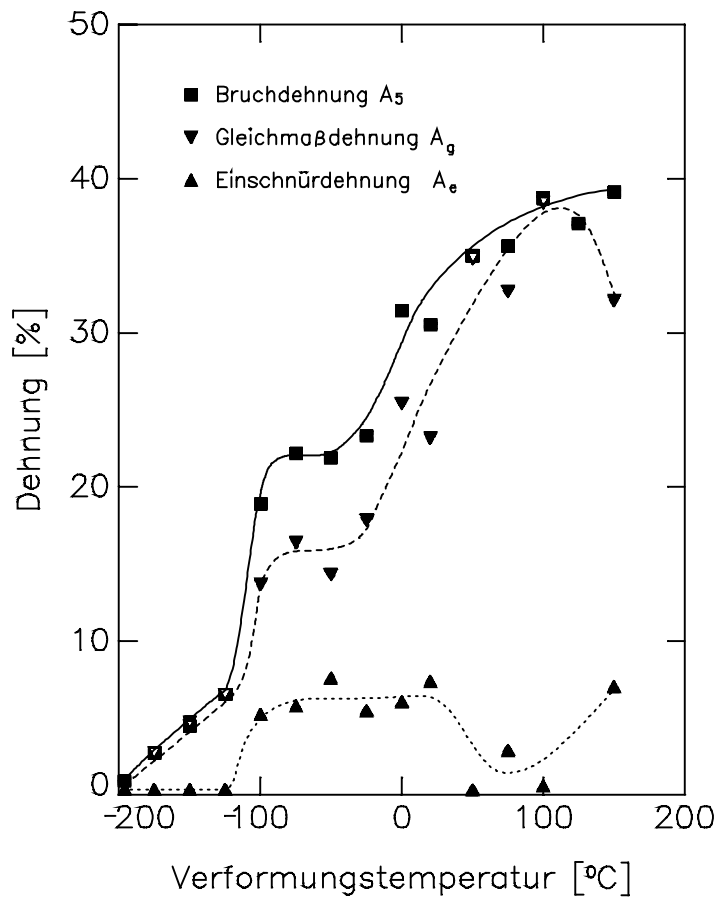


Bild 6.18: Bruchdehnung A_5 , Gleichmaßdehnung A_g und Einschnürdehnung A_e für $T_u=400^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

Bei den bei 400°C umgewandelten Proben fallen Bruch- und Gleichmaßdehnung erst unterhalb -100°C zusammen (vgl. Bild 6.18). Im untersuchten Temperaturbereich steigt die Bruchdehnung zu ihrem Maximum von 39% bei 150°C und die Gleichmaßdehnung zu 38% bei 100°C an. Dieser Anstieg wird durch nahezu konstante Werte zwischen -100°C und -50°C unterbrochen. Die Einschnürdehnung verläuft im Temperaturbereich zwischen -100°C und $+25^\circ\text{C}$ konstant bei etwa 6% und bildet bei 75°C ein relatives Minimum von 2%.

Die Brucheinschnürung in Bild 6.19 steigt von konstanten Werten von etwa 3% zwischen -196°C und -150°C in einer s-förmigen Kurve bis 0°C zu einem Plateau von etwa 47% an.

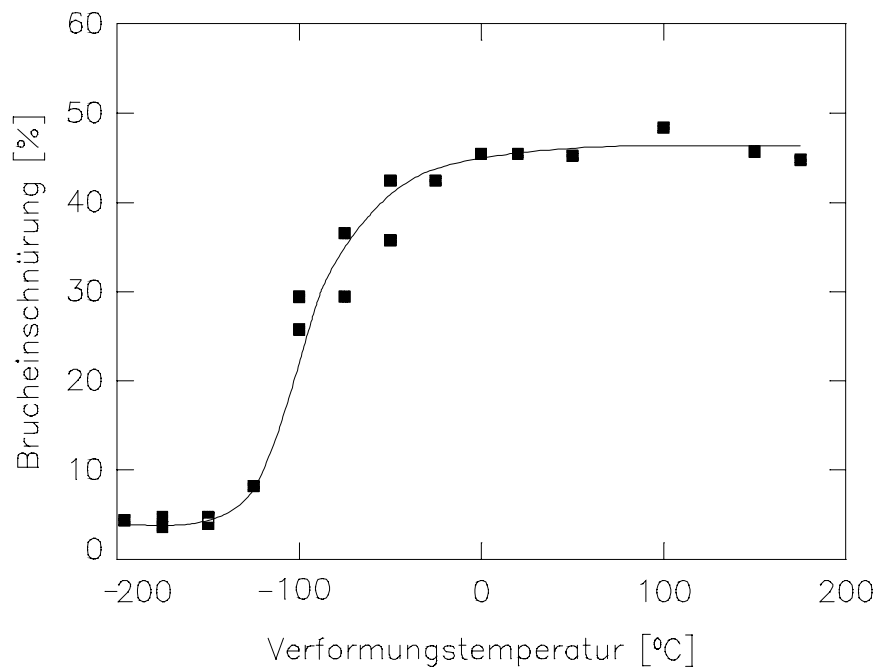


Bild 6.19: Bruchdehnung Z für $T_u=400^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

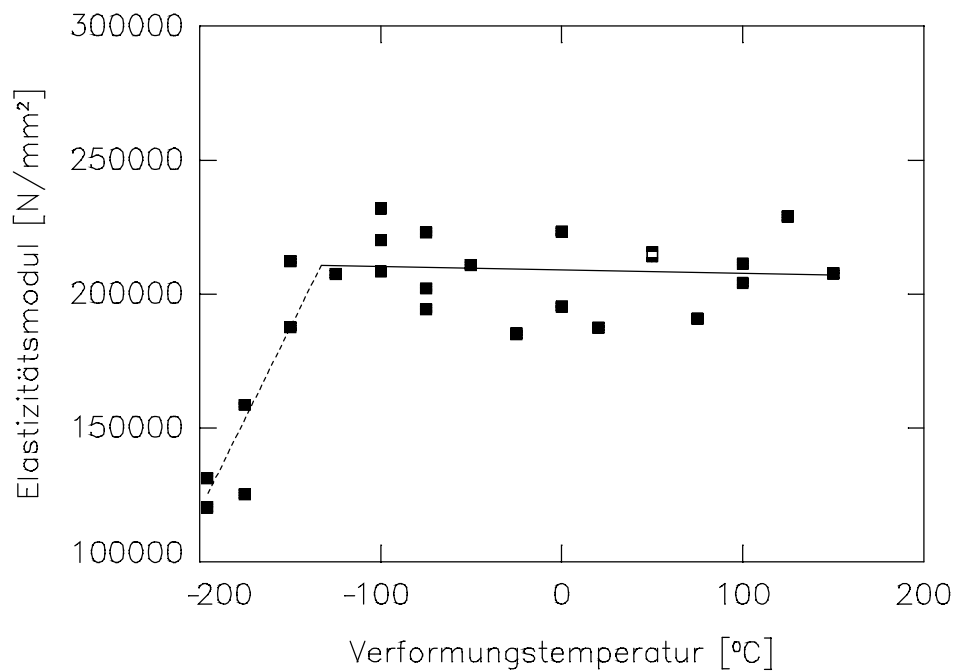


Bild 6.20: Elastizitätsmodul E für $T_u=400^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

Der mittels Dehnungsmeßstreifen bestimmte Elastizitätsmodul in Bild 6.20 läßt sich im Temperaturbereich -125°C bis $+175^{\circ}\text{C}$ durch die Gerade

$$E(T_v) = -12 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 \cdot ^{\circ}\text{C}} \cdot T_v + 208\,700 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (6.3)$$

und im Temperaturbereich -196°C bis -125°C durch die Gerade

$$E(T_v) = 1354 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 \cdot ^{\circ}\text{C}} \cdot T_v + 389\,000 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (6.4)$$

annähern.

6.3. Restaustenitumwandlung bei zügiger Umformung zwischen -196°C und 175°C

In Bild 6.21 ist für $T_u=250^{\circ}\text{C}$ der Restaustenit im Probenkopf und in der Meßstrecke bei Erreichen der Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur wiedergegeben. Im Temperaturbereich -100°C bis $+175^{\circ}\text{C}$ zeigen beide Restaustenitgehalte konstante Werte. Unter -100°C nähern sich die Restaustenitwerte der Meßstrecke den fallenden Werten im Probenkopf an.

Die Differenz der Restaustenitgehalte von Probenkopf und Meßstrecke, die jeweils den verformungsinduziert umgewandelten Restaustenit ΔRA angibt, zeigt Bild 6.22. Relative Maxima der ΔRA -Werte treten bei -125°C und $\sim 0^{\circ}\text{C}$ auf. Die Werte von $\Delta RA/A_g$ sind zwischen 175°C und etwa -100°C näherungsweise konstant und steigen unterhalb -100°C mit sinkender Temperatur steil an.

Entsprechende Daten sind für $T_u=400^{\circ}\text{C}$ in Bild 6.23 und Bild 6.24 zusammengestellt. Im Probenkopf treten erheblich größere Restaustenitgehalte als bei $T_u=250^{\circ}\text{C}$ auf. Der Restaustenit wird bei zügiger Verformung bis A_g auch in größerem Maße umgewandelt als bei $T_u=250^{\circ}\text{C}$. Dagegen nimmt das Verhältnis $\Delta RA/A_g$ für $T_u=400^{\circ}\text{C}$ stets kleinere Werte als für $T_u=250^{\circ}\text{C}$ an.

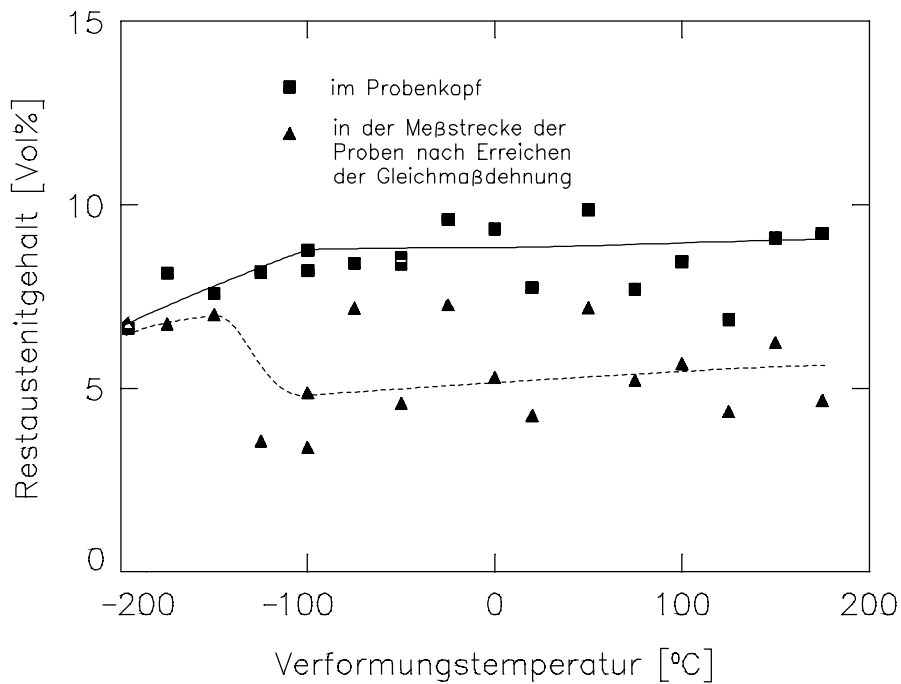


Bild 6.21: Restaustenitgehalte im Probenkopf und in der Meßstrecke für $T_u=250^{\circ}\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

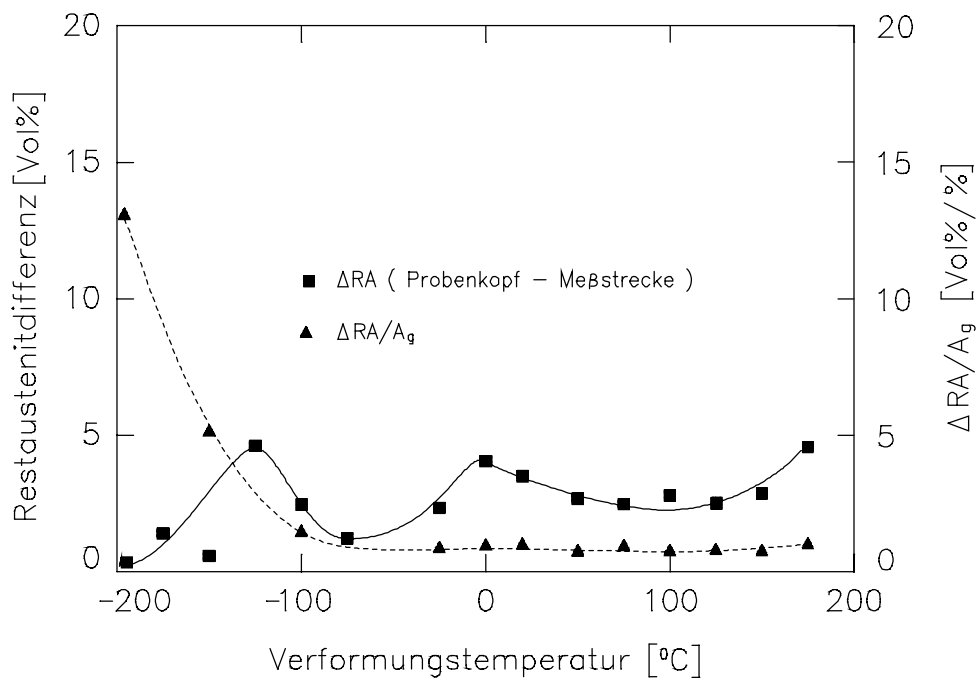


Bild 6.22: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ für $T_u=250^{\circ}\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

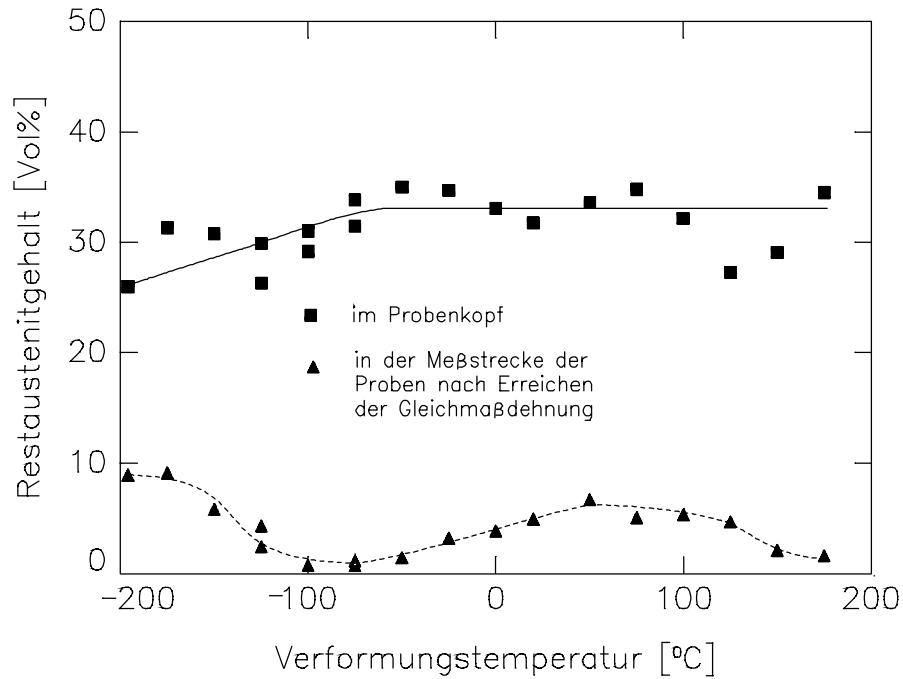


Bild 6.23: Rest austenitgehalte im Probenkopf und in der Meßstrecke für $T_u=400^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

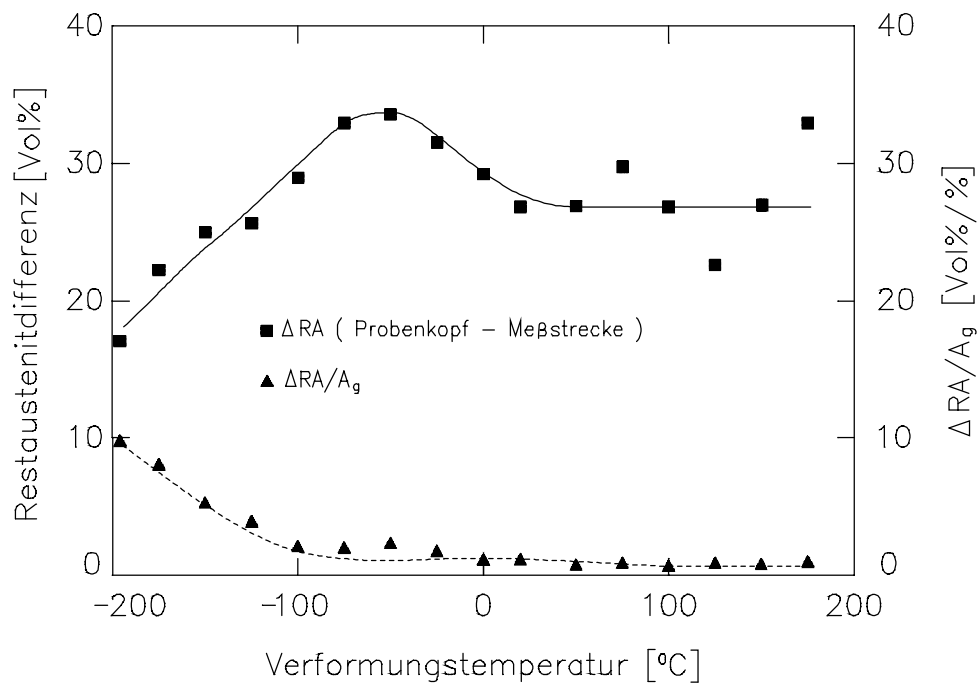


Bild 6.24: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ für $T_u=400^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

6.4. Anlaßbeständigkeit

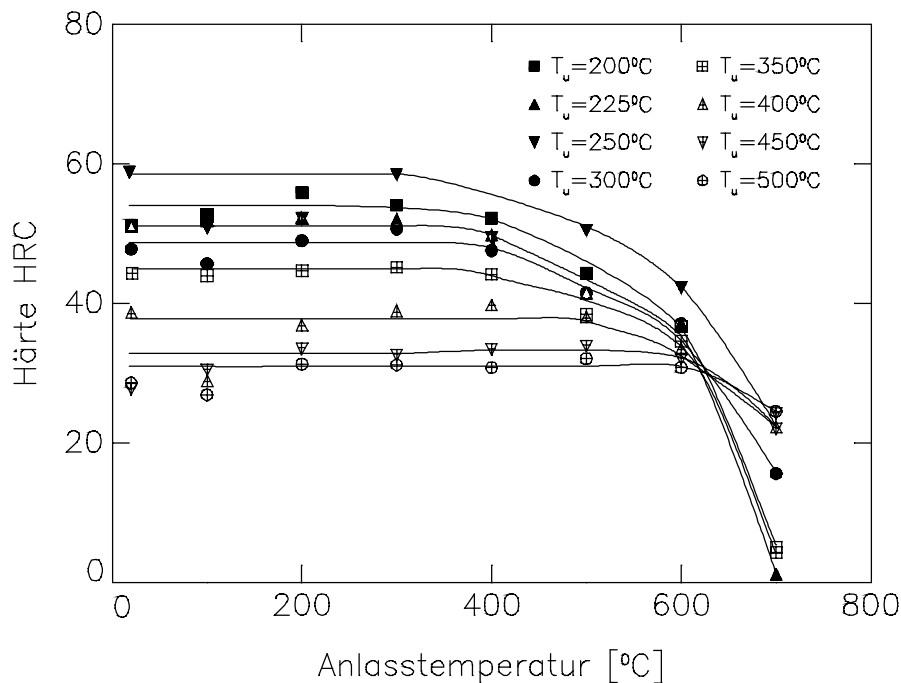


Bild 6.25: Anlaßschaubild für $t_a=1h$

Die Untersuchung der Anlaßbeständigkeit der bainitischen Gefüge erfolgte an den jeweils in 8 Teile zerlegten Zylinderproben, an denen die dynamischen Elastizitätsmoduln gemessen wurden. Immer ein Teil wurde bei jeweils um 50°C gesteigerter Temperatur zwischen 0°C und 700°C eine Stunde geglüht und danach hinsichtlich der Rockwellhärte vermessen. Das Ergebnis der Untersuchungen ist in Bild 6.25 zusammengefaßt. Die bei $T_u=250^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben weisen die höchste Härte von 59 HRC auf. Diese Härte bleibt bis zu einer Anlaßtemperatur von 300°C konstant und fällt dann bis 700°C auf 21 HRC ab. Alle anderen Umwandlungstemperaturen bewirken kleinere HRC-Werte, die auf Anlaßtemperaturen zwischen 50°C und etwa 450°C nur wenig reagieren. In diesem Temperaturintervall steigen die Härten bezüglich T_u in der Rangfolge 500°C , 450°C ... \rightarrow ... 300°C , 225°C , 200°C . Nach einstündiger Glühung bei 600°C liegen für alle Umwandlungszustände, außer für $T_u=250^\circ\text{C}$, etwa gleich große HRC-Werte vor.

Durch die Anlaßbehandlung werden auch die Restaustenitgehalte verändert. Bild 6.26 zeigt exemplarisch die bei $T_u=250^\circ\text{C}$ und 400°C vorliegenden Verhältnisse. Bei den bei $T_u=250^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben bleibt der Restaustenitgehalt beim Anlassen bis 300°C praktisch konstant und fällt dann bis 400°C auf einen sehr kleinen Wert ab. Dagegen fallen die Restaustenitwerte der bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben beim Anlassen bis 400°C um knapp 7 Vol% ab und betragen dann oberhalb 500°C nur noch etwa 2 Vol%.

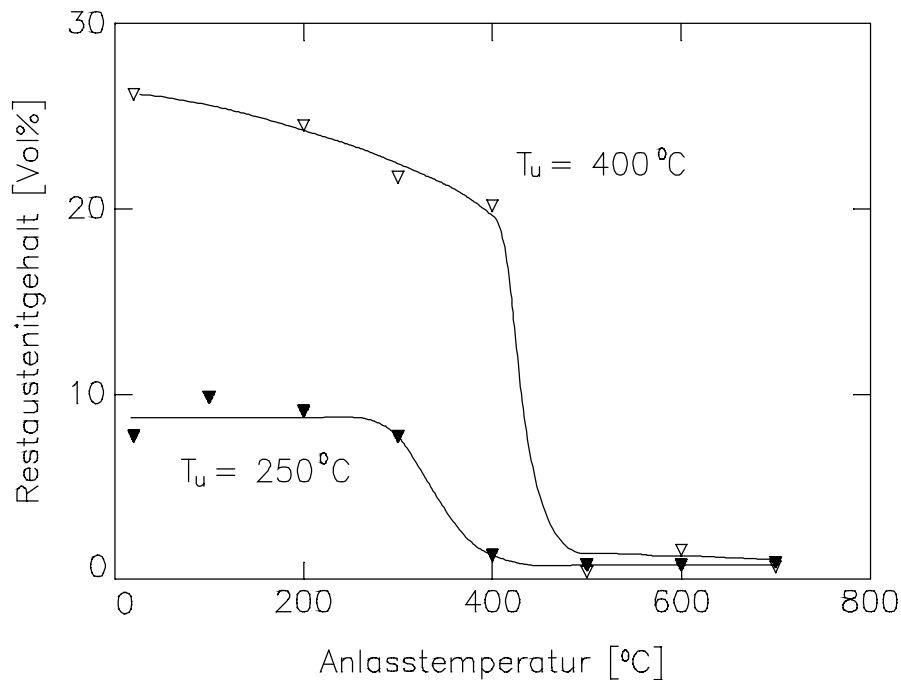


Bild 6.26: Restaustenitgehalte der Proben ($T_u=250^\circ\text{C}$ und $T_u=400^\circ\text{C}$) in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur

6.5. Zyklisches Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

6.5.1. Wechselbiegebeanspruchung

Die Untersuchung des Wechselbiegeverhaltens erfolgte an Proben aus der in Abschn. 3 als 80 Si 10 b bezeichneten Charge. Alle Proben wurden nach der Wärmebehandlung zum Entfernen der durch Oxydation und Entkohlung geschädigten Randschichten geschliffen. Ein Teil der Proben wurde zusätzlich noch kugelgestrahlt (Strahlmittel S170 mit 54 - 56 HRC, Strahldruck 3 bar, zweifache Überdeckung).

Bild 6.27 zeigt in der Gegenüberstellung die Wöhlerkurven des 120 min bei $T_u=275^\circ\text{C}$ umgewandelten Werkstoffes mit geschliffener sowie mit geschliffener und kugelgestrahlter Oberfläche. Es sind jeweils die aus den Meßwerten mit Hilfe des arc-sin- $\sqrt{}$ -P-Verfahrens berechneten Wöhlerkurven mit 5%, 50% und 95% Bruchwahrscheinlichkeit wiedergegeben. Die nicht kugelgestrahlten Proben zeigen eine Biegewechselfestigkeit $R_{bW,50\%}=525\text{ N/mm}^2$. Der 50% Zeitfestigkeitsast erreicht bei $3 \cdot 10^6$ Lastwechsel die Wechselfestigkeit. Durch Kugelstrahlen der geschliffenen Probenoberflächen wird die $R_{bW,50\%}$ auf 770 N/mm^2 angehoben. Der Zeitfestigkeitsast erreicht die Wechselfestigkeit bei $1,5 \cdot 10^7$ Lastwechsel.

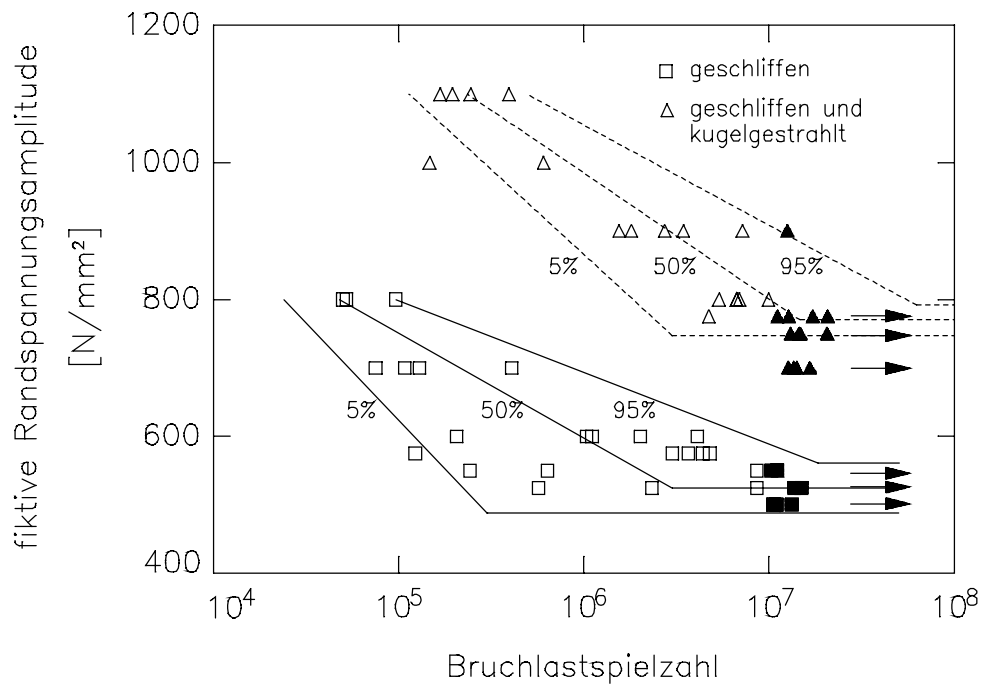


Bild 6.27: Wöhlerkurven von 120 min bei 275°C umgewandelten Proben mit geschliffenen sowie geschliffenen und anschließend kugelgestrahlten Oberflächen

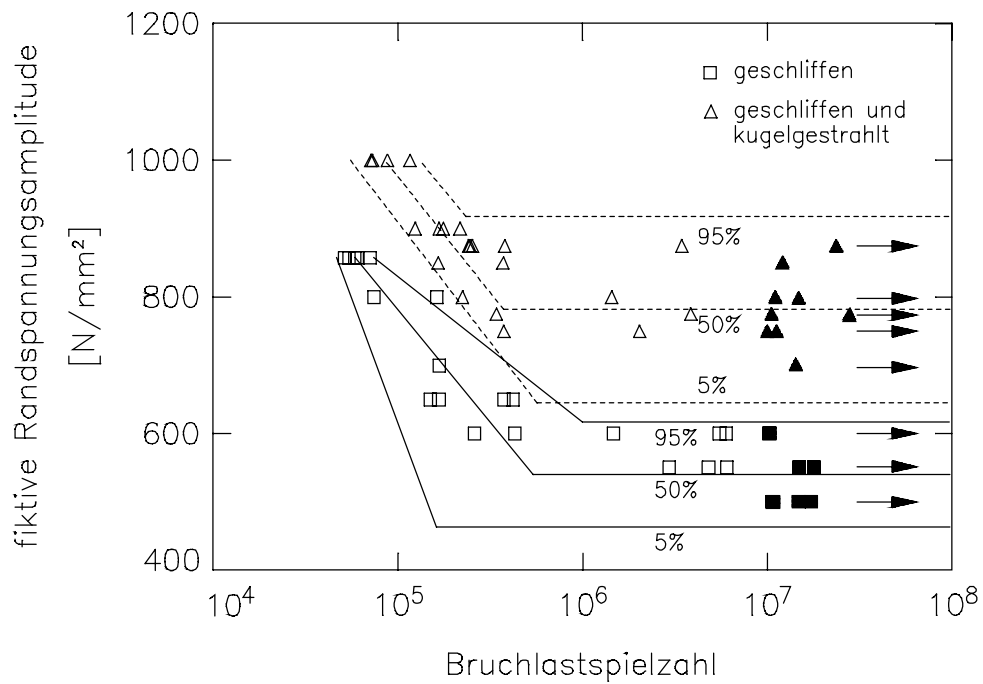


Bild 6.28: Wöhlerkurven von 60 min bei 350°C umgewandelten Proben mit geschliffenen sowie geschliffenen und anschließend kugelgestrahlten Oberflächen

Die entsprechenden Versuchsergebnisse für 60 min bei 350°C umgewandelte Proben zeigt Bild 6.28. Hier beträgt die 50%-Wechselfestigkeit der geschliffenen Proben 540 N/mm². Durch zusätzliches Kugelstrahlen steigt die Wechselfestigkeit auf $R_{bW,50\%}=782$ N/mm² an.

6.5.2. Zug - Druck - Wechselbeanspruchung

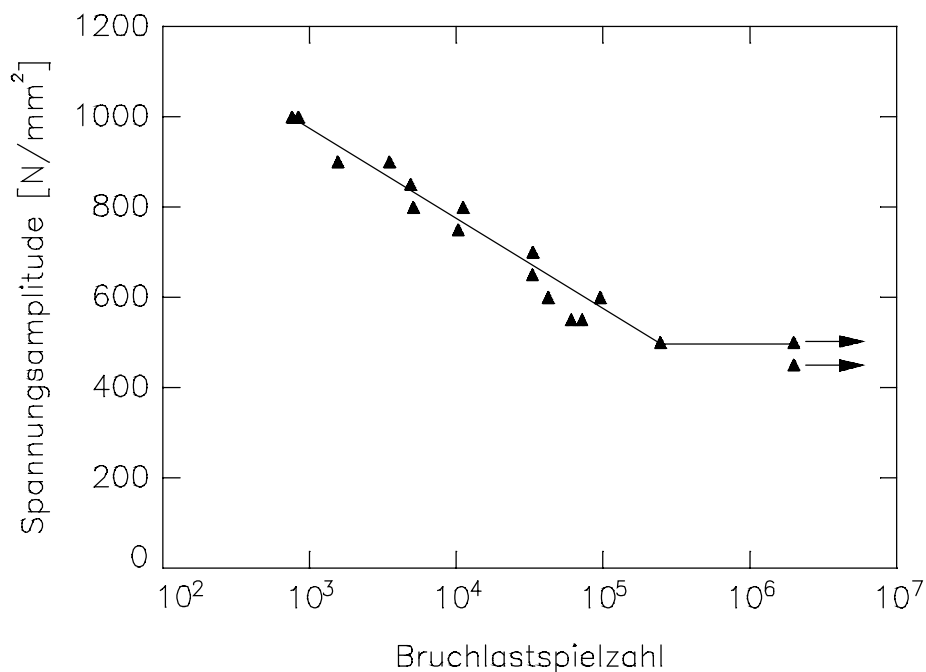


Bild 6.29: Spannungswöhlerkurve von 60 min bei 400°C umgewandelten Proben

Diese Untersuchungen erfolgten an Proben aus der Charge 80 Si 10 (vgl. Abschn. 3), die 60 min bei 400°C umgewandelt wurden.

a) Spannungskontrollierte Versuche

Die durch einfaches Ausgleichen der Meßpunkte erhaltene Spannungswöhlerkurve ist in Bild 6.29 dargestellt. Der Werkstoffzustand besitzt eine Zug-Druck-Wechselfestigkeit $R_w=450$ N/mm². Die Zeitfestigkeit zeigt eine nahezu lineare Abhängigkeit vom Logarithmus der Bruchlastspielzahl. Bei einer Spannungsamplitude von 1000 N/mm² wird noch eine Bruchlastspielzahl von etwa 10³ erreicht.

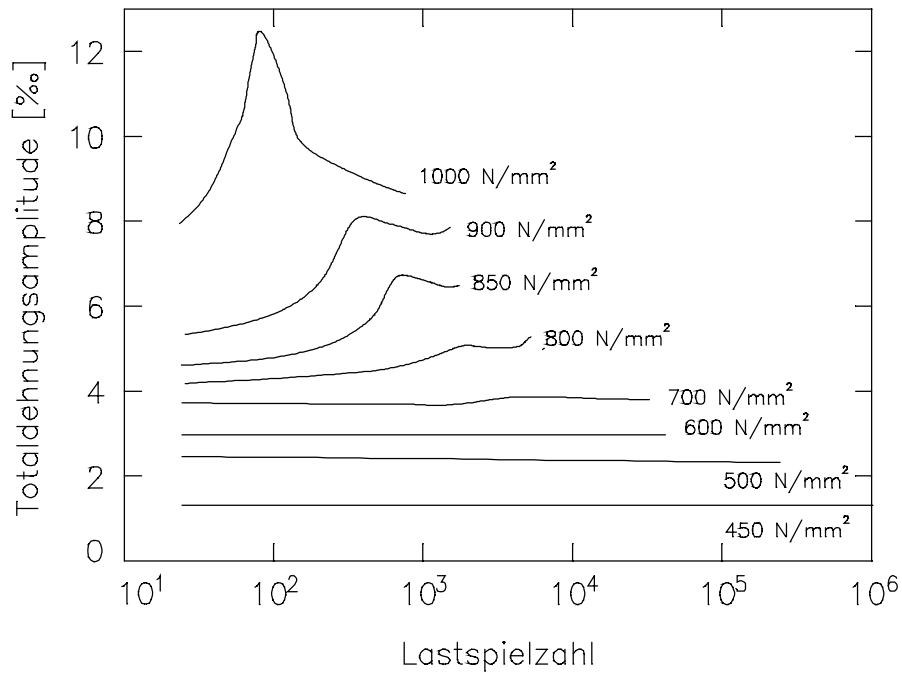


Bild 6.30: $\varepsilon_{a,b}$ lg N – Kurven von bei 400°C umgewandelten Proben

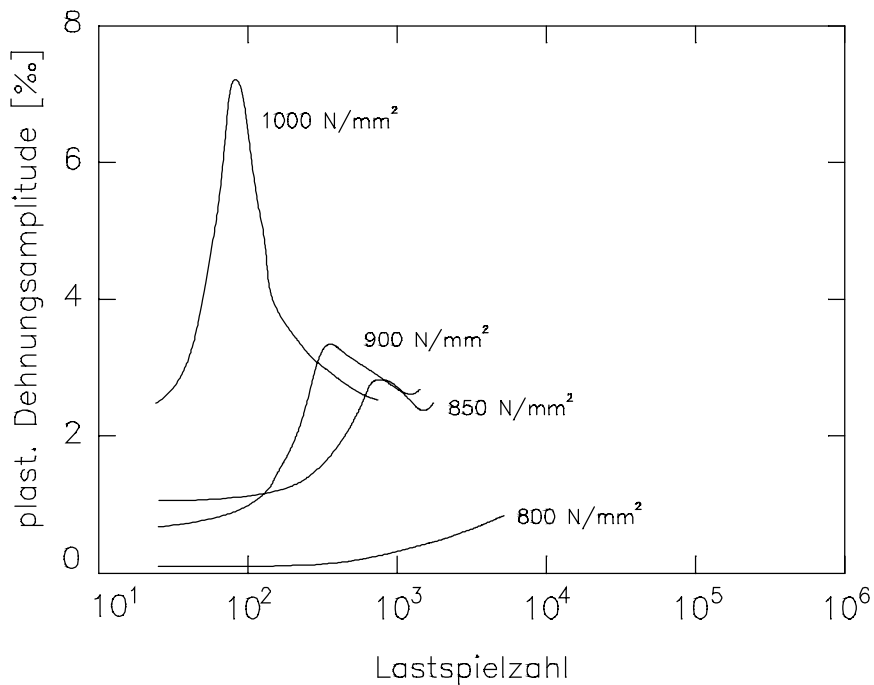


Bild 6.31: $\varepsilon_{a,p}$ lg N – Kurven von 60 min bei 400°C umgewandelten Proben

In Bild 6.30 sind die $\epsilon_{a,t}$, lg N-Kurven des untersuchten Werkstoffzustandes in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude dargestellt. Die Bruchlastspielzahlen nehmen mit steigender Spannungsamplitude ab. Bis zu $\sigma_a=600 \text{ N/mm}^2$ sind die gemessenen Totaldehnungen im gesamten Lebensdauerbereich konstant und enthalten keine plastischen Dehnungsanteile. Bei $\sigma_a=700 \text{ N/mm}^2$ steigt die anfangs konstante Totaldehnung nach etwa 10^3 Lastwechsel leicht an. Bei größeren Spannungsamplituden werden schon nach wenigen Lastwechsel ansteigende Totaldehnungen beobachtet. Ab $\sigma_a=850 \text{ N/mm}^2$ bilden sich Maxima in den $\epsilon_{a,t}$, lg N-Kurven aus, deren Lage mit steigender Spannungsamplitude zu kleineren Lastspielzahlen verschoben wird.

Für die Spannungsamplituden von 800, 850, 900 und 1000 N/mm^2 sind im Bild 6.31 die plastischen Dehnungsamplituden als Funktion von lg N wiedergegeben. Während bei $\sigma_a=800 \text{ N/mm}^2$ die plastische Dehnungsamplitude nahezu kontinuierlich bis etwa 1% bei $5 \cdot 10^3$ Lastwechsel steigt, zeigen die $\epsilon_{a,p}$, lg N-Kurven bei $\sigma_a=850 \text{ N/mm}^2$ etwa nach 800 Lastwechsel, bei 900 N/mm^2 etwa nach 400 Lastwechsel und etwa nach 90 Lastwechsel bei $\sigma_a=1000 \text{ N/mm}^2$ maximale $\epsilon_{a,p}$ -Werte.

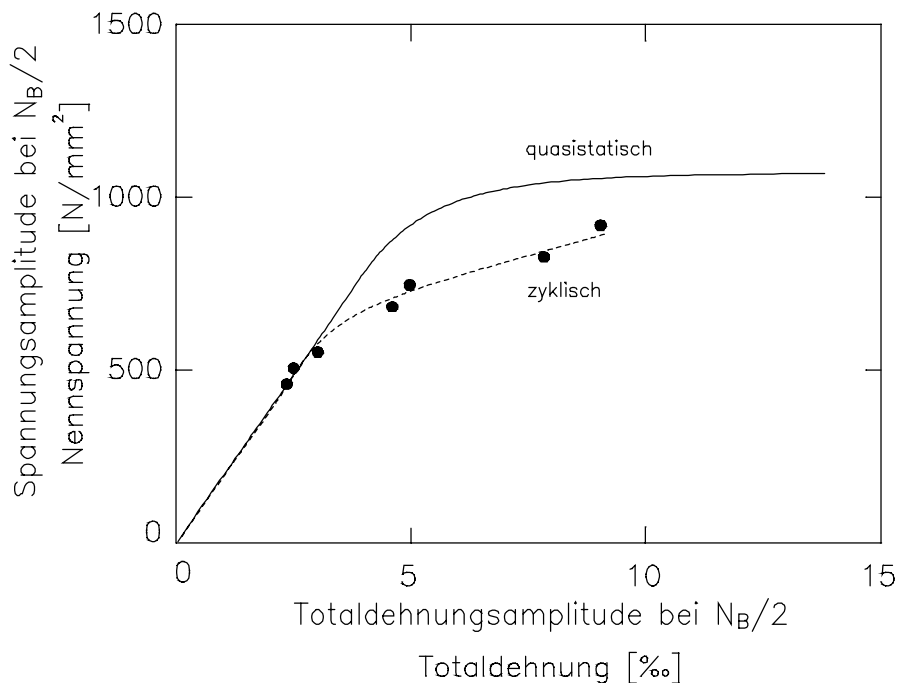


Bild 6.32: Zyklische Verfestigungskurve für 60 min bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben

Die Bild 6.30 für $N_B/2$ entnommenen Wertepaare von Nennspannungsamplituden und Totaldehnungen sind in Bild 6.32 gegeneinander aufgetragen, durch einen Kurvenzug zur zykli-

schen Verfestigungskurve ausgeglichen und der mit $\dot{\epsilon}_c=10^{-4}$ 1/s aufgenommenen Zugverfestigungskurve gegenübergestellt. Die zyklische Streckgrenze ergibt sich zu etwa 560 N/mm^2 .

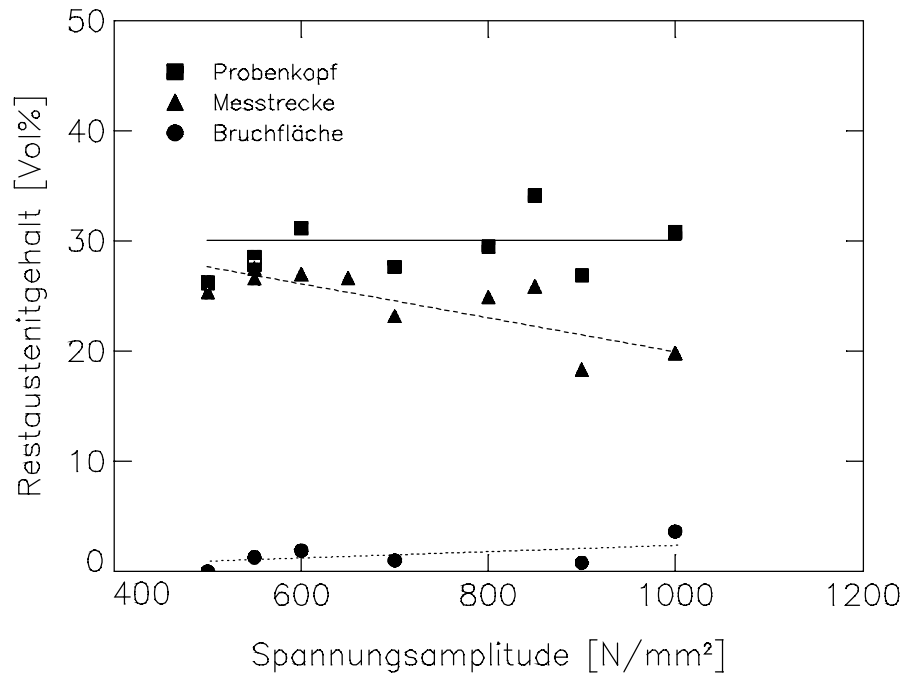


Bild 6.33: Restaustenitgehalte von 60 min bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude

Die Ergebnisse von Restaustenitmessungen an den bis zum Bruch wechselverformten Proben sind in Bild 6.33 in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude dargestellt. Die Restaustenitwerte wurden am Probenkopf, innerhalb der Meßstrecke sowie auf der Bruchfläche ermittelt. Die für den plastisch nicht verformten Zustand repräsentativen Restaustenitgehalte sind unabhängig von der Spannungsamplitude und liegen bei etwa 30 Vol%. In der Meßstrecke werden nach Schwingbeanspruchung mit $\sigma_a=500 \text{ N/mm}^2$ etwa 28 Vol%, nach Schwingbeanspruchung mit $\sigma_a=1000 \text{ N/mm}^2$ etwa 20 Vol% Restaustenit festgestellt. Die Bruchflächen zeigen konstante Restaustenitwerte von etwa 2 Vol%.

b) Totaldehnungskontrollierte Versuche

Die totaldehnungskontrollierten Versuche ergaben für den LCF-Bereich die in Bild 6.34 in doppelt logarithmischer Darstellung gezeigte Dehnungswöhlerkurve. Bei einer Totaldehnungsamplitude von 3,5‰ werden $N_B=1,5 \cdot 10^4$, bei 6,5‰ $N_B=2,6 \cdot 10^3$ Lastwechsel und bei 8‰ nur noch $N_B=50$ Lastwechsel erreicht.

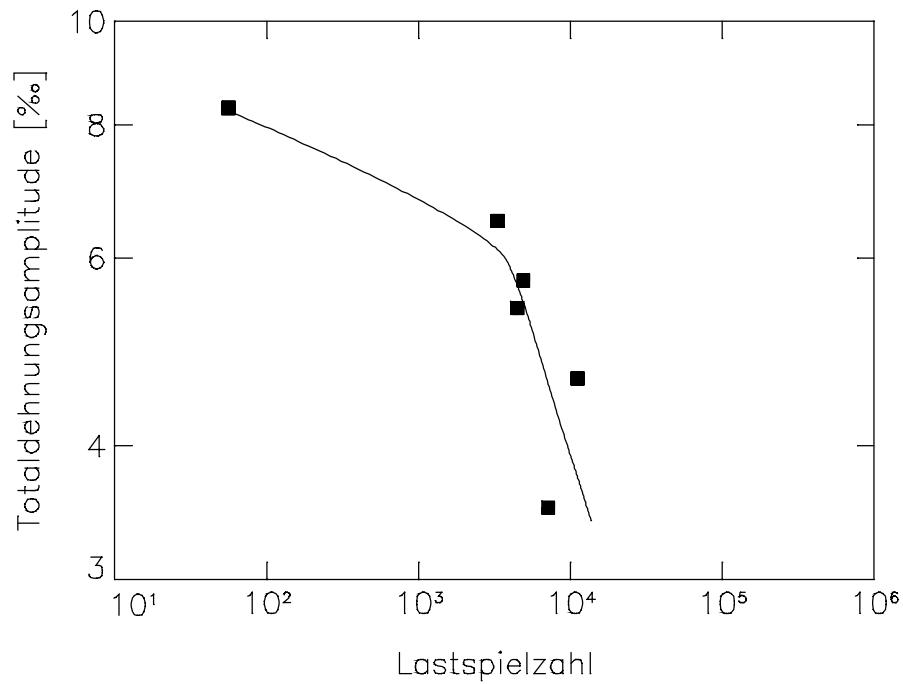


Bild 6.34: Dehnungswöhlerkurve von 60 min bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben

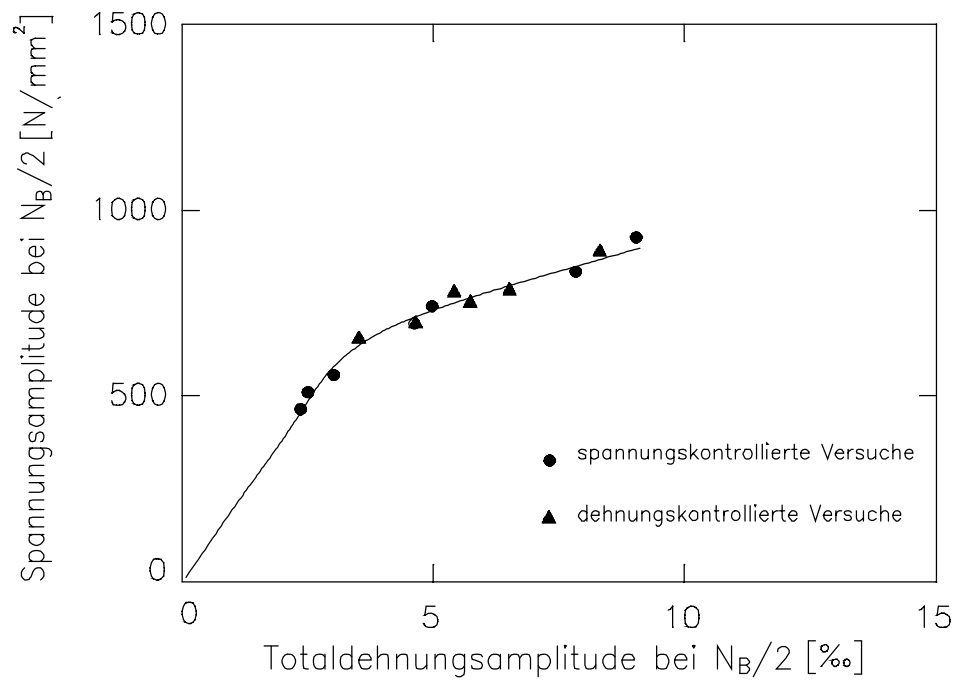


Bild 6.35: Zyklische Verfestigungskurve bei spannungs- und dehnungskontrollierter Versuchsführung

Trägt man die bei $N_B/2$ vorliegenden Wertepaare von Totaldehnungsamplitude und Spannungsamplitude zusammen mit der zyklischen Verfestigungskurve auf, so ergeben sich, wie Bild 6.35 belegt, gut übereinstimmende Werte.

6.6. Diskussion

6.6.1. Zugverfestigungskurven

Die in Bild 6.1 gezeigten Raumtemperatur-Zugverfestigungskurven lassen sich bezüglich ihrer Abhängigkeiten von der Umwandlungstemperatur vier Temperaturintervallen zuordnen:

1) $200^\circ\text{C} \leq T_u \leq 250^\circ\text{C}$

Mit den bei Temperaturen um und unter der Martensitstarttemperatur von 240°C umgewandelten Proben werden die höchsten Zugfestigkeiten erreicht. Die beim Abkühlen auf $T_u < M_S$ gebildete Martensitmenge führt zu geringen Bruchdehnungen. Ein optimales Festigkeits- zu Duktilitätsverhältnis bei gleichzeitig großen Streck- und Dehngrenzen läßt sich durch eine isotherme Umwandlung knapp über der Martensitstarttemperatur bis zu einem maximal erreichbaren Umwandlungsgrad erzielen.

2) $275^\circ\text{C} \leq T_u \leq 325^\circ\text{C}$

Die Zugverfestigungskurven der bei diesen Temperaturen umgewandelten Proben weisen die gleiche Form auf, wie sie auch bei nicht restaustenithaltigen Gefügezuständen beobachtet wird. Nach jeweils kurzer Gleichmaßdehnung folgen lange Einschnürdehnungen, denen bei 300°C die größte Brucheinschnürung von 55% zugeordnet ist. Offensichtlich sind hier die Verformungsvorgänge im bainitischen Ferrit maßgeblich für das makroskopische Verformungsverhalten.

3) $350^\circ\text{C} \leq T_u \leq 400^\circ\text{C}$

Bei Proben, die in diesem Temperaturbereich umgewandelt wurden, wird der Beginn der Einschnürung zu höheren Dehnungen verschoben. Bild 6.2 macht deutlich, daß der Beginn der Einschnürung bei allen Proben bei etwa der gleichen wahren Span-

nung einsetzt. Das auftretende Maximum in der Bruch- und Einschnürdehnung (vgl. Bild 6.4) und die starke Restaustenitumwandlung (vgl. Bild 6.12) deuten auf ausgeprägte TRIP-Effekte (**t**ransformation **i**nduced **p**lasticity) hin. Es liegen große, durch Kohlenstoffanreicherung chemisch hoch stabilisierte Restaustenitmengen vor, die auf Filme zwischen den Bainitnadeln verteilt sind. Dies gewährleistet, daß Umwandlungen nur in kleinen Bereichen stattfinden, was zu einer stetigen Verzögerung der Einschnürung und damit zu den beobachteten großen Gleichmaßdehnungen führt [35].

4) $425^{\circ}\text{C} \leq T_u \leq 525^{\circ}\text{C}$

Bei weiterer Erhöhung der Umwandlungstemperatur verändern sich die mechanischen Werkstoffeigenschaften zwischen 400°C und 425°C so stark, daß kleinere Bruchdehnungen auftreten, als sie für zwischen 350°C und 400°C umgewandelten Proben gefunden wurden. Dies ist auf Karbidbildung zurückzuführen [102].

6.6.2. Festigkeitskennwerte

Die in Bild 6.3 gezeigte Abhängigkeit der Festigkeitskenngrößen von der Umwandlungstemperatur stimmt mit den in [102,137] festgestellten überein. Die Zugfestigkeit fällt von einem Maximalwert etwas unterhalb der Martensitstarttemperatur kontinuierlich mit wachsender Umwandlungstemperatur bis zum Beginn der Perlitbildung bei 525°C ab. Alle anderen Kenngrößen nehmen beiderseits $T_u=240^{\circ}\text{C}$ (Martensitstarttemperatur) sowohl mit abnehmender als auch mit steigender Umwandlungstemperatur kleinere Werte an.

Der Abfall der Festigkeitskennwerte im Temperaturintervall 250°C bis 525°C ist einerseits auf die abnehmende Versetzungsdichte und die geringere Mischkristallverfestigung aufgrund des sinkenden Kohlenstoffgehaltes des bainitischen Ferrits (vgl. Kapitel 5.4) zurückzuführen, andererseits vergrößert sich die Struktur des bainitischen Gefüges mit steigender Umwandlungstemperatur. Bild 6.36 zeigt eine Auftragung der Zugfestigkeit und der 0,2% Dehngrenze über der reziproken Wurzel der Breite der Untereinheiten, aus denen sich die Bainitplatten aufbauen, und der Breite der Bainitplatten gemäß der Hall-Petch-Beziehung. Ein linearer Zusammenhang der Kennwerte mit der Bainitplattenbreite wie ihn [137] und [3] feststellten, kann nicht gefunden werden. Der Abfall der Kennwerte ist also auch auf die wachsende Breite der Untereinheiten zurückzuführen.

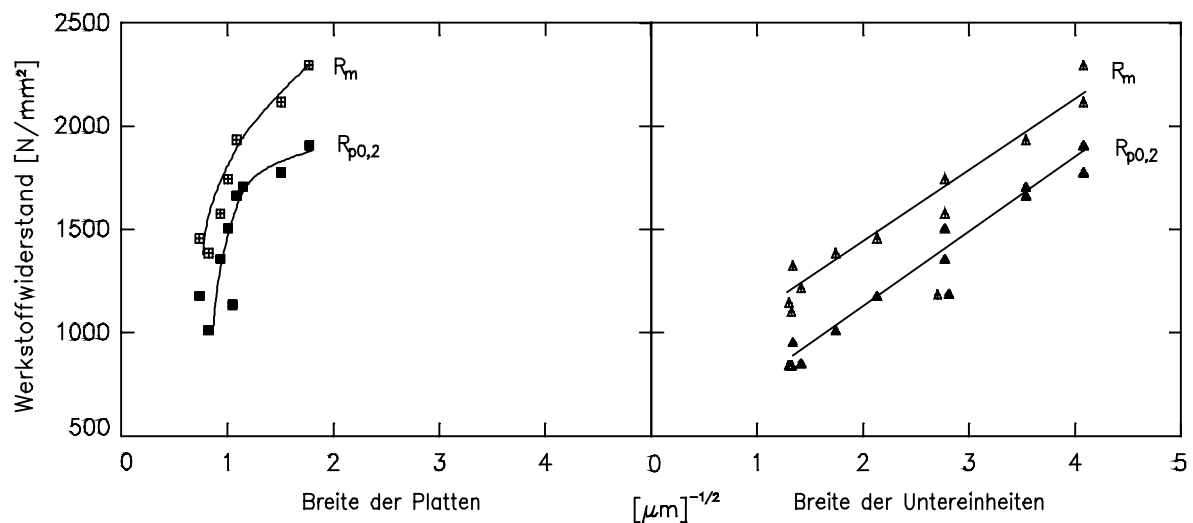


Bild 6.36: Zugfestigkeit und 0,2% Dehngrenze in Abhängigkeit von der Bainitplattenbreite und der Breite der Untereinheiten bei Raumtemperatur

Für den Umwandlungstemperaturbereich 275°C bis 400°C, in dem Restaustenitgehalte über 8 Vol% auftreten, besteht nach Bild 6.37 ein linearer Zusammenhang sowohl für die Zugfestigkeit als auch für die 0,2% Dehngrenze mit dem Restaustenitgehalt [138]. In diesem Temperaturbereich ist die verformungsinduzierte Restaustenitumwandlung der vorwiegende Verfestigungsmechanismus.

Über 400°C treten karbidhaltige Gefüge auf, die im Bild 6.37 entsprechend gekennzeichnet sind. Aufgrund ihres niedrigen Restaustenitgehaltes, und der Abreicherung des bainitischen Ferrits an Kohlenstoff, wirken sich verformungsinduzierte Restaustenitumwandlungen und Mischkristallverfestigung nur gering aus. Hier tritt hauptsächlich Verfestigung durch die eingelagerten Karbidteilchen auf.

Die martensithaltigen Zustände, die im Bild ebenfalls gekennzeichnet sind, werden bei Umwandlungstemperaturen unterhalb M_S beobachtet. Hier treten relativ große Mengen gering stabilisierten Restaustenits auf, der schon bei geringer Beanspruchung umwandelt (vgl. Bild 6.12) und ein sprödes Werkstoffversagen verursacht. Die bei geringen Spannungen auftretenden umwandlungsinduzierten Dehnungsbeiträge verursachen den Abfall der Dehn- und Streckgrenzen unterhalb der Martensitstarttemperatur (im Bild 6.37 nicht eingezeichnet).

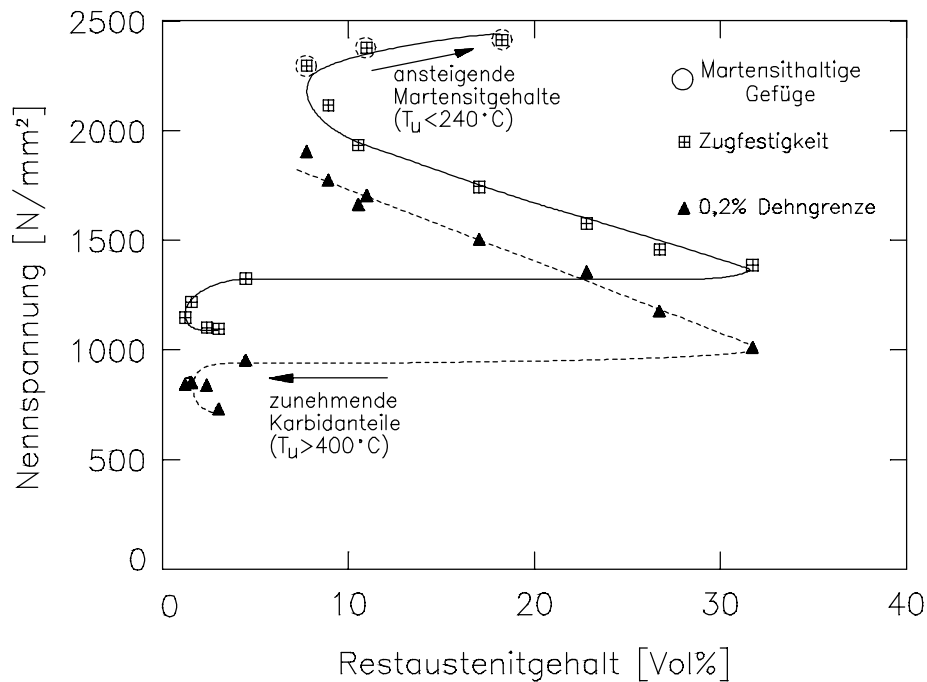


Bild 6.37: Zugfestigkeit und 0,2% Dehngrenze in Abhängigkeit vom Restaustenitgehalt für 80 Si 10 bei Raumtemperatur

6.6.3. Dehnungskennwerte

Nach Bild 6.4 treten die kleinsten Bruchdehnungen für Umwandlungstemperaturen unterhalb der Martensitstarttemperatur auf. Darin zeigt sich die verspröde Wirkung des Martensits, der beim Abkühlen auf Umwandlungstemperatur gebildet wird. Für $200^\circ\text{C} \leq T_u \leq 325^\circ\text{C}$ steigt die Bruchdehnung mit T_u an, während die Zugfestigkeit (vgl. Bild 6.3) absinkt. Proben, die zwischen $T_u=350^\circ\text{C}$ und 400°C umgewandelt wurden, zeigen maximale Bruch- und Gleichmaßdehnungen, was auf den oben erwähnten TRIP-Effekt zurückzuführen ist. Nach Umwandlungen bei $T_u=425^\circ\text{C}$ werden wieder Bruchdehnungen beobachtet, wie sie schon bei $T_u=300^\circ\text{C}$ erreicht wurden, obwohl die Zugfestigkeiten dieser Zustände um bis zu 1000 N/mm^2 kleiner sind als bei der tieferen Umwandlungstemperatur. Die Erklärung liegt in der ab $T_u=425^\circ\text{C}$ bei längeren Umwandlungszeiten auftretenden Karbidbildung aus dem Austenit in den Grenzbereichen der bainitischen Ferritplatten [102]. Die Einschnürdehnung steigt von 200°C zunächst mit T_u an, um dann im Temperaturbereich des TRIP - Effekts bis auf die Hälfte des etwa bei 325°C erreichten Maximalwertes abzufallen. Das beruht auf der während der Gleichmaßdehnung erfolgten Umwandlung von Restaustenit in Martensit, wodurch bei Beginn der Einschnürung ein sprödes Gefüge vorliegt. Das Absinken der Gleichmaß- und der Einschnürdehnung nach Umwandlungen oberhalb $T_u=400^\circ\text{C}$ ist wiederum auf die schon erwähnte Karbidbildung zurückzuführen.

Die Brucheinschnürung (vgl. Bild 6.5) folgt bis $T_u=325^\circ\text{C}$ der Tendenz der Bruchdehnung, fällt aber für steigende Umwandlungstemperaturen wieder ab, da die verfestigende Wirkung des während der Verformung gebildeten Martensits eine Einschnürung behindert. Oberhalb $T_u=400^\circ\text{C}$ sinkt die Brucheinschnürung weiter, da die im Grenzbereich der bainitischen Ferritplatten gebildeten Karbide ein Aufreißen der Phasengrenzen begünstigen und somit die Duktilität vermindern.

6.6.4. Elastizitätsmodul

Der Elastizitätsmodul wächst mit steigender Umwandlungstemperatur leicht an (vgl. Bild 6.6). Wie in Abschn. 5.5 beschrieben wird, sinkt die Menge des im bainitischen Ferrit gelösten Kohlenstoffs mit steigender Umwandlungstemperatur, wodurch sich die Gitterverzerrung und der mittlere Atomabstand etwas verringert. Wegen der Abhängigkeit vom mittleren Atomabstand ist der Anstieg des Elastizitätsmoduls nach [139] auf den sinkenden Kohlenstoff im bainitischen Ferrit zurückzuführen.

6.6.5. Restaustenitgehalt

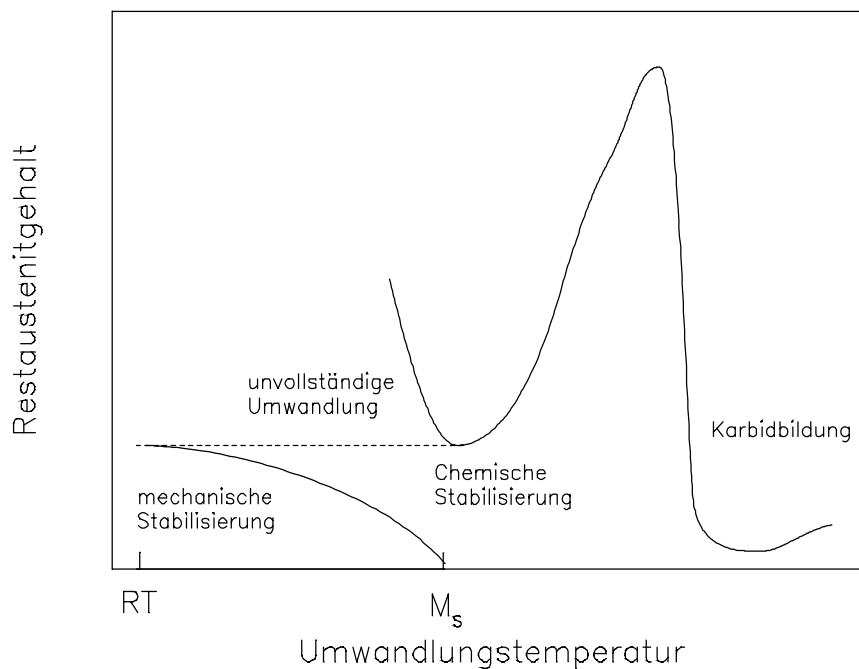


Bild 6.38: Mechanismen der Restaustenitstabilisierung

Die Abhängigkeit des Restaustenitgehaltes im Probenkopf von der Umwandlungstemperatur (vgl. Bild 6.11) läßt sich anhand der schematischen Darstellung in Bild 6.38 diskutieren. Nach dem Abschrecken von Austenitisierungs- auf Raumtemperatur (RT) liegt 7,8 Vol% durch den gebildeten Martensit rein mechanisch stabilisierter Restaustenit vor. Diese mechanische Stabilisierung muß, entsprechend der Abnahme der gebildeten Martensitmenge, bei Steigerung der Umwandlungstemperatur bis M_S abnehmen. Der beobachtete hohe Restaustenitgehalt bei Umwandlungstemperaturen unterhalb M_S ist die Folge der Überlagerung der mechanischen und der chemischen Restaustenitstabilisierung bei der Bainitbildung, wobei die über den Raumtemperaturwert hinausgehende Restaustenitmenge eine Folge der bei diesen Temperaturen nur unvollständig ausgeführten Umwandlung ist. Der Austenit ist so hoch mit Kohlenstoff angereichert, daß beim Abkühlen kein Martensit mehr entsteht, bei einer längeren Umwandlung aber noch eine bainitische Umwandlung möglich wäre. Dieser mechanisch und chemisch stabilisierte Restaustenit unterhalb der Martensitstarttemperatur ist jedoch instabil gegen verformungsinduzierte Umwandlung, wie es Bild 6.12 im unteren Teil zeigt. Die für mechanische Stabilisierung wesentlichen Eigenspannungsfelder, die einer thermisch induzierten Austenitumwandlung entgegenwirken, können bei mechanischer Beanspruchung leicht verändert und somit unwirksam werden. Daher treten schon bei geringen Spannungen umwandlungsinduzierte plastische Dehnungsanteile und damit eine Erniedrigung der Streckgrenzen- und Dehngrenzenwerte auf.

Untersuchungen an Proben, die 17 Stunden bei 200°C umgewandelt wurden, zeigten Restaustenitgehalte von 11,25 Vol% und einem $\Delta RA/A_g$ - Wert von 2,1 Vol%/%. Durch die weiter fortgeschrittene Umwandlung hat sich der Restaustenitgehalt reduziert und der gestrichelten Linie in Bild 6.38 angenähert, die als Grenzwert für $t_u \rightarrow \infty$ zu betrachten ist. Der verbleibende Restaustenit hat sich weiter mit Kohlenstoff angereichert und damit gegen verformungsinduzierte Umwandlung stabilisiert. Infolge dessen steigen die Streckgrenz- und Dehngrenzwerte an und verlaufen auch unterhalb der Martensitstarttemperatur parallel zur Zugfestigkeit (vgl. Werte in Tab. 6.5 mit Bild 6.3).

Der Restaustenitgehalt knapp oberhalb M_S ist ausschließlich auf die Vorgänge der bainitischen Umwandlung zurückzuführen (vgl. Bild 6.38). Es ist nicht auszuschließen, daß auch die Bainitbildung eine mechanische Restaustenitstabilisierung bewirkt, doch ist diese gemäß der geringeren Volumenzunahme bei der Umwandlung geringer als die des Martensits und nimmt mit steigender Umwandlungstemperatur ab (vgl. Abschn. 5.1), so daß dieser Einfluß bei höheren Umwandlungstemperaturen gegenüber der chemischen Stabilisierung vernachlässigbar wird.

Rest austenit

Probenkopf [Vol%]	Meßstrecke [Vol%]	$\Delta RA/A_g$
11,25	4,83	2,1

Kennwerte

R_{eS} [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A_5 [%]	A_g [%]	Z [%]
1663	1891	2289	2,32	2,32	2,77

Tab. 6.5: Rest austenitgehalte und mechanische Kennwerte für 17 Stunden bei 200°C umgewandelte Proben

Oberhalb $T_u=400^\circ\text{C}$ setzt Karbidbildung aus dem Austenit ein und reduziert den Rest austenitgehalt auf Werte unter 2 Vol%. Entsprechend verschwinden auch die Effekte, die aus der Rest austenitumwandlung resultieren.

Auf der Bruchfläche sind nur geringe Rest austenitgehalte zu messen, da die plastische Zone des zum Versagen führenden Risses den nach der homogenen Verformung zurückgebliebenen Rest austenit fast vollständig in Martensit umgewandelt hat.

Bild 6.39 zeigt den nahezu linearen Verlauf der Rest austenitumwandlung in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung. Nach Umwandlung fast des gesamten Rest austenitgehaltes setzt nach wenigen % weiterer Dehnung die Einschnürung ein, und die Probe bricht. Die erreichbare Gleichmaßdehnung ist also von der umwandlungsfähigen Rest austenitmenge abhängig. Voraussetzung für die beobachtete langsame Rest austenitumwandlung ist eine hinreichend hohe Stabilität gegen verformungsinduzierte Umwandlung, und eine Verteilung der gesamten Rest austenitmenge in feinen Filmen um die Bainitnadeln [35].

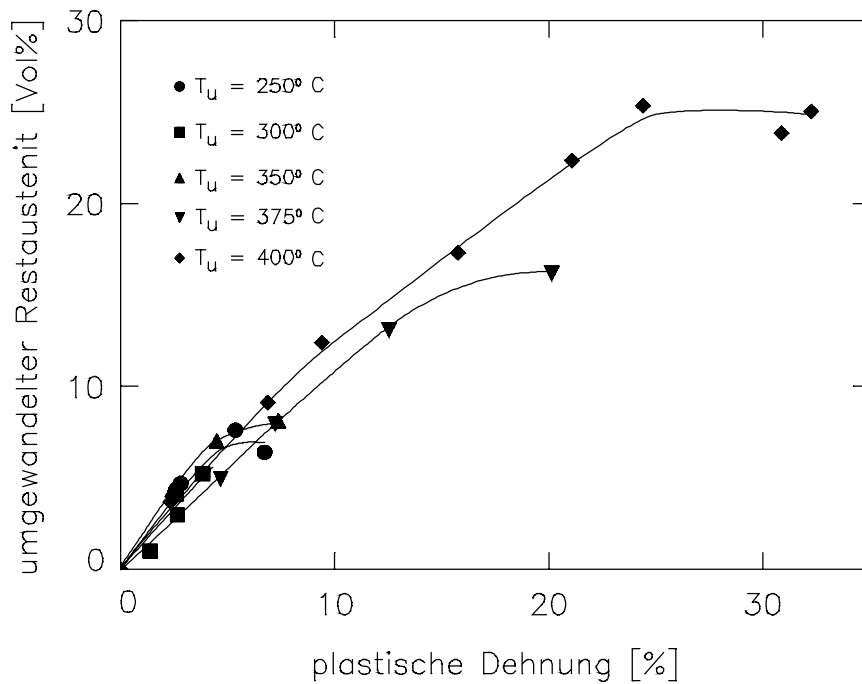


Bild 6.39: Restaustenitumwandlung bei der zügigen Beanspruchung in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung bei Raumtemperatur

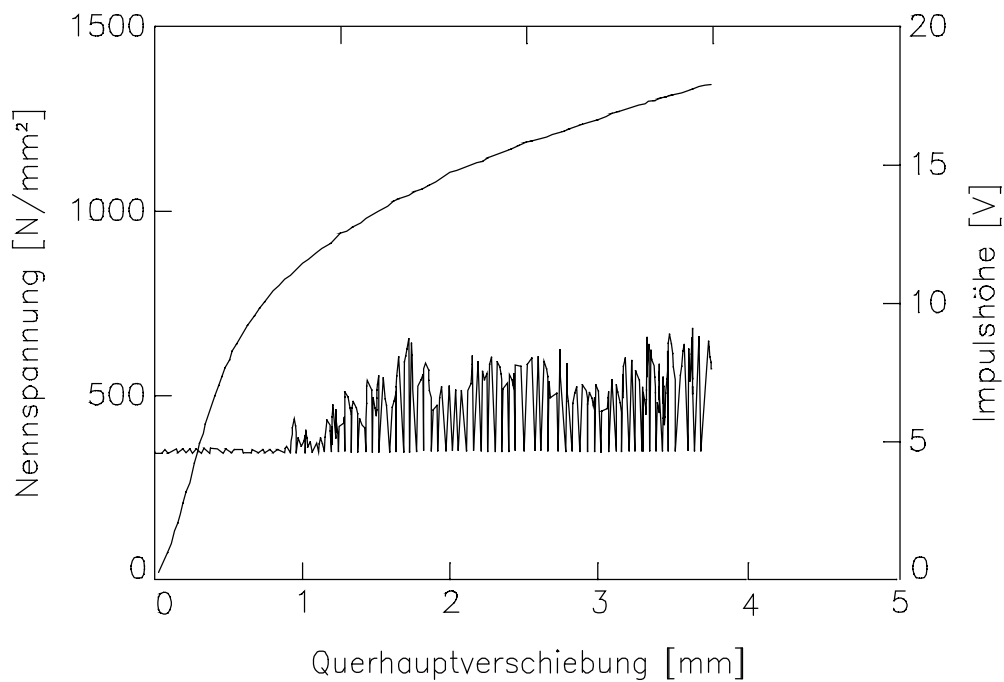


Bild 6.40: Gegenüberstellung der Zugverfestigungskurve mit dem Ergebnis der Schallemissionsanalyse für eine 60 min bei 400°C umgewandelte Probe

Bild 6.40 zeigt eine Untersuchung der Restaustenitumwandlung mittels Schallemissionsanalyse an 60 min bei 400°C umgewandelten Proben in Gegenüberstellung mit der entsprechenden Verfestigungskurve. Bei diesem Verfahren wird ausgenutzt, daß jeder Umklappprozeß, der Restaustenit in Martensit überführt, einen Schallimpuls erzeugt. Das Ergebnis zeigt sehr viele Schallimpulse, die ab einer plastischen Dehnung von 1,1% und einer Spannung von 800 N/mm² einsetzen. Die Impulshöhe steigt innerhalb weniger % Dehnung an, um bis zum Probenbruch etwa konstant zu verlaufen. Daraus läßt sich folgern, daß die Restaustenitumwandlung während des Zugversuches erst nach Überschreiten eines Spannungs- oder Dehnungsschwellwertes einsetzt und sich dann mit gleichbleibender Umwandlungsrate bis zum Probenbruch fortsetzt. Diese konstante Umwandlungsrate entspricht auch den Ergebnissen aus Bild 6.39. Die große Anzahl von einzelnen Impulsen deutet darauf, daß der Restaustenit in sehr kleinen Einheiten umwandelt und damit die Voraussetzung für den beobachteten TRIP - Effekt liefert.

6.6.6. Einfluß der Umwandlungszeit

Der Abfall der Bruchdehnung und der Zugfestigkeit für $T_u=250^\circ\text{C}$ bei kürzeren Umwandlungszeiten in Bild 6.7 und Bild 6.8 ist auf die Martensitbildung beim Abschrecken von Umwandlungs- auf Raumtemperatur zurückzuführen. Nach 2056s Umwandlung erreicht die Kohlenstoffanreicherung im Austenit etwa 1,5% (vgl. Bild 5.37), so daß sich beim Abschrecken auf Raumtemperatur gerade kein Martensit bildet. Der vorhandene Restaustenit zeigt sich jedoch wenig stabil gegen verformungsinduzierte Umwandlung (vgl. Tab. 6.3), was zu einer niedrigen Streckgrenze, zu geringen Dehngrenzwerten und dem sichtbaren Abknicken der Zugverfestigungskurve führt (vgl. Tab. 6.1). Erst bei maximal erreichbarer Umwandlung wird die höchste Zugfestigkeit und Bruchdehnung erzielt.

Bei der Umwandlungstemperatur 400°C führt eine Reduzierung der Umwandlungszeit zum Sinken der Bruchdehnung bei gleichzeitig ansteigenden bzw. gleichbleibenden Zugfestigkeiten. Der beim Abschrecken auf Raumtemperatur gebildete Martensit wirkt sich zwar negativ auf die Bruchdehnung aus, wirkt aber verfestigend, da es sich um ein härteres Gefüge handelt als der bei $T_u=400^\circ\text{C}$ gebildete obere Bainit. Die Kurve für $t_u=320$ s liegt über der Kurve für $t_u=7200$ s bei kaum verringerter Bruchdehnung. Dafür können geringe Mengen an Martensit verantwortlich sein, die beim Abschrecken entstanden sind, da nach Bild 5.37 die Kohlenstoffanreicherung im Austenit nach 320 s nicht hoch genug ist, um eine Martensitbildung vollständig zu verhindern.

Interessant ist, daß bei der Umwandlungstemperatur 400°C die Stabilität des Restaustenits mit steigender Umwandlungszeit kontinuierlich zunimmt, während sich für $T_u=250^\circ\text{C}$ bei 40% ein relatives Minimum einstellt. (vgl. Tab. 6.3 und Tab. 6.4) Durch die hohe Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs bei $T_u=400^\circ\text{C}$ steigt der Kohlenstoffgehalt im Austenit rasch an und überwiegt die mechanische Stabilisierung durch den beim Abschrecken auf RT gebildeten Martensit. Bei der Umwandlungstemperatur 250°C wird der Austenit zunächst mechanisch gegen weitere martensitische Umwandlung stabilisiert. Diese Stabilisierung, die sich auf den Widerstand gegen verformungsinduzierte Umwandlung ohnehin wenig auswirkt, nimmt mit wachsender Umwandlungszeit ab. Die für das Verformungsverhalten wichtigere chemische Stabilisierung erfolgt erst später, wenn genügend Kohlenstoff aus dem schon gebildeten Bainit in den Austenit abdiffundiert.

6.6.7. Einfluß der Verformungstemperatur

Die Temperaturabhängigkeit der in Bild 6.13 aufgetragenen Werkstoffwiderstände von 120 min bei 250°C umgewandelten Proben beruht auf der komplexen Überlagerung der Temperaturabhängigkeiten des thermischen Fließspannungsanteils, der Einsatzspannungen für umwandlungsinduzierte Plastizierungen und dynamischer Reckalterungsprozesse [140,141,142]. Aufgrund des mit sinkender Verformungstemperatur anwachsenden thermischen Fließspannungsanteils sollten die Werkstoffwiderstände zunehmen, wie es für die Streckgrenze und die 0,01% Dehngrenze zwischen 125 und -25°C auch beobachtet wird. Der Anstieg setzt sich aber zu tiefen Temperaturen nicht fort, weil dort umwandlungsinduzierte Plastizierungen auftreten. Beide Kenngrößen fallen zwischen -25 und -100°C ab, weil die Triebkraft für die Restaustenitumwandlung größer und somit die dafür erforderliche Einsatzspannung kleiner wird. Der erneute Anstieg unterhalb -100°C ist auf thermisch induzierte Restaustenitumwandlung beim Abkühlen auf Versuchstemperatur zurückzuführen (vgl. Bild 6.21). Bei den übrigen Dehngrenzen - also bei größeren plastischen Dehnungen - wirken sich umwandlungsinduzierte Dehnungsanteile schwächer aus, und es kommt insgesamt zu einem leichten Anstieg der Meßwerte unterhalb -25°C . Bei sehr tiefen Temperaturen werden die Dehngrenzen durch die Zugfestigkeit begrenzt, da durch den frühen Probenbruch die Dehnungswerte der Dehngrenzen nicht mehr erreicht werden [140]. Oberhalb -25°C ist die Temperaturabhängigkeit von $R_{p0,1}$ bis R_{p1} ebenfalls deutlich schwächer als die von R_{eS} und $R_{p0,01}$. Dies beruht auf dynamischen Reckalterungsprozessen, die aufgrund der hohen Kohlenstoffübersättigung im bainitischen Ferrit bereits in diesem Temperaturbereich auftreten können und deren festigkeitssteigernde Wirkung mit wachsender plastischer Verformung

zunimmt. Dieser Einfluß wird möglicherweise noch durch die zunehmende Instabilität des Restaustenits gegen diffusionsgesteuerten Zerfall überlagert. Zwar ist aufgrund des Anlaßschaubildes (vgl. Bild 6.25) Stabilität des Werkstoffzustandes bis 300°C gegeben, unter mechanischer Beanspruchung sind jedoch andere Verhältnisse zu erwarten. Durch Überlagerung von dynamischer Reckalterung und Restaustenitzerfall kommt es vermutlich zur Ausbildung der absoluten Minima der Meßwerte bei 150°C, die bei R_{eS} und $R_{p0,01}$ am stärksten ausgeprägt sind.

Entsprechend ist der Verlauf der Dehnungskennwerte mit der Verformungstemperatur zu erklären (vgl. Bild 6.14). Ausgehend von absoluten Maxima bei $T_v=50^\circ\text{C}$ sinkt die Bruchdehnung für steigende Temperaturen parallel zu der Einschnürdehnung, die bei $T_v=150^\circ\text{C}$ verschwindet. Dies wird durch dynamische Reckalterung bewirkt, die die Gleichmaßdehnung wenig beeinflusst, aber die plastische Verformbarkeit in der Einschnürphase herabsenkt. Bei von $T_v=50^\circ\text{C}$ fallenden Temperaturen sinken alle drei Kurven steil ab, so daß sich der Übergang duktil - spröde bei diesem hochfesten Werkstoffzustand eindeutig zwischen 25 und 0°C festlegen läßt. Überraschend ist aber, daß die Gleichmaßdehnung und damit die Bruchdehnung nach Durchlaufen eines Minimums bei -75°C wieder zu einem relativen Maximum bei -100°C ansteigt.

Aus Bild 6.21 folgt, daß die sekundäre Martensitstarttemperatur M'_S für diesen Zustand etwa -100°C beträgt. Bei Annäherung an diese Temperatur wird die Restaustenitstabilität so weit herabgesetzt, daß bei der plastischen Verformung entstehende örtliche Spannungskonzentrationen - die bruchauslösend wirken - durch lokale Restaustenitumwandlung optimal vermindert werden. Dadurch wird der Bruchvorgang hinausgezögert und umwandlungsinduzierte Plastizität erzeugt (TRIP-Effekt). Bei noch tieferen Temperaturen steigt die dehnungsbezogene Restaustenitumwandlung weiter an (vgl. Bild 6.22). Die damit verbundene ausgeprägte Martensitbildung wirkt sich zusammen mit dem beim Abkühlen auf $T_v < M'_S$ thermisch gebildeten Martensit weniger günstig auf die Verformbarkeit aus. Daher sinken Gleichmaß- und Bruchdehnung unterhalb -100°C ab. Relative Maxima der Bruchdehnung knapp oberhalb M'_S wurden auch von [33] an restaustenithaltigen, martensitisch gehärteten Stählen beobachtet.

Auf der gleichen Basis läßt sich der Temperaturverlauf der Brucheinschnürung in Bild 6.15 verstehen.

Der Anstieg des Elastizitätsmoduls mit sinkender Verformungstemperatur (vgl. Bild 6.16) beruht auf der Abnahme der Atomabstände und den damit verbundenen Änderungen der Bindungsverhältnisse [143].

Die 60 min bei 400°C umgewandelten Proben besitzen aufgrund der in Abschn. 6.6.2 und 6.6.3 erörterten Zusammenhänge durchweg geringer Festigkeitswerte und höhere Dehnungen als 120 min bei 250°C umgewandelte Proben. Für die Temperaturabhängigkeit der Kennwerte ist das Zusammenspiel der oben erörterten Mechanismen verantwortlich, wobei sich aufgrund des veränderten Umwandlungszustandes z.T. völlig andere Temperaturverläufe einstellen. Wegen des höheren Restaustenitgehaltes werden die Streckgrenze und die 0,01 bis 1%-Dehngrenzen viel stärker von umwandlungsinduzierten Dehnungsanteilen beeinflusst. R_{eS} und $R_{p0,01}$ fallen unterhalb 0°C monoton bis -125°C ab und sind unterhalb dieser Temperatur nicht mehr bestimmbar. Mit wachsender plastischer Verformung - also in der Reihenfolge $R_{p0,01}$ bis R_{p5} - werden die Kurvensteigungen flacher und es wird ein immer ausgeprägter Wiederanstieg der Meßwerte bei tiefen Temperaturen beobachtet. Bei der 0,1%-Dehngrenze ist er auf thermisch induzierte Restaustenitumwandlung beim Abkühlen zurückzuführen. Bei den übrigen Dehngrenzen kommt hinzu, daß die Auswirkung umwandlungsinduzierter Dehnungsanteile mit wachsender plastischer Verformung schwächer wird und somit der Anstieg des thermischen Fließspannungsanteils zu tiefen Temperaturen hin immer stärker zum Tragen kommt. Ferner wirken sich die durch Restaustenitumwandlungen gebildeten Martensitanteile verfestigend aus [144]. Daher verschiebt sich das auftretende Minimum der Meßwerte zu höheren Temperaturen, wie Bild 6.41 zeigt. Die 1%- und 5%-Dehngrenzen werden bei tiefen Temperaturen durch die Kurve der Zugfestigkeit begrenzt, da bei diesen Temperaturen keine größeren Bruchdehnungen auftreten (vgl. Bild 6.18). Oberhalb -100°C folgt sie etwa der Kurve der 5%-Dehngrenze. Oberhalb 50°C fächern alle Kurven aufgrund einsetzender dynamischer Reckalterungsprozesse auf. Dagegen spielt diffusionsgesteuerter Zerfall des Restaustenits aufgrund der relativ hohen Stabilität des Umwandlungszustandes (vgl. Bild 6.25) offenbar keine Rolle.

Der Temperatureinfluß auf die Dehnungskennwerte (vgl. Bild 6.18) unterscheidet sich stark von den Befunden in Bild 6.14. Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung zeigen weder einen scharf ausgeprägten Übergang duktil - spröde zu tiefen, noch einen starken Einfluß der dynamischen Reckalterung zu hohen Temperaturen hin. Dagegen wird bei der Einschnürdehnung ein relativ steiler Abfall unterhalb -100°C und oberhalb 25°C beobachtet. Aufgrund der insgesamt kleinen A_e -Werte wird der Temperaturverlauf der Bruchdehnung davon nur wenig beeinflusst. Dieser wird entscheidend von der Gleichmaßdehnung und somit vom

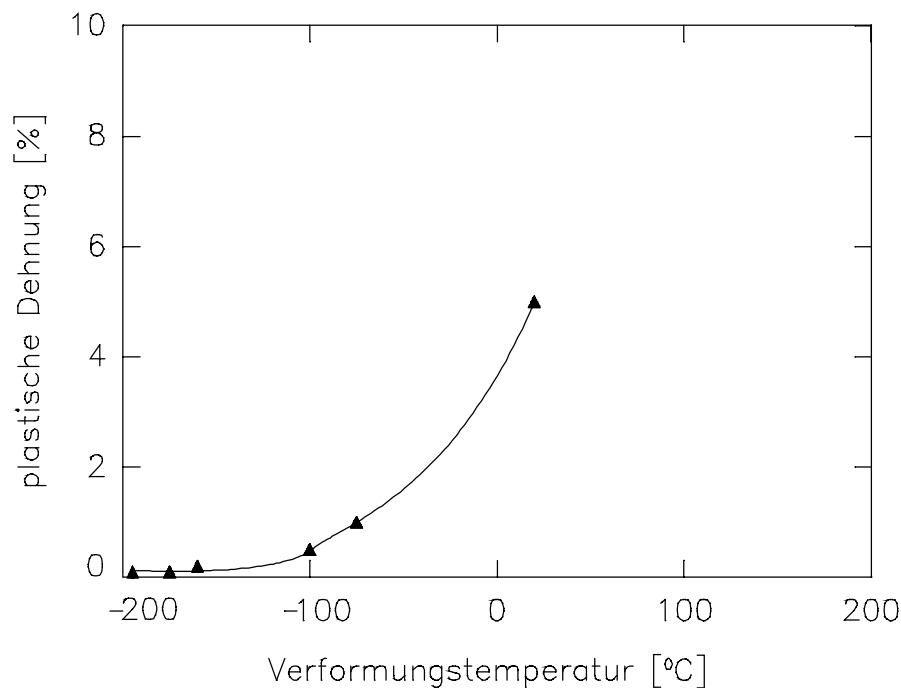


Bild 6.41: Position des Minimums der Streck- und Dehngrenzkurven in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

temperaturabhängigen TRIP-Effekt geprägt. Offensichtlich erreicht die dehnungsbezogene Restaustenitumwandlung bei Verformungstemperaturen um 100°C ein Optimum, so daß sich hohe Bruchdehnungen von knapp 40% einstellen. Mit abnehmender Verformungstemperatur steigt aufgrund der zunehmenden Triebkraft für die Umwandlung die dehnungsbezogene Umwandlungsrate leicht an. Als Folge wird der umwandlungsfähige Restaustenitanteil bei kleineren Dehnungen erschöpft und Gleichmaßdehnung sowie Bruchdehnung nehmen ab. Dieser Abfall geht bei -75°C , also etwas oberhalb M'_S (vgl. Bild 6.23) in ein Plateau über. Hierfür und für den weiteren Abfall der Meßwerte unterhalb -100°C sind ähnliche Prozesse verantwortlich, wie sie oben für das in Bild 6.14 bei -100°C auftretende Maximum von A_g und A_5 diskutiert wurden.

Die Brucheinschnürung in Bild 6.19 zeigt deutlich eine Hoch- und Tieflage der Werte mit der Übergangstemperatur $T_v = -100^{\circ}\text{C}$. Die Übergangstemperatur fällt mit der M'_S - Temperatur zusammen.

Der Elastizitätsmodul für diesen Wärmebehandlungszustand zeigt oberhalb -100°C den erwarteten, mit der Verformungstemperatur abfallenden Verlauf (vgl. Bild 6.20). Unterhalb -100°C sinken die Werte jedoch stark (gestrichelte Linie). Wie schon anhand von Bild 6.41

diskutiert verschiebt sich der Einsatz der Restaustenitumwandlung bei sinkenden Temperaturen zu kleineren Dehnungen, bis sie ab -100°C schon nach geringsten Dehnungen einsetzt. Da der Elastizitätsmodul bei zügiger Beanspruchung mittels DMS gemessen wurde, lieferte die Restaustenitumwandlung einen Dehnungsbeitrag, der die Steigung der Zugverfestigungskurven und damit den gemessenen Elastizitätsmodul erniedrigte.

6.6.8. Anlaßbeständigkeit

Die erste Anlaßstufe zeigt bei allen Umwandlungszuständen keine Wirkung, da die hier stattfindenden Vorgänge der Kohlenstoffumverteilung schon bei der bainitischen Umwandlung abgelaufen sind.

Bild 6.26 belegt, daß im Anlaßtemperaturbereich 20°C bis 300°C für niedrige Umwandlungstemperaturen (250°C) keine Restaustenitumwandlung stattfindet, während für höhere Umwandlungstemperaturen (400°C) eine leichte Abnahme des Restaustenits gefunden wird. Trotzdem verlaufen die Härtewerte aller untersuchter Umwandlungszustände in diesem Temperaturintervall konstant (vgl. Bild 6.25). Im Temperaturbereich 300°C bis 400°C zerfällt der Restaustenit der bei 250°C umgewandelten Proben fast vollständig in Ferrit und Zementit, was aber nur einen leichten Härteabfall bewirkt. Offensichtlich wird die Entfestigung durch das Ferritkornwachstum durch die Ausscheidungsverfestigung der Karbide nahezu kompensiert. Entsprechend ist der konstante Härteverlauf der bei 400°C umgewandelten Proben im Temperaturbereich 400°C bis 500°C zu erklären. Hier wird die Entfestigung wegen der stärkeren Karbidbildung vollständig kompensiert. Ab $T_a=600^{\circ}\text{C}$ kommt es dann zur Koagulation der Zementitteilchen [145] was zu dem beobachteten starken Härteabfall führt.

Zusammenfassend läßt sich feststellen, daß unterer Bainit, der im Temperaturbereich $T_u=200^{\circ}\text{C}$ bis 350°C umgewandelt wurde eine Anlaßbeständigkeit bis etwa 300°C besitzt, während der im Umwandlungstemperaturbereich 400°C bis 500°C entstandene obere Bainit bei einer geringeren Ausgangshärte, bis zu einer Anlaßtemperatur von 400°C keinen nennenswerten Härteabfall aufweist.

Für nicht restaustenithaltige bainitische Stähle wird von Anlaßbeständigkeiten bis $T_a=500^{\circ}\text{C}$ berichtet [91,146,147], da diese Stähle nicht den Mechanismus des Restaustenitzerfalls zeigen.

6.6.9. Zyklisches Verformungsverhalten

Aus Bild 6.27 und Bild 6.28 geht hervor, daß sich die Biegewechselfestigkeit beim Erhöhen der Umwandlungstemperatur von 275°C auf 350°C kaum ändert, obwohl im Zugversuch (vgl. Bild 6.3) deutliche Unterschiede in den Streckgrenzen und Zugfestigkeiten beobachtet wurden. Nach Absenken der Umwandlungstemperatur auf 250°C sinkt die Biegewechselfestigkeit, wie die ergänzenden Versuchsergebnisse in Bild 6.42 zeigen, sogar deutlich ab. Bei diesen tiefen Umwandlungstemperaturen, wo die Umwandlung sehr langsam erfolgt, kann nicht ausgeschlossen werden, daß sich beim Abschrecken von der Umwandlungstemperatur auf Raumtemperatur Martensit bildet. Dieser nicht angelassene Martensit wirkt sich nicht negativ auf die Festigkeitskennwerte bei Zugverformung aus, erniedrigt aber die Verformbarkeit und die Dauerfestigkeit des Materials.

Durch die Kugelstrahlbehandlung werden in die randnahen Werkstoffbereiche Druckeigenstressungen eingebracht, die durch verformungsinduzierte Restaustenitumwandlung noch vergrößert werden [148]. Es ist zu erwarten, daß die Druckeigenstressungen bei den vorliegenden Festigkeitswerten die Ermüdungsrißbildung behindern und dadurch die Lebensdauer erhöhen. Während bei den nicht kugelgestrahlten Proben der Ermüdungsbruch meist von einem Oberflächenfehler ausging, wurde bei den kugelgestrahlten Proben der Bruchausgang von Einschlüssen unter der Oberfläche beobachtet. Dieser Effekt läßt sich mit dem Konzept der örtlichen Dauerfestigkeit beschreiben, für das nach [149]

$$R_{bD,lokal} = R_{bW} - m \cdot \sigma^{ES} + n \cdot \Delta HV_{0,1} \quad (6.5)$$

angesetzt werden kann. Dabei ist R_{bW} die Biegedauerfestigkeit des eigenspannungsfreien Werkstoffzustandes, $m \cdot \sigma^{ES}$ der Eigenspannungs- und $n \cdot \Delta HV_{0,1}$ der Härteeinfluß auf die Biegedauerfestigkeit. Durch Kugelstrahlen bedingte Druckeigenstressungen und verfestigungsbedingte Härtesteigerung wird in der Randschicht lokal eine sehr hohe Dauerfestigkeit erreicht, die außerhalb der durch Kugelstrahlen beeinflussten Zone auf den wärmebehandlungsbedingten Ausgangswert abfällt. Bei Schwingbeanspruchung bildet sich der bruchauslösende Riß unterhalb der vom Kugelstrahlen verformten Randschicht, wenn dort lokal die Beanspruchungsamplitude über der Dauerfestigkeit liegt [148].

Einige Wechselbiegeversuche mit der bei den Zugversuchen verwendeten Charge des 80 Si 10 (vgl. Abschn. 3) zeigt Bild 6.42. Aufgrund der geringen Anzahl an Meßwerten wurde auf eine statistische Auswertung verzichtet und die Kurven durch Mittelung bestimmt. Der 120 min bei $T_u=250^\circ\text{C}$ wärmebehandelte Werkstoffzustand weist eine Wechselfestigkeit von 250 N/mm^2

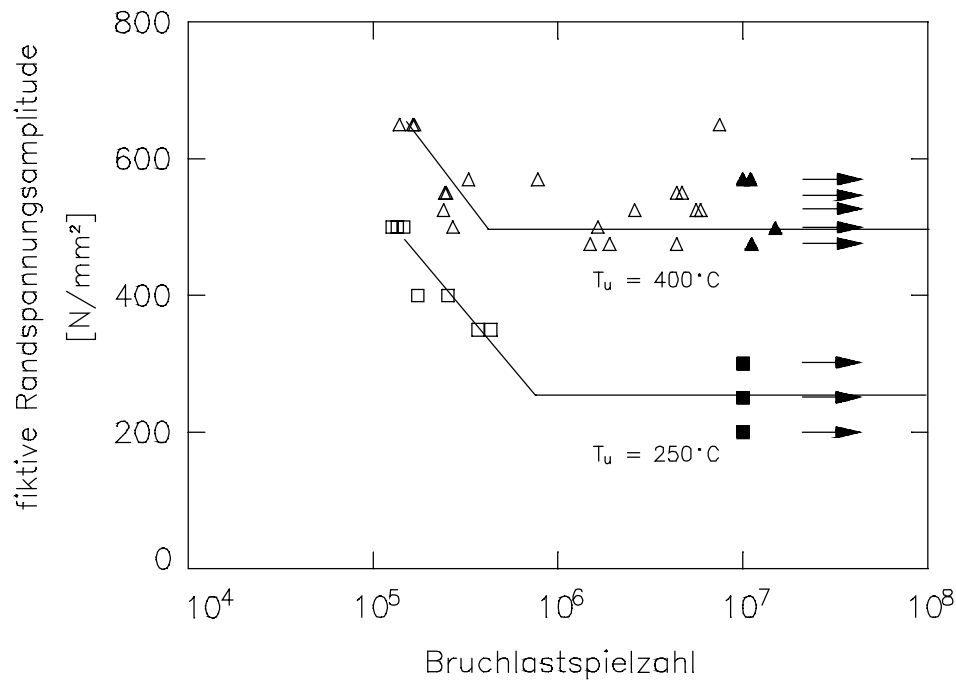


Bild 6.42: Wöhlerkurven für 120 min bei $T_u=250^\circ\text{C}$ und 60 min bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben aus 80 Si 10, im Wechselbiegeversuch ermittelt

auf. Wird die Umwandlungstemperatur auf 400°C erhöht, so steigt die Wechselfestigkeit auf 500 N/mm^2 .

Der Vergleich, der in den Biegewechsel- und den Zug-Druck-Wechselversuchen erhaltenen Wechselfestigkeiten, ergibt $R_{bw}/R_w = 1,1$. Der Knick bei 800 N/mm^2 in der doppelt logarithmisch aufgetragenen Wöhlerkurve in Bild 6.43 tritt bei einer Spannungsamplitude auf, die für diesen Wärmebehandlungszustand der Streckgrenze im Zugversuch entspricht. Bei Spannungsamplituden über 800 N/mm^2 treten daher plastische Deformationen schon im ersten Lastwechsel auf (vgl. Bild 6.31). Dann tritt nach Bild 6.30 umso ausgeprägtere Wechselentfestigung auf, je größer die Spannungsamplitude ist. Die auftretende starke Zunahme der plastischen Dehnung und vor allem das Auftreten von Maxima der $\epsilon_{a,p}$ Werte, sind die Folge einer starken Probenerwärmung. Wie Bild 6.44 für eine Spannungsamplitude von 850 N/mm^2 belegt, erwärmt sich die Probe bis zum Probenbruch auf 160°C . Dadurch entsteht eine thermisch bedingte Mitteldehnung der Probe. Außerdem sinken die Werkstoffwiderstände des Materials ab. Entsprechend der höheren Energiedissipation bei höheren Spannungsamplituden und der daraus folgenden schnelleren Erwärmung verschiebt sich das Maximum der $\epsilon_{a,p}$ - Werte zu kleineren Lastspielzahlen. Der sich anschließende Abfall der plastischen Dehnungsamplitude bei höheren Lastspielzahlen ist auf dynamische Reckalterung zurückzuführen, die bei zügiger Beanspruchung, allerdings bei einer Verformungsgeschwindigkeit von $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{ 1/s}$, oberhalb 75°C

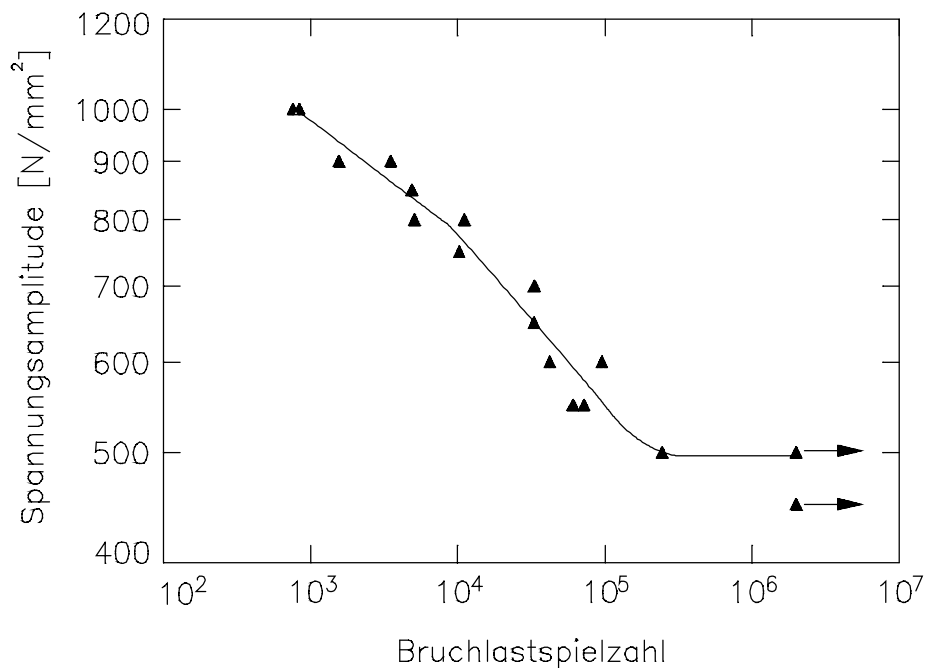


Bild 6.43: Spannungswöhlerkurve für 60 min bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben aus 80 Si 10, im Zug-Druck-Versuch ermittelt

auftritt. Dynamische Reckalterungsvorgänge bewirken aufgrund der Wechselwirkung der Kohlenstoffatomen mit den Gleitversetzungen eine Anhebung der Festigkeitskennwerte und damit eine Abnahme der plastischen Dehnungsamplituden [150].

Spannungskontrollierte und der totaldehnungskontrollierte Versuche liefern nach Bild 6.35 die gleiche zyklische Nennspannungs-Totaldehnungs-Kurve. Die zyklische Verfestigungskurve liegt unterhalb der zügigen Verfestigungskurve, was mit der beobachteten Wechselentfestigung verträglich ist. Die zyklische Streckgrenze ist $R_{eS,zykl}=700 \text{ N/mm}^2$ ist damit etwas kleiner als die zügig ermittelte. Allerdings wurde die zügige Verfestigungskurve bei einer Dehngeschwindigkeit von 10^{-4} 1/s und die zyklischen Versuche mit einer Dehngeschwindigkeit von 10^{-2} 1/s ermittelt. Bei gleicher Dehngeschwindigkeit würde die zügige Verfestigungskurve noch weiter oberhalb der zyklischen verlaufen. Der Verlauf der zyklischen Verfestigungskurve wird durch das Ansteigen der Probenerwärmung und die auftretende dynamische Reckalterung geprägt, da bei der Bezugslastspielzahl $N=N_B/2$ die Probentemperatur fast ihr Maximum erreicht hat und die plastischen Dehnungsamplituden wieder stark abgesunken sind. Gleichzeitig wandelt mehr Restaustenit in Martensit um, was ebenfalls eine Verfestigung verursacht.

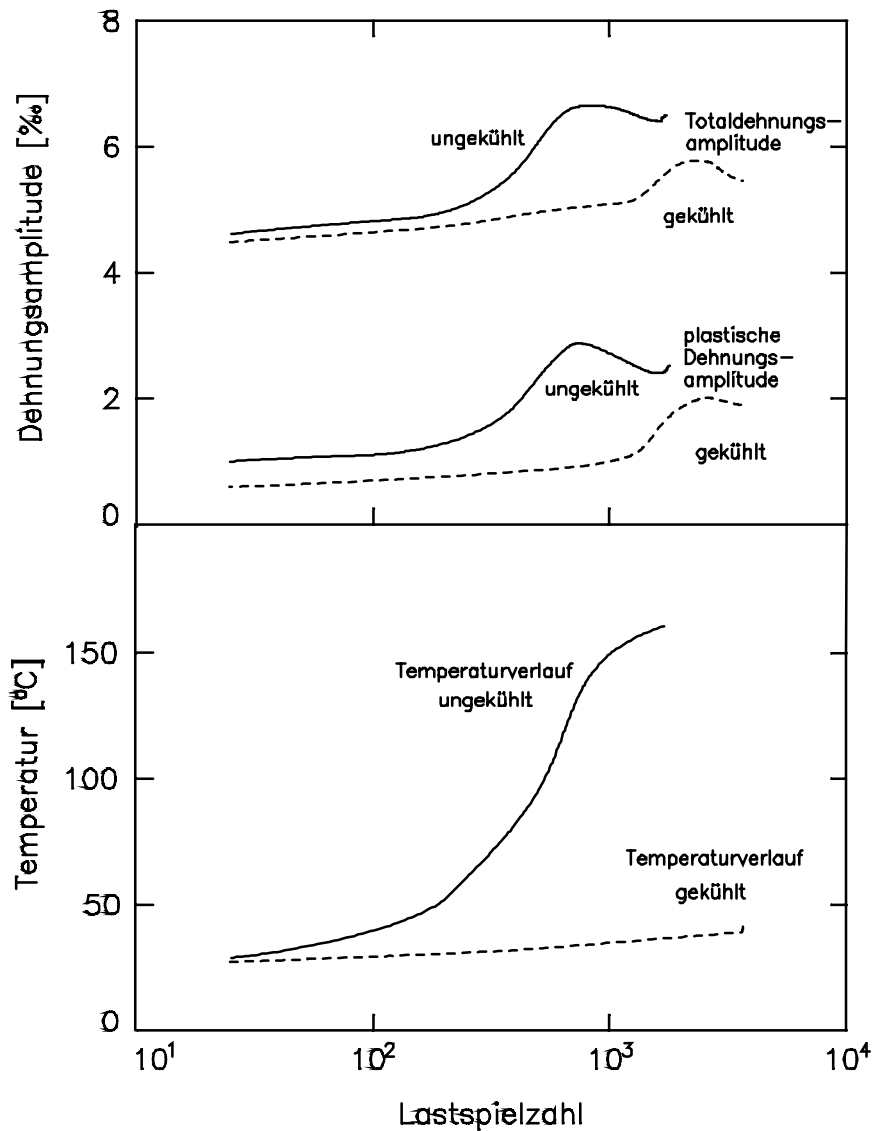


Bild 6.44: Verlauf der Probenerwärmung, der Totaldehnungs- und der plastischen Dehnungsamplitude für $\sigma_a=850 \text{ N/mm}^2$, jeweils gekühlt und ungekühlt

Die gemessenen Restaustenitgehalte in Bild 6.33 zeigen eine große Streuung. Die Restaustenitgehalte des Probenkopfes liegen bei etwa 30 Vol%. Das entspricht dem Restaustenitgehalt des vorliegenden Wärmebehandlungszustandes. Die Restaustenitgehalte in der Meßstrecke nehmen linear mit der Spannungsamplitude ab, entsprechend nimmt der Anteil des umgewandelten Restaustenits linear zu. Interessanterweise wird bei Nennspannungen, die diesen Spannungsamplituden entsprechen, noch keine Restaustenitumwandlung beobachtet. Das bedeutet, daß die schwingende Beanspruchung Restaustenitumwandlungen begünstigt. Auch unterhalb $\sigma_a = 800 \text{ N/mm}^2$, wo keine plastischen Dehnungsamplituden mehr zu beobachten sind, tritt eine Restaustenitumwandlung auf. Aus der Extrapolation der Restaustenitgehalte des Probenkopfes und der Meßstrecke zu geringeren Spannungsamplituden

folgt, daß, ein Schwellwert von $\sigma_a = 350 \text{ N/mm}^2$ existiert, unterhalb dem keine Restaustenitumwandlung mehr auftritt.

7. Mechanische Untersuchungen an 80 Si 13

7.1. Zügiges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

7.1.1. Einfluß der Umwandlungstemperatur

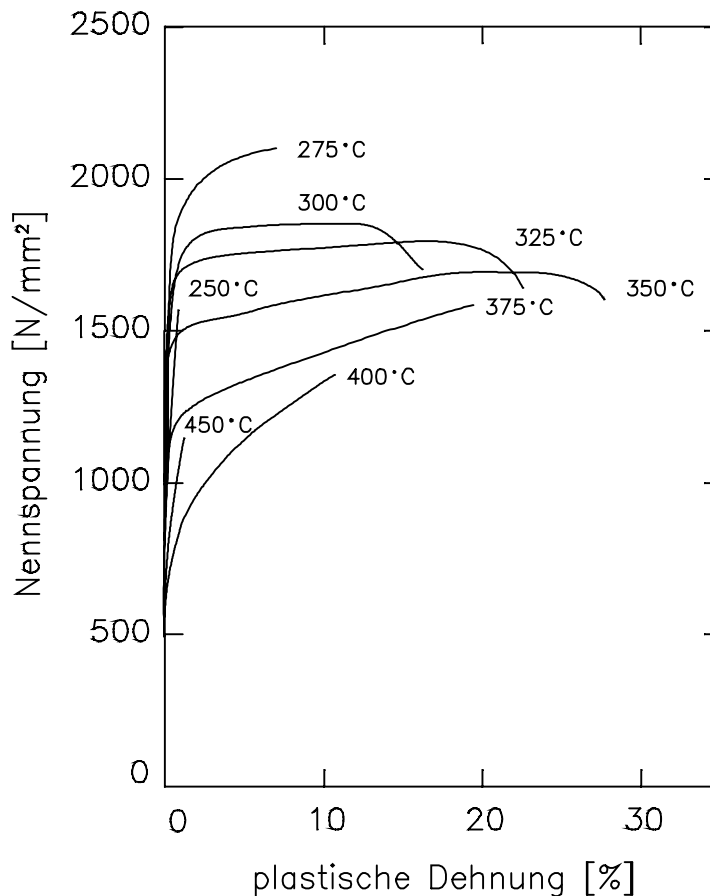


Bild 7.1: σ_n, ϵ_p - Kurven bei Raumtemperatur

Bild 7.1 zeigt den Zusammenhang zwischen der Nennspannung und der plastischen Dehnung wie er sich bei der Raumtemperatur-Zugverformung von unterschiedlich umgewandeltem 80 Si 13 ergibt. Bei den einzelnen Kurven sind die Temperaturen vermerkt, bei denen die Zugproben 2 Stunden umgewandelt wurden. Bei einer Umwandlungstemperatur von $T_u=250^\circ\text{C}$ wird eine Zugfestigkeit von 1600 N/mm^2 beobachtet. Sie steigt bis $T_u=275^\circ\text{C}$ zum Maximalwert von 2200 N/mm^2 mit einer Bruchdehnung von 6% an. Mit weiter steigenden Umwandlungstemperatur nehmen die Zugfestigkeiten stetig ab. Die Bruchdehnungen steigen bis $T_u=350^\circ\text{C}$ zu einem Maximum von etwa 29% mit einer Zugfestigkeit von 1700 N/mm^2 an und fallen zu höheren Umwandlungstemperaturen wieder ab. Eine Einschnürung der Proben fand

nur bei Umwandlungstemperaturen von 300°C bis 350°C statt. In diesem Temperaturintervall wird der Beginn der Einschnürung durch einen nahezu linearen Verfestigungsanstieg zu größeren Dehnungen verschoben.

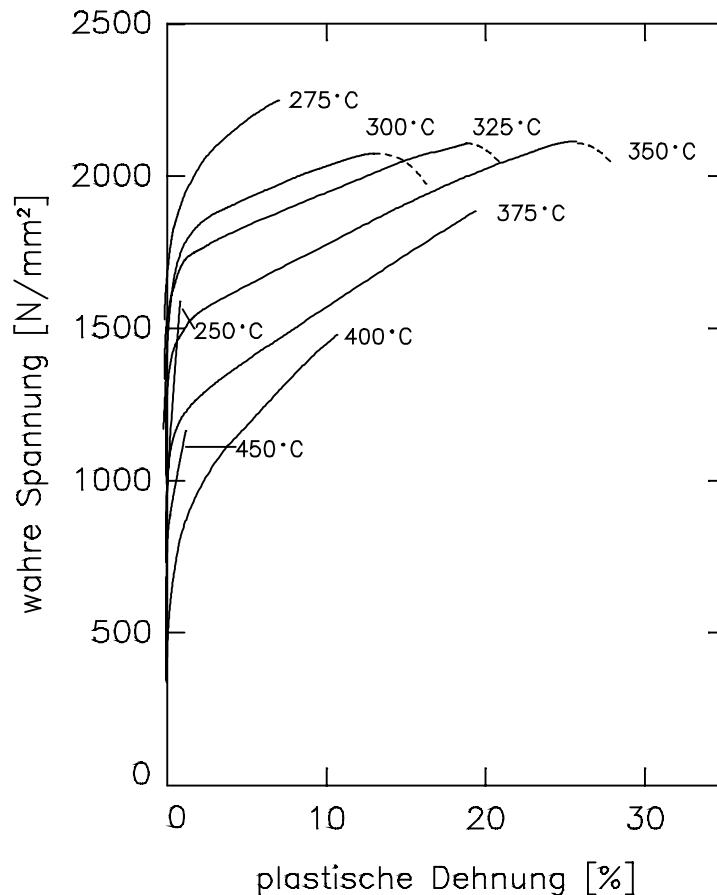


Bild 7.2: σ_w, ϵ_p - Kurven bei Raumtemperatur

Die Kurven der wahren Spannung (Bild 7.2) sind, wie im Abschn. 6.1.1 beschrieben, unter Voraussetzung der Volumenkonstanz aus den Nennspannungskurven berechnet. Da diese Rechnung nur bis zur Gleichmaßdehnung gültige Werte liefert, sind die Kurvenverläufe nach Beginn der Einschnürung gestrichelt eingezeichnet. Bei Umwandlungstemperaturen von 300°C bis 350°C setzt die Einschnürung konstant bei der wahren Spannung von 2100 N/mm^2 ein, und der lineare Verfestigungsanstieg verläuft in diesem Temperaturintervall parallel. Bei Umwandlungstemperaturen über $T_u=350^\circ\text{C}$ wächst die Steigung des linearen Kurventeils und der Bruch tritt vor Beginn der Einschnürung auf.

Bild 7.3 zeigt, daß die Zugfestigkeit bei 275°C ein Maximum von 2200 N/mm^2 aufweist und mit steigenden Temperaturen monoton bis auf 1200 N/mm^2 bei 450°C, mit sinkenden

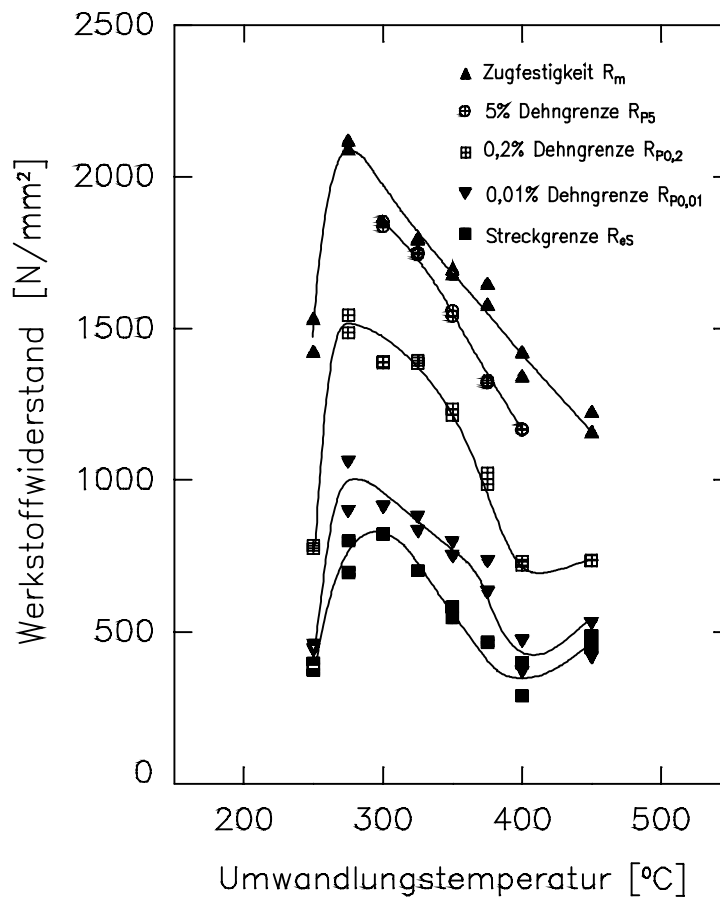


Bild 7.3: Zugfestigkeit R_m , verschiedene Dehngrenzen R_{px} und Streckgrenze R_{eS} bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=2h$)

Temperaturen auf 1500 N/mm^2 bei 250°C abfällt. Die 5% Dehngrenze wurde nur im Temperaturbereich $T_u=300^\circ\text{C}$ bis $T_u=400^\circ\text{C}$ bestimmt, da nur hier Gleichmaßdehnungen über 5% auftreten. Die Dehngrenzen und die Streckgrenze zeigen etwa die gleiche Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur wie die Zugfestigkeit, wobei oberhalb 400°C Wiederanstiege der Meßwerte beobachtet werden.

Nach Bild 7.4 steigt die Bruchdehnung von sehr kleinen Werten bei 250°C zu einem Maximum von 29% bei 350°C an und fällt bis 450°C wieder auf Werte um 1% ab. Bei tiefen und bei hohen Umwandlungstemperaturen setzt der Probenbruch ohne Einschnürung ein. Nur im Temperaturbereich 300°C bis 350°C tritt eine Einschnürdehnung von etwa 6% auf. Das Maximum der Gleichmaßdehnung von etwa 23% wird bei 375°C beobachtet.

Die Abhängigkeit der Brucheinschnürung Z von der Umwandlungstemperatur entspricht nach Bild 7.5 etwa der der Bruchdehnung. Von 0% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ steigt sie zum Maximum von etwa

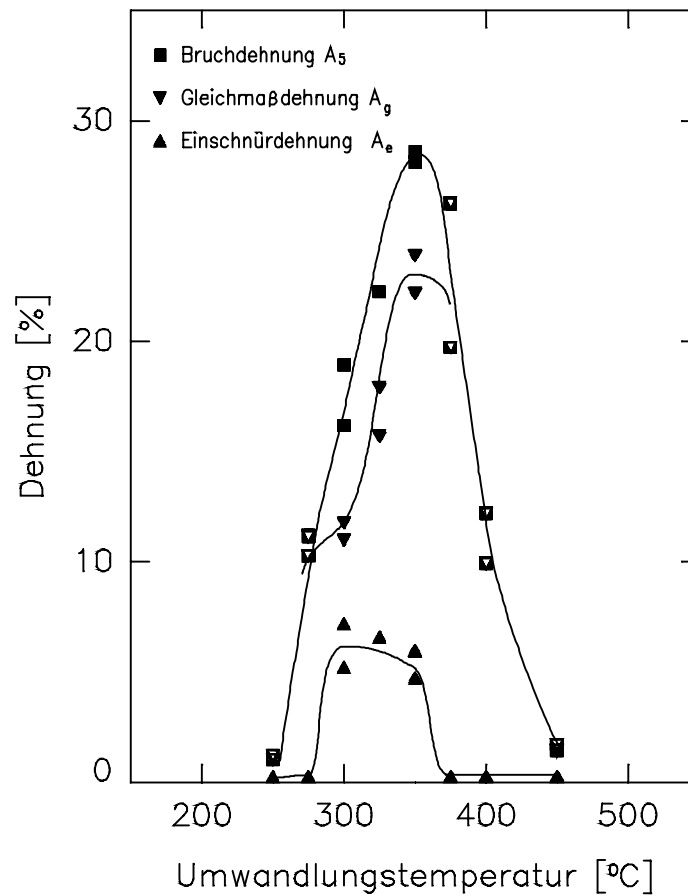


Bild 7.4: Bruchdehnung A_5 , Einschnürdehnung A_e und Gleichmaßdehnung A_g bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=2h$)

35% bei $T_u=300^\circ\text{C}$ an und fällt ab $T_u=350^\circ\text{C}$ kontinuierlich auf Werte unter 3% bei 450°C ab.

Bild 7.6 zeigt den mittels Dehnmeßstreifen bei zügiger Beanspruchung ermittelten Elastizitätsmodul E als Funktion der Umwandlungstemperatur. Im betrachteten Umwandlungstemperaturintervall $250^\circ\text{C} \leq T_u \leq 375^\circ\text{C}$ gilt

$$E(T_u) = -123 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}} \cdot T_u + 223\,600 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (7.1)$$

Oberhalb 375°C sinken die Meßwerte etwas schwächer auf $170\,000 \text{ N/mm}^2$ bei 450°C ab.

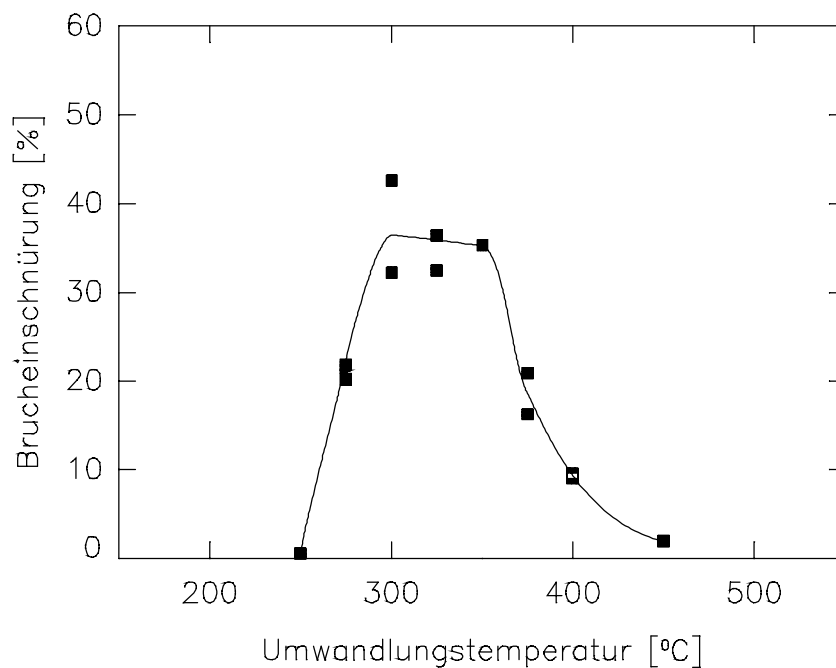


Bild 7.5: Bruchdehnung Z bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=2h$)

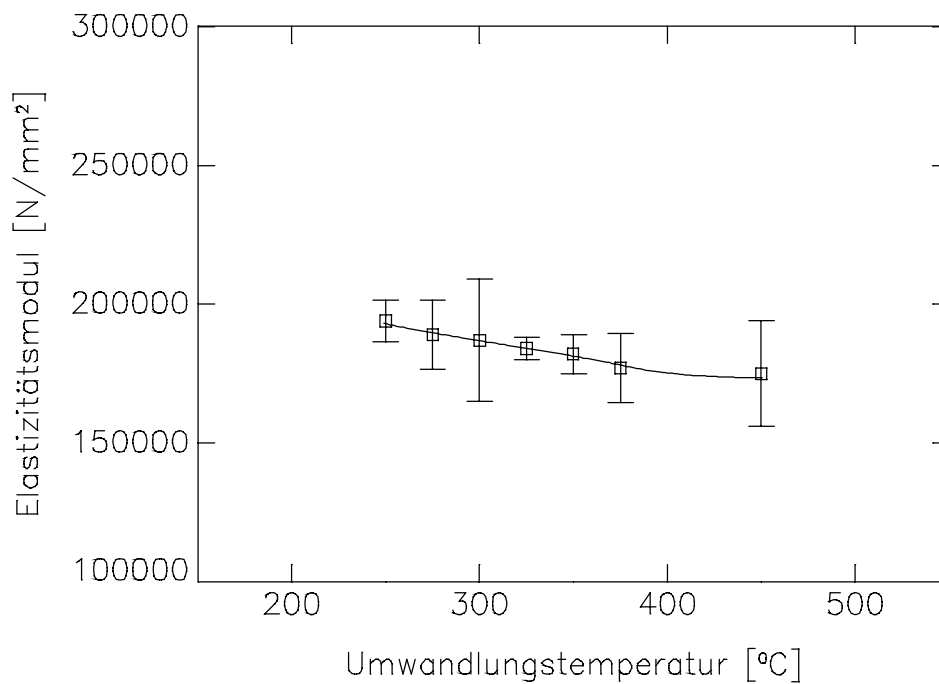


Bild 7.6: Elastizitätsmodul bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=2h$)

7.1.2. Einfluß der Umwandlungszeit

Umwandlungszeit [s]	60	300	600	1200	3000	6000	7200
Bainitanteil [Vol%]	9,0	36,3	43,7	46,7	47,4	47,9	49,0
Rest austenit [Vol%]	16,6	21,5	39,9	53,3	48,3	50,8	42,4

Tab. 7.1: Umwandlungszeiten und dabei eingestellte Bainit- und Restaustenitmengen

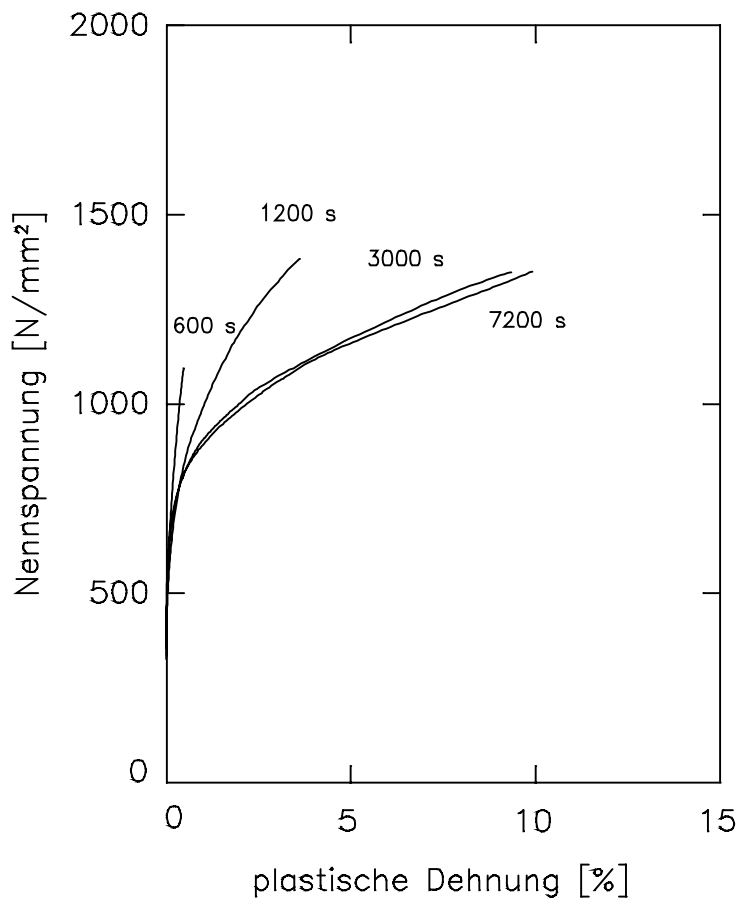


Bild 7.7: Zugverfestigungskurven von unterschiedlich lange bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben

Unterschiedlich lange Umwandlung von 80 Si 13 bei 400°C führt zu den in Tab. 7.1 aufgeführten Bainit und Restaustenitmengen. Der bei kürzeren Zeiten zu 100% fehlende

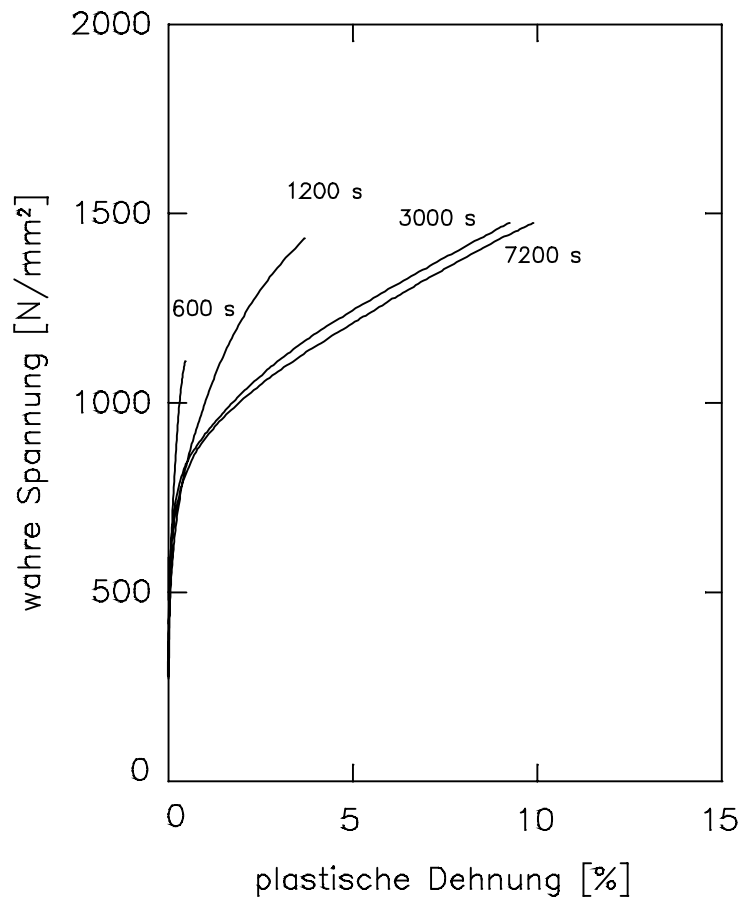


Bild 7.8: σ_w, ε_p - Kurven von unterschiedlich lange bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben

Gefügeanteil ist Martensit, der beim Abschrecken auf Raumtemperatur aus dem nicht umgewandelten Austenit entstanden ist. Nach 1200 s Umwandlung treten nur Bainit und Restaustenit auf. Nach 3000 s tritt dann Karbid als dritter Bestandteil auf.

Der Einfluß der Umwandlungszeit auf die Zugverfestigungskurven für die bei 400°C umgewandelten Proben ist in Bild 7.7 und auf die $\sigma_w\text{-}\varepsilon_p$ -Kurven in Bild 7.8 dargestellt. Die bei 60 s und 300 s umgewandelten Proben brechen aufgrund ihres hohen Martensitanteils bei $R_m \leq 1000 \text{ N/mm}^2$ fast ohne plastische Verformung. Ab 600 s Umwandlungszeit tritt eine meßbare Bruchdehnung auf. Bei längeren Umwandlungszeiten nimmt die Bruchdehnung weiter zu, wobei die Zugfestigkeit oberhalb 1200 s wieder absinkt. Die $\sigma_w\text{-}\varepsilon_p$ -Kurven in Bild 7.8 zeigen die gleiche Tendenz wie Bild 7.7, wobei der Probenbruch bei $1200 \text{ s} \leq t_u \leq 7200 \text{ s}$ stets bei der wahren Spannung von knapp 1500 N/mm^2 eintritt.

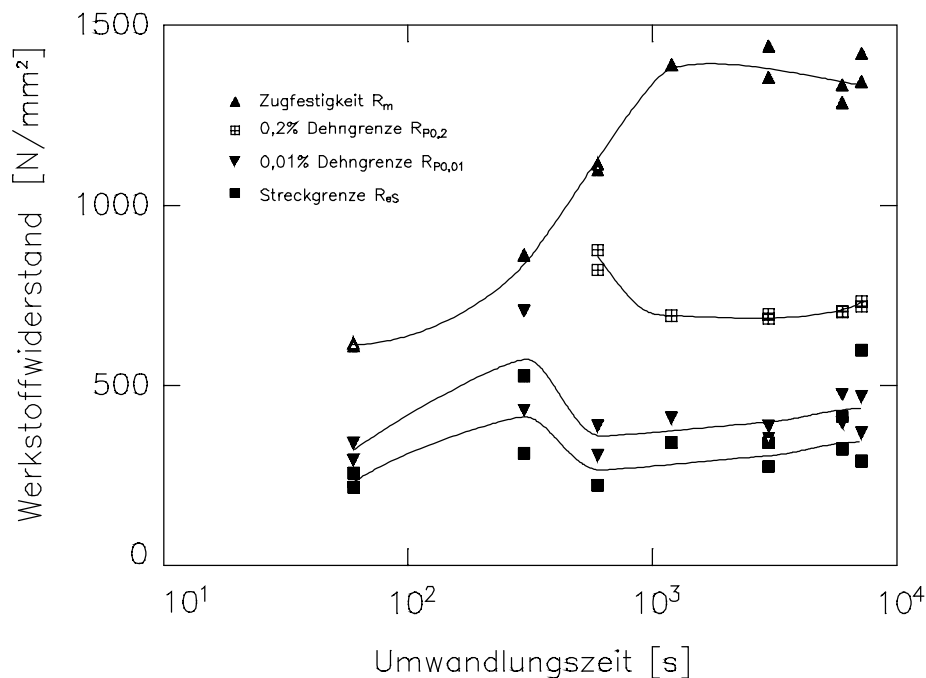


Bild 7.9: Zugfestigkeit R_m , Streckgrenze R_{eS} und 0,2% sowie 0,01% Dehngrenze ($R_{p0,2}$ und $R_{p0,01}$) als Funktion der Umwandlungszeit ($T_u=400^\circ\text{C}$)

Die Zugfestigkeit in Bild 7.9 steigt mit wachsender Umwandlungszeit von 600 N/mm² bei 60 s auf 1400 N/mm² bei 1200 s an und nimmt leicht bis auf 1300 N/mm² bei 7200 s ab. Die 0,2% Dehngrenze wird nur im Bereich über 300 s beobachtet, da nur hier Gleichmaßdehnungen über 0,2% erreicht werden. Sie fällt von 850 N/mm² bei 600 s auf 700 N/mm² bei 1200 s ab und verläuft dann bis 7200 s etwa konstant. Die Streckgrenze steigt von 250 N/mm² bei 60 s zu einem Maximum von 450 N/mm² bei 300 s an, bildet bei 600 s ein relatives Minimum und nimmt bis 7200 s kontinuierlich auf 350 N/mm² zu. Die 0,01% Dehngrenze zeigt die gleiche Abhängigkeit von der Umwandlungszeit wie die Streckgrenze und ist lediglich um 100 N/mm² zu höheren Spannungen verschoben.

Bild 7.10 zeigt die Bruchdehnung als Funktion der Umwandlungszeit. Sie verläuft bis 600 s bei sehr geringen Werten und steigt bis zum Maximum von 11% bei 3000 s an und fällt bis 7200 s auf 10% ab. Da bei allen untersuchten Umwandlungszeiten keine Brucheinschnürung auftrat, ist die Gleichmaßdehnung identisch mit der Bruchdehnung.

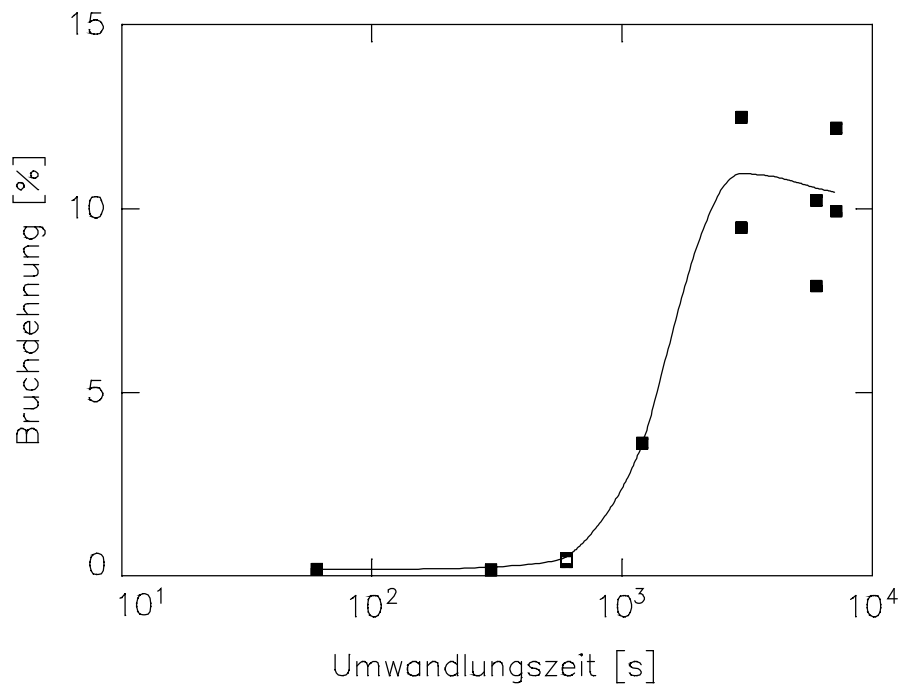


Bild 7.10: Bruchdehnung A_5 in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit ($T_u=400^\circ\text{C}$)

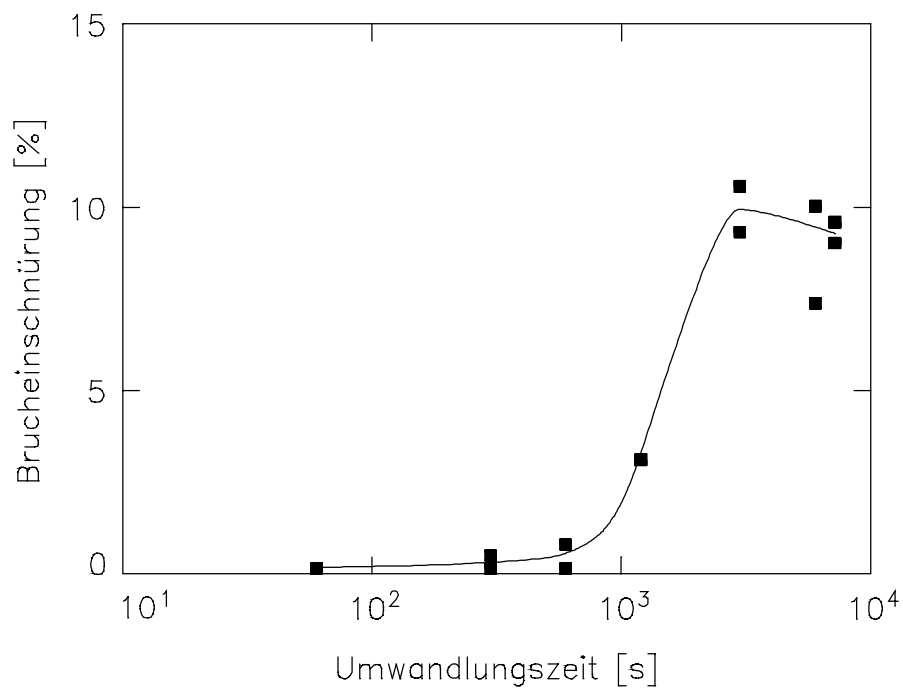


Bild 7.11: Bruchdehnung Z in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit ($T_u=400^\circ\text{C}$)

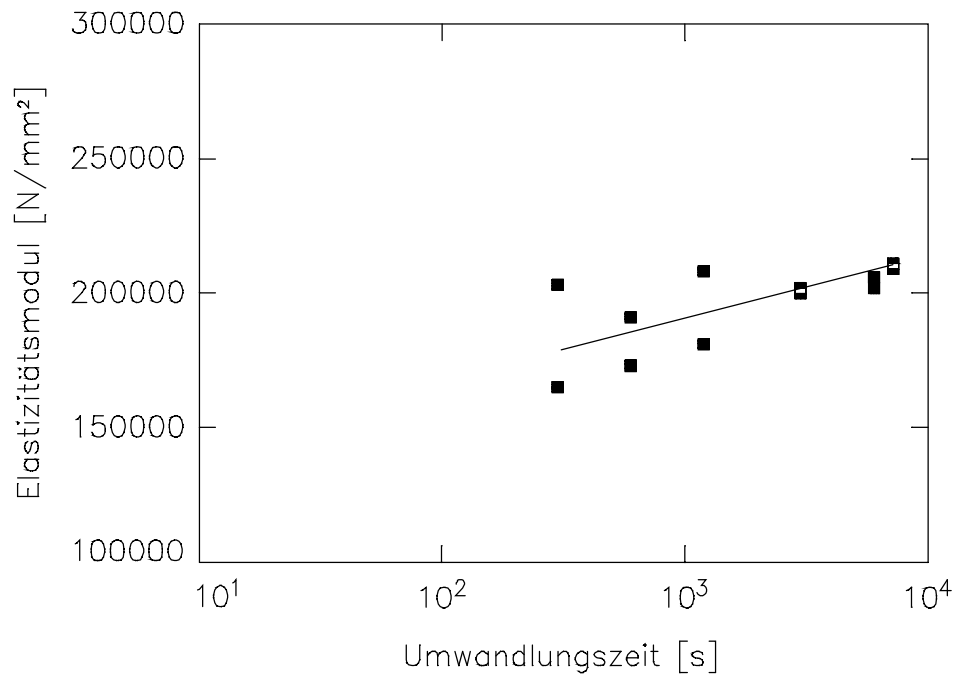


Bild 7.12: Elastizitätsmodul E in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit ($T_u=400^\circ\text{C}$)

Die Brucheinschnürung in Bild 7.11 zeigt die gleiche Abhängigkeit von der Umwandlungszeit wie die Bruchdehnung in Bild 7.10. Sie steigt ab 600 s zum Maximum von 10% bei 3000 s an und fällt bis 7200 s wieder auf 9% ab.

Der in Bild 7.12 dargestellte Elastizitätsmodul läßt sich durch

$$E(t_u) = 19\,400 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \lg t_u + 133\,000 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (7.2)$$

annähern.

7.1.3. Verfestigungsbedingte Restaustenitumwandlungen

In Bild 7.13 sind die im Probenkopf, in der Meßstrecke nach Erreichen der Gleichmaßdehnung und auf der Bruchfläche der 2 Stunden umgewandelten Proben gemessenen Restaustenitgehalte in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur aufgetragen. Der Restaustenitgehalt im Probenkopf steigt von 28 Vol% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ auf ein relatives Maximum von 30 Vol% bei $T_u=275^\circ\text{C}$ und bildet bei $T_u=300^\circ\text{C}$ ein relatives Minimum von 25 Vol%.

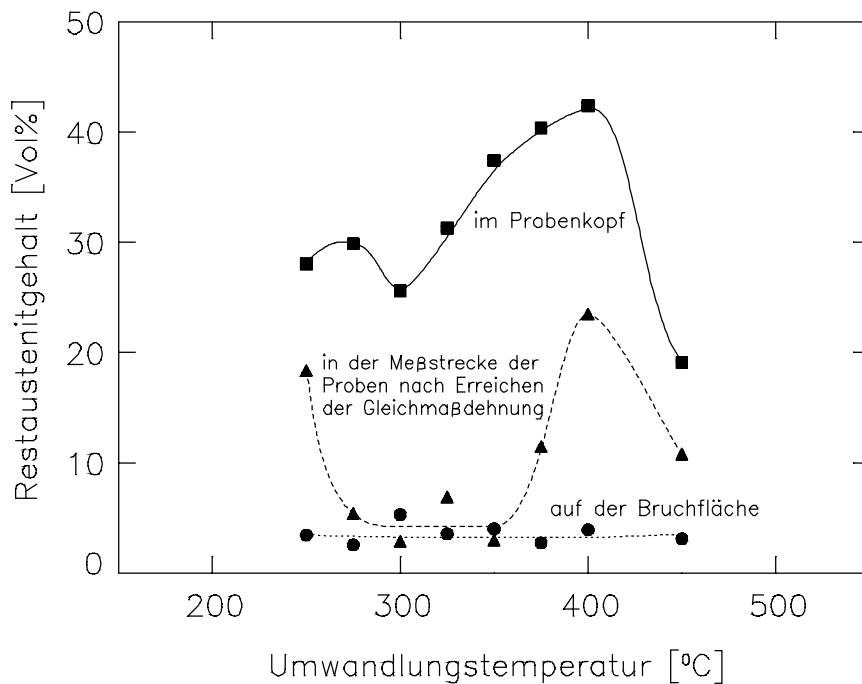


Bild 7.13: Restaustenitgehalte im Probenkopf, in der Meßstrecke und auf der Bruchfläche in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur ($t_u=2h$)

Von $T_u=300^\circ\text{C}$ bis $T_u=400^\circ\text{C}$ steigen die Restaustenitwerte bis zum absoluten Maximum von 42 Vol% an und sinken bis 450°C auf 20 Vol% ab. Die Restaustenitwerte in der Meßstrecke fallen von 20 Vol% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ auf etwa 4 Vol% im Temperaturbereich 300°C bis 350°C . Bei $T_u=400^\circ\text{C}$ wird das Maximum von 22 Vol% erreicht und bis $T_u=450^\circ\text{C}$ sinken die Werte auf etwa 10 Vol% ab. Die Restaustenitgehalte der Bruchfläche verlaufen unabhängig von der Umwandlungstemperatur konstant bei etwa 3 Vol%.

Der während der Verformung der Proben im Zugversuch umgewandelte Restaustenit, die ΔRA -Kurve in Bild 7.14, steigt von 10 Vol% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ auf ein Plateau von 24 Vol% beiderseits 300°C und weiter zu einem Maximum von 35 Vol% bei $T_u=350^\circ\text{C}$ an. Bei weiter steigenden Umwandlungstemperaturen fällt die Kurve auf etwa 8 Vol% bei $T_u=450^\circ\text{C}$ ab. Die $\Delta RA/A_g$ T_u -Kurve fällt von 8 Vol%/ % bei $T_u=250^\circ\text{C}$ auf etwa 2 Vol%/ % bei $T_u=275^\circ\text{C}$ ab und steigt ab $T_u=400^\circ\text{C}$ wieder auf etwa 5 Vol%/ % an.

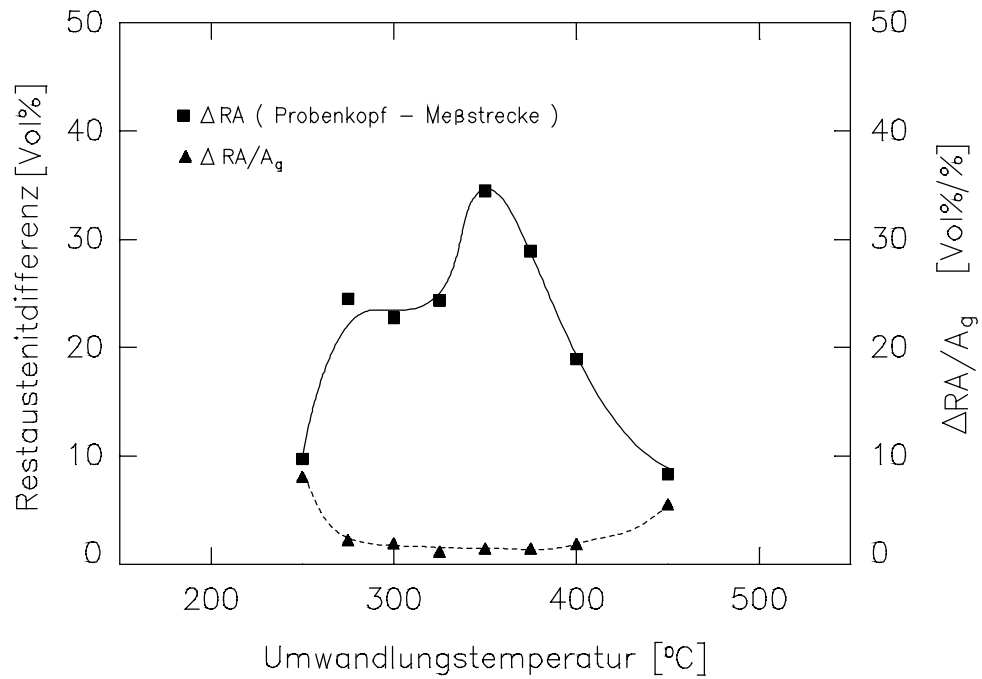


Bild 7.14: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur ($t_u=2h$)

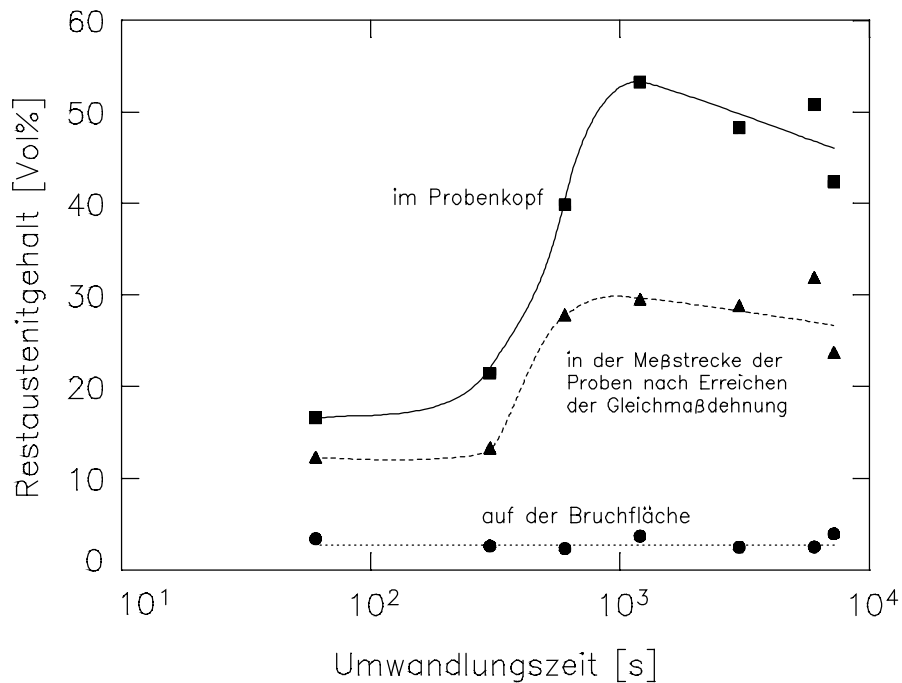


Bild 7.15: Restaustenitgehalte im Probenkopf, in der Meßstrecke und auf der Bruchfläche in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit ($T_u=400^\circ C$)

Bild 7.15 zeigt die Abhängigkeit des Restaustenitgehaltes in Probenkopf, in der Meßstrecke nach Erreichen der Gleichmaßdehnung und auf der Bruchfläche der bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben von der Umwandlungszeit. Die Restaustenitwerte für den Probenkopf steigen von 17 Vol% bei 60 s zum Maximum von 52 Vol% bei 1200 s und sinken bis 7200 s wieder auf 45 Vol% ab. Die Restaustenitgehalte der Meßstrecke zeigen eine ähnliche Abhängigkeit von der Umwandlungszeit. Die Restaustenitgehalte der Bruchfläche verlaufen konstant bei etwa 3 Vol%.

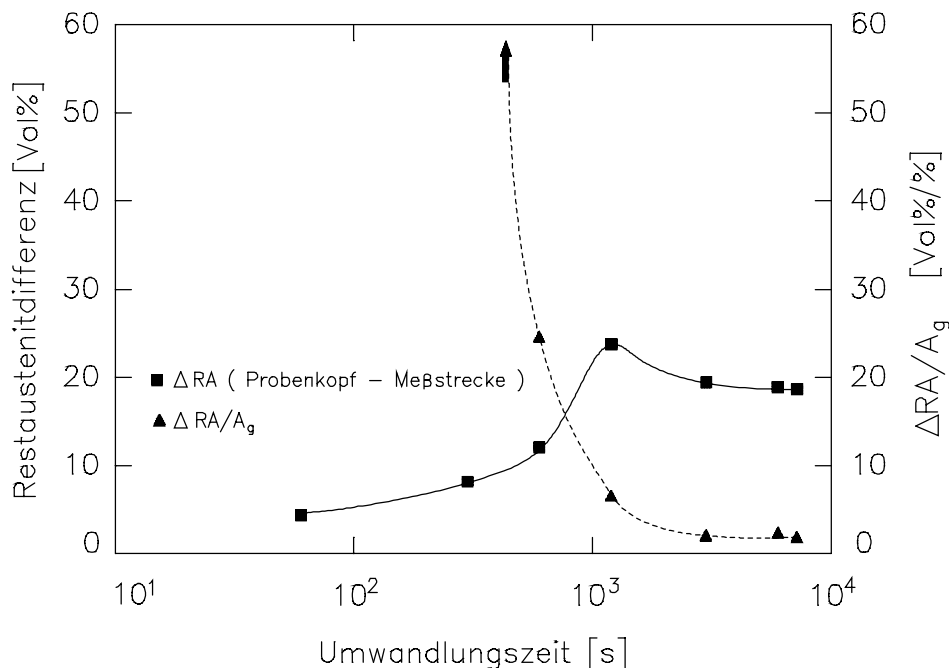


Bild 7.16: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit ($T_u=400^\circ\text{C}$)

Die während des Zugversuches umgewandelte Restaustenitmenge ΔRA nimmt nach Bild 7.16 mit wachsender Umwandlungszeit bis zum Maximum von 23 Vol% bei 1200 s zu und nimmt bis 7200 s etwas bis auf 19 Vol% ab. Die auf die Gleichmaßdehnung bezogene Restaustenitdifferenz $\Delta RA/A_g$ fällt steil von sehr hohen Werte bei kurzen Umwandlungszeiten auf 2 Vol%/‰ bei 7200 s ab.

7.2. Temperatureinfluß auf das zügige Verformungsverhalten

Die Untersuchung des Temperatureinflusses auf das zügige Verformungsverhalten von 80 Si 13 wurde an 60 Minuten bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben durchgeführt. Der erzielte Wärmebehandlungszustand besitzt nach Abschn. 7.1.1 die besten

Duktilitätseigenschaften. Die Verformungsexperimente erfolgten zwischen Raumtemperatur und -150°C bei jeweils um 25°C unterschiedlichen Temperaturen.

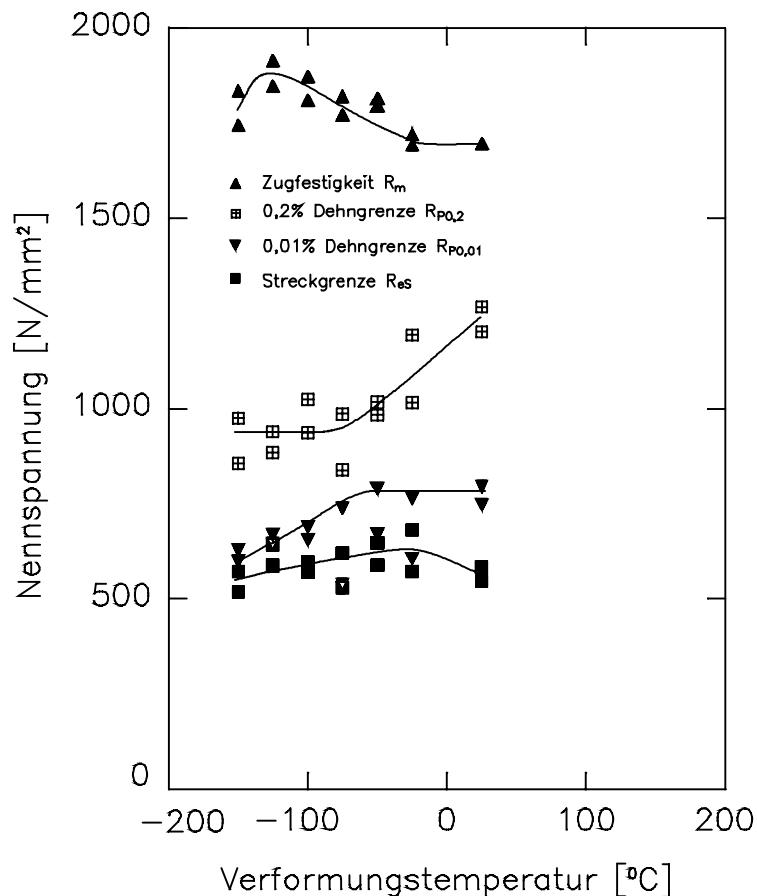


Bild 7.17: Streckgrenze R_{es} , verschiedene Dehngrenzen R_{px} und Zugfestigkeit R_m für $T_u=350^{\circ}\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur ($t_u=60$ min)

Die Streckgrenze nimmt nach Bild 7.17 von 560 N/mm^2 bei -150°C auf 640 N/mm^2 bei -25°C zu und fällt dann wieder auf 580 N/mm^2 bei 20°C ab. Die 0,01% Dehngrenze steigt dagegen von etwa 600 N/mm^2 bei -150°C auf einen konstanten Wert von etwa 700 N/mm^2 an. Die 0,2% Dehngrenze steigt von dem konstanten Wert 850 N/mm^2 im Temperaturbereich -150°C bis -75°C auf 1200 N/mm^2 bei Raumtemperatur an. Die Zugfestigkeit wächst von 1800 N/mm^2 bei $T_v=-150^{\circ}\text{C}$ zum Maximum von etwa 1900 N/mm^2 bei -125°C an und sinkt bis Raumtemperatur kontinuierlich auf etwa 1800 N/mm^2 .

Nach Bild 7.18 sind die Bruchdehnung und die Gleichmaßdehnung unterhalb -75°C gleich groß. Bei Raumtemperatur erreichen sie ein absolutes Maximum von $A_5=28\%$ und $A_g=24\%$. Die Einschnürdehnung erreicht ihr Maximum von 3% bei $T_v=-25^{\circ}\text{C}$. Entsprechend der

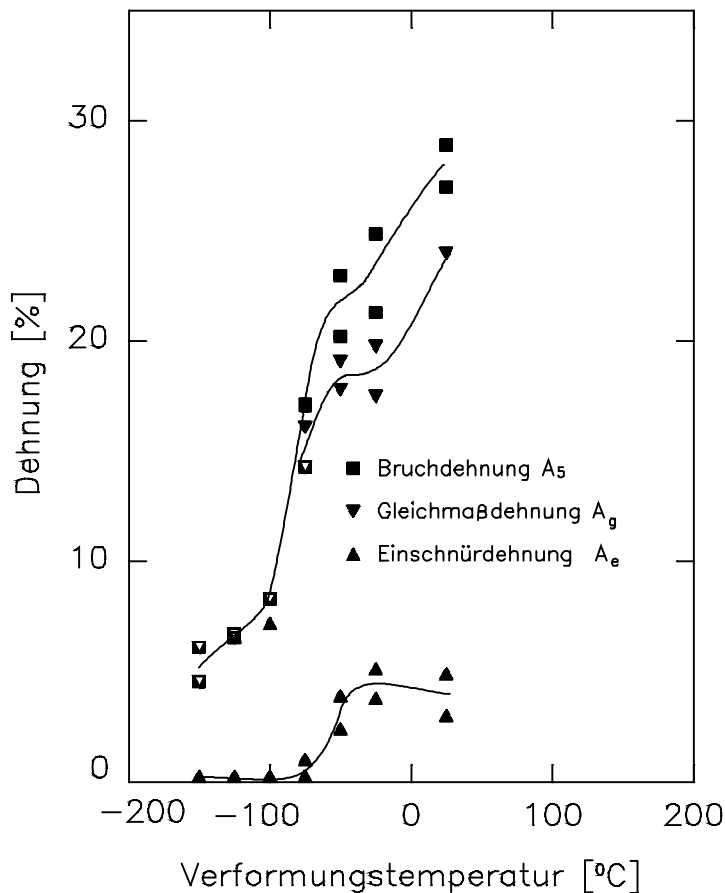


Bild 7.18: Bruchdehnung A_5 , Gleichmaßdehnung A_g und Einschnürdehnung A_e für $T_u=350^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

Einschnürdehnung unterscheiden sich die Gleichmaßdehnung und die Bruchdehnung nur im Temperaturbereich $T_v=-75^\circ\text{C}$ bis Raumtemperatur.

Die Brucheinschnürung in Bild 7.19 zeigt eine Hoch- und Tieflage der Werte mit einer Übergangstemperatur von $T_v=-50^\circ\text{C}$.

Die Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls von der Verformungstemperatur läßt sich durch

$$E(T_v) = -86 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}} \cdot T_v + 195\,000 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (7.3)$$

beschreiben (vgl. Bild 7.20).

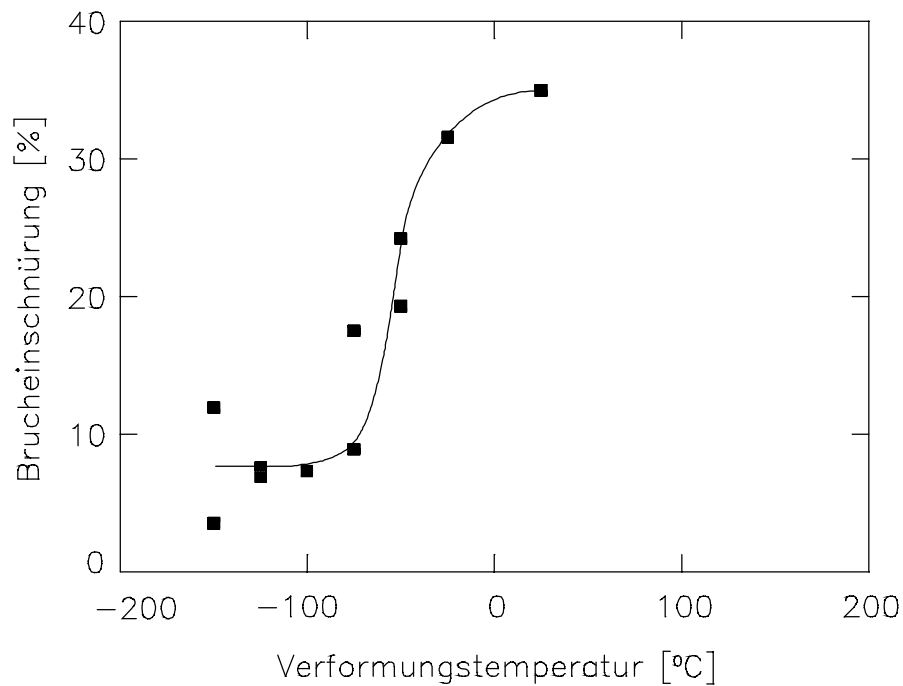


Bild 7.19: Bruchdehnung Z in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur für bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelte Proben

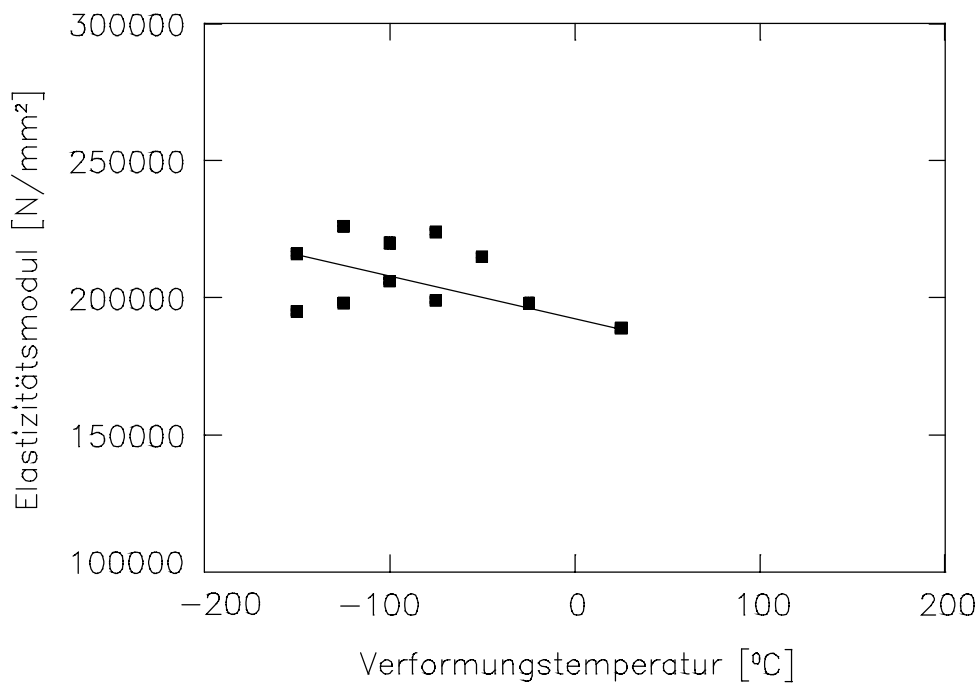


Bild 7.20: Elastizitätsmodul E für $T_u=350^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur

7.3. Restaustenitumwandlung bei zügiger Verformung zwischen -150°C und 20°C

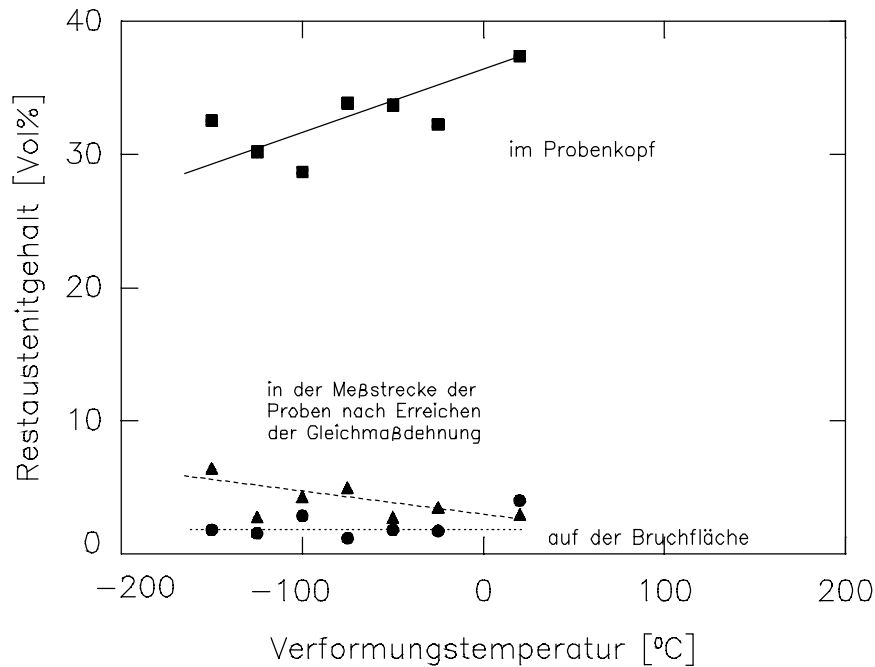


Bild 7.21: Restaustenitgehalte im Probenkopf und in der Meßstrecke in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur ($t_u=60$ min $T_u=350^{\circ}\text{C}$)

Die in Bild 7.21 gezeigten Restaustenitgehalte im Probenkopf sinken von 38 Vol% bei Raumtemperatur auf 30 Vol% bei $T_v=-150^{\circ}\text{C}$ etwa linear ab. Die Werte der Meßstrecke steigen linear von 3 Vol% bei Raumtemperatur auf 6 Vol% bei $T_v=-150^{\circ}\text{C}$ an, während die Restaustenitgehalte der Bruchfläche über das gesamte untersuchte Temperaturintervall konstant bei etwa 2 Vol% liegen.

Die Menge des während des Zugversuches umgewandelten Restaustenits (vgl. Bild 7.22) nimmt von 35 Vol% bei Raumtemperatur bis 27 Vol% bei $T_v=-196^{\circ}\text{C}$ ab. Die auf die Gleichmaßdehnung bezogene Restaustenitdifferenz $\Delta RA/A_g$ verläuft von Raumtemperatur bis $T_v=-50^{\circ}\text{C}$ konstant bei 2 Vol%/%, um bis $T_v=-196^{\circ}\text{C}$ kontinuierlich auf 11 Vol%/% anzusteigen.

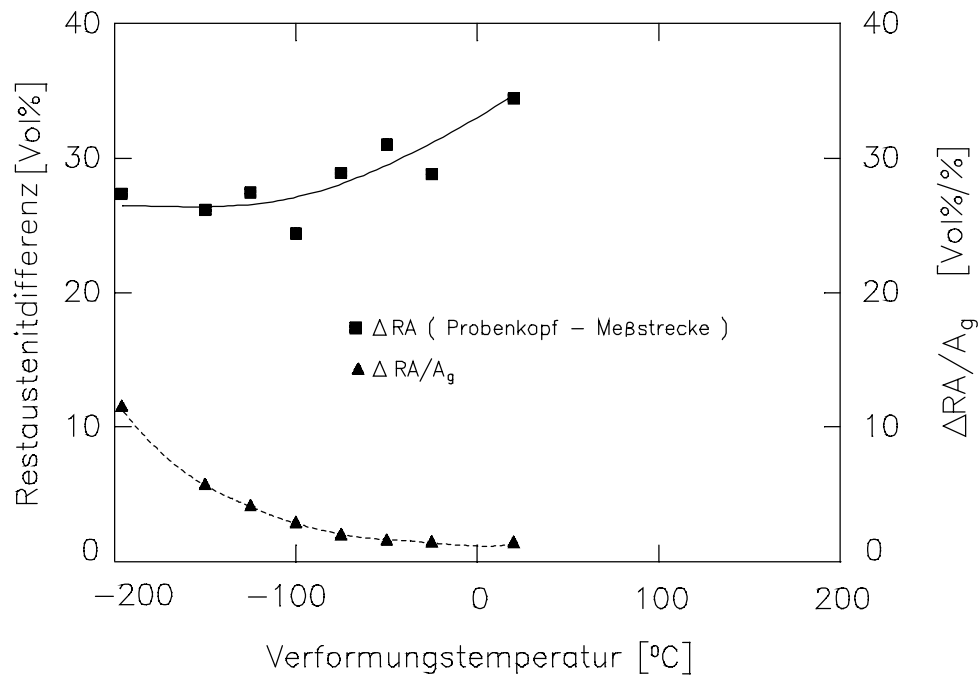


Bild 7.22: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ für bei $T_u=350^\circ C$ umgewandelte Proben in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur ($t_u=60$ min)

7.4. Zyklisches Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

7.4.1. Wechselbiegebeanspruchung

Bild 7.23 zeigt die Wöhlerkurve für 120 min bei $T_u=275^\circ C$ umgewandelte Proben. Aufgrund der großen Streuung der Werte wurde nur die 50% Bruchwahrscheinlichkeit berechnet. Die Wechselfestigkeit liegt bei 370 N/mm^2 und der Zeitfestigkeitsast schneidet bei $4 \cdot 10^6$ Lastwechsel die Wechselfestigkeit. Bei genauerer Betrachtung stellt man fest, daß die Meßwerte unterhalb 10^6 Lastwechsel, abweichend von der statistischen Berechnung, durch eine Gerade angenähert werden können, die im Bild gestrichelt dargestellt ist.

In Bild 7.24 ist die aus dem aufgezeichneten Biegemoment berechnete fiktive Randspannungsamplitude über der Lastspielzahl aufgetragen. Bis zu einer Lastspielzahl von 10^5 verlaufen die Kurven konstant mit der eingestellten Anfangsrandspannungsamplitude. Für 300 N/mm^2 bis 400 N/mm^2 steigen die Randspannungsamplituden zu jeweils einem Maximum bei etwa $5 \cdot 10^6$ Lastwechsel an. Die mit $\sigma_{a,R}^*=500 \text{ N/mm}^2$ beanspruchte Probe bricht nach einem starken Abfall von $\sigma_{a,R}^*$ bei 10^5 Lastwechsel.

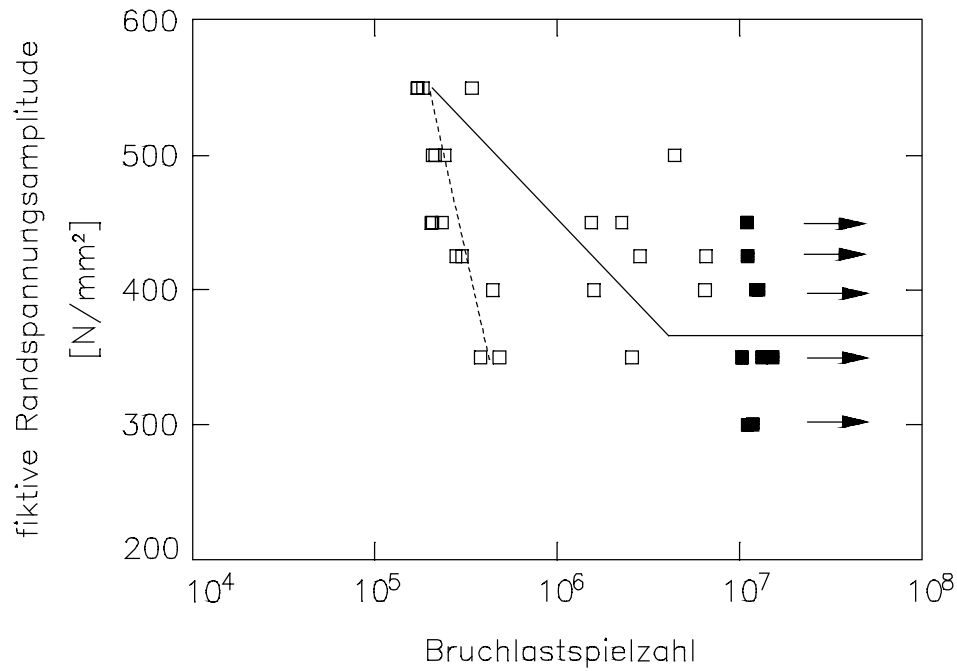


Bild 7.23: Wöhlerkurven für 50% Bruchwahrscheinlichkeit von 120 min bei $T_u=275^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben

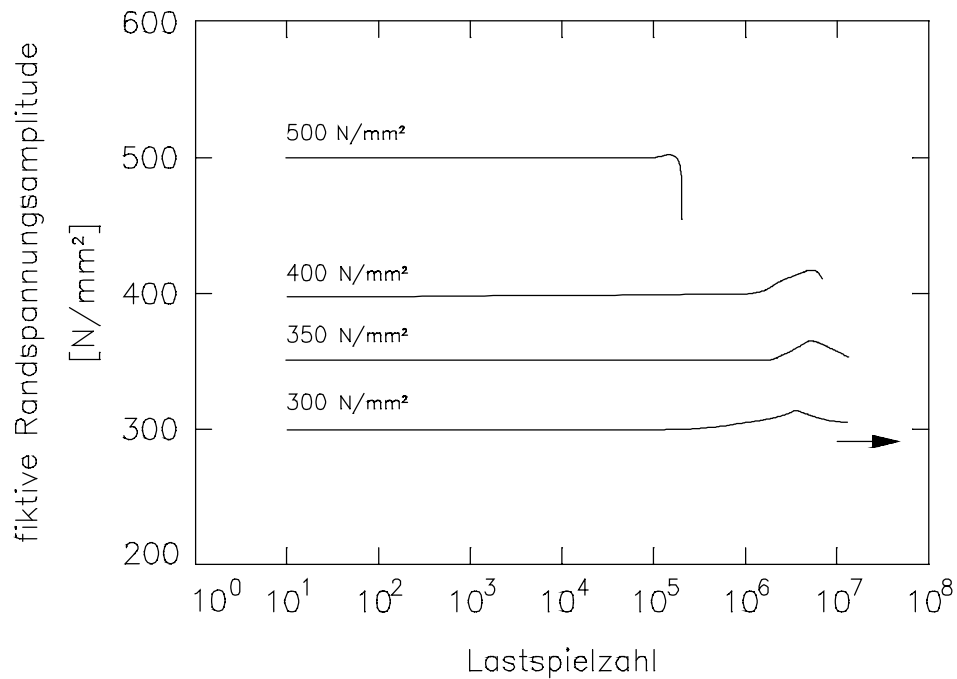


Bild 7.24: Fiktive Randspannungsamplitude über der Lastspielzahl aufgetragen für 120 min bei 275°C umgewandelte Proben

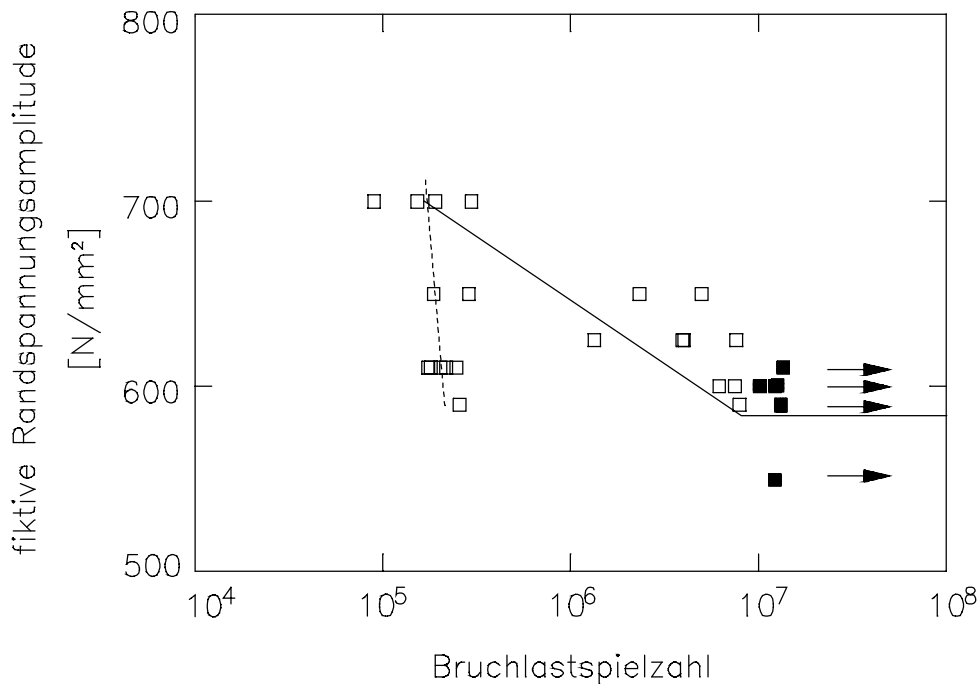


Bild 7.25: Wöhlerkurven für 50% Bruchwahrscheinlichkeit von 60 min bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelte Proben

Bild 7.25 zeigt die Wöhlerkurve für 60 min bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelte Proben. Hier kann auch nur die 50% Bruchwahrscheinlichkeit berechnet werden. Die Wechselfestigkeit läßt sich zu 580 N/mm^2 bestimmen und wird vom Zeitfestigkeitsast bei $8 \cdot 10^6$ Lastwechsel geschnitten. Die Punkte unter 10^6 Lastwechsel lassen sich, abweichend von der statistischen Auswertung, durch eine Gerade annähern, die im Bild gestrichelt dargestellt ist.

Durch Umrechnung der aufgezeichneten Verläufe der Biegemomente können die Wechselbiegeverformungskurven für die 60 min bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben dargestellt werden (vgl. Bild 7.26). Die Kurven für die fiktive Randspannung 550 N/mm^2 bis 650 N/mm^2 zeigen einen kontinuierlichen Anstieg zu einem Maximalwert bei etwa $2 \cdot 10^5$ Lastwechsel. Die Kurve bei 700 N/mm^2 zeigt keinerlei Anstieg, sondern verläuft bis etwa 10^4 Lastwechsel bei konstantem Amplitudenwert.

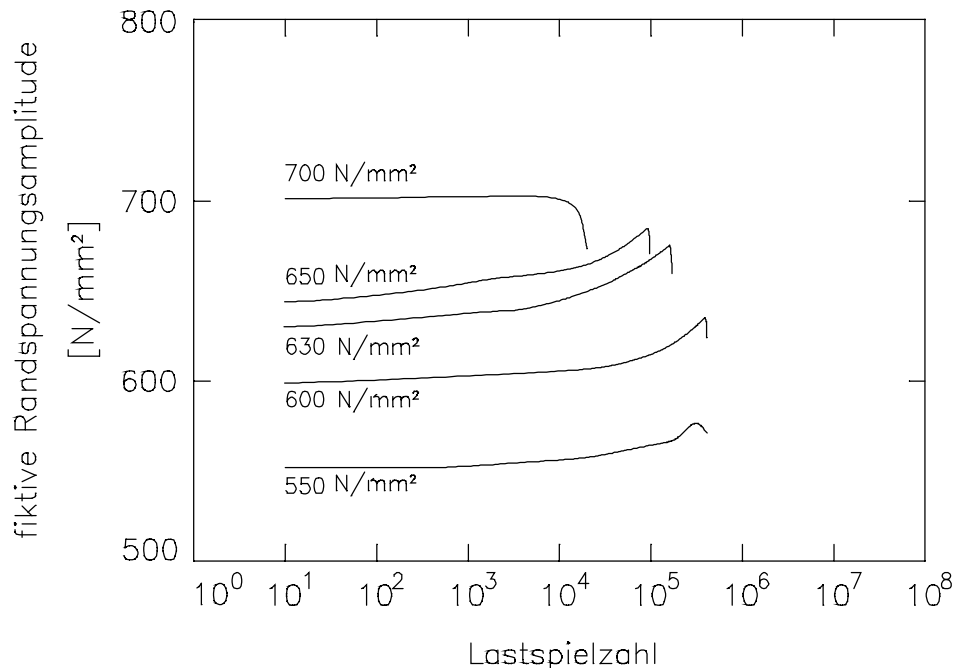


Bild 7.26: Fiktive Randspannungsamplitude über der Lastspielzahl aufgetragen für 60 min bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelte Proben

7.4.2. Zug - Druck - Wechselbeanspruchung

Die im Zug-Druck-Versuch ermittelte Spannungswöhlerkurve von 60 min bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben ist in Bild 7.27 dargestellt. Die Wechselfestigkeit wird zu 300 N/mm^2 bestimmt. Die Wöhlerkurve kann in drei Bereiche unterteilt werden. Im ersten zwischen $6 \cdot 10^4$ und $2 \cdot 10^6$ Lastwechsel steigt σ_a von 350 N/mm^2 bis 500 N/mm^2 an. Er wird von einem steilerem Bereich zwischen $5,3 \cdot 10^3$ und $6 \cdot 10^4$ Lastwechsel abgelöst. Im letzten Bereich zwischen 430 und $5,3 \cdot 10^3$ Lastwechsel steigen die Spannungsamplituden wieder flacher von 800 N/mm^2 auf 1100 N/mm^2 an.

Bild 7.28 zeigt die zugehörigen $\epsilon_{a,t}$, $\lg N$ - Kurven. Bis zu einer Spannungsamplitude von 700 N/mm^2 verlaufen die Kurven konstant und proportional zur steigenden Spannungsamplitude zu höheren Totaldehnungsamplituden verschoben. Das leichte Ansteigen am Ende der Kurven ist eine Folge der Ausbildung eines Ermüdungsrisses, der zum Bruch der Probe führt. Ab 900 N/mm^2 zeigt sich bei höheren Lastspielzahlen ein deutliches Ansteigen der Kurve. Es bildet sich ein relatives Maximum aus, das mit steigender Spannungsamplitude ausgeprägter wird und sich zu kleineren Lastspielzahlen verschiebt.

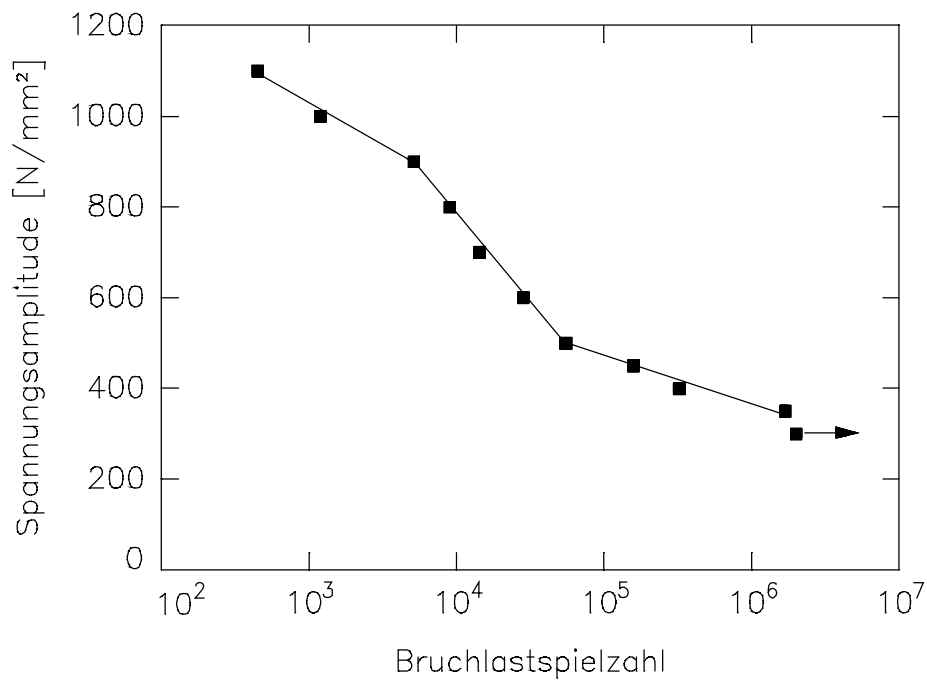


Bild 7.27: Spannungswöhlerkurve von 60 min bei 350°C umgewandelten Proben

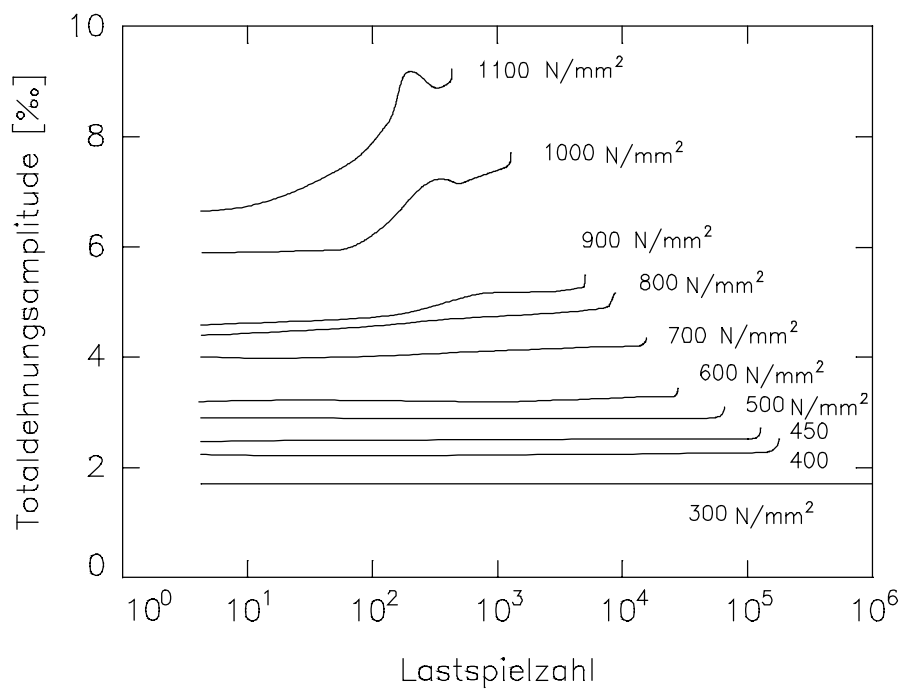


Bild 7.28: $\epsilon_{a,b} \lg N$ - Kurven von 60 min bei 350°C umgewandelten Proben

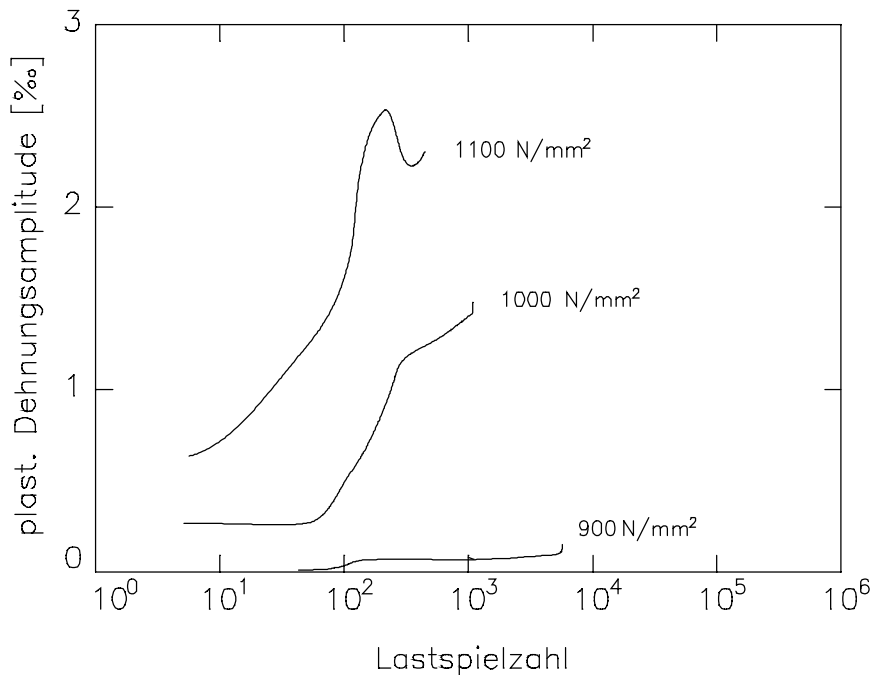


Bild 7.29: $\varepsilon_{a,p}$, $\lg N$ – Kurven von 60 min bei 350°C umgewandelten Proben

Eine plastische Dehnungsamplitude tritt nach Bild 7.29 erst ab 900 N/mm² auf und zeigt bei entsprechenden Spannungsamplitudenden einen zu $\varepsilon_{a,t}$ ähnlichen Verlauf.

Die jeweils bei $N_B/2$ entnommenen Wertepaare für σ_a und $\varepsilon_{a,t}$ sind in Bild 7.30 als zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve aufgetragen und der mit $\dot{\varepsilon}=3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ermittelten Zugverfestigungskurve gegenübergestellt. Die zyklische Streckgrenze wird zu 800 N/mm² bestimmt.

Die Auftragung der Restaustenitgehalte über der Spannungsamplitude in Bild 7.31 zeigt für den nahezu unbelasteten Probenkopf einen etwa konstanten Wert von 40 Vol%. Die Werte der homogen verformten Meßstrecke fallen linear mit steigender Spannungsamplitude ab. Entsprechend steigen die umgewandelten Restaustenitmengen linear an. Der Restaustenitgehalt der Bruchfläche beträgt etwa 2 Vol%

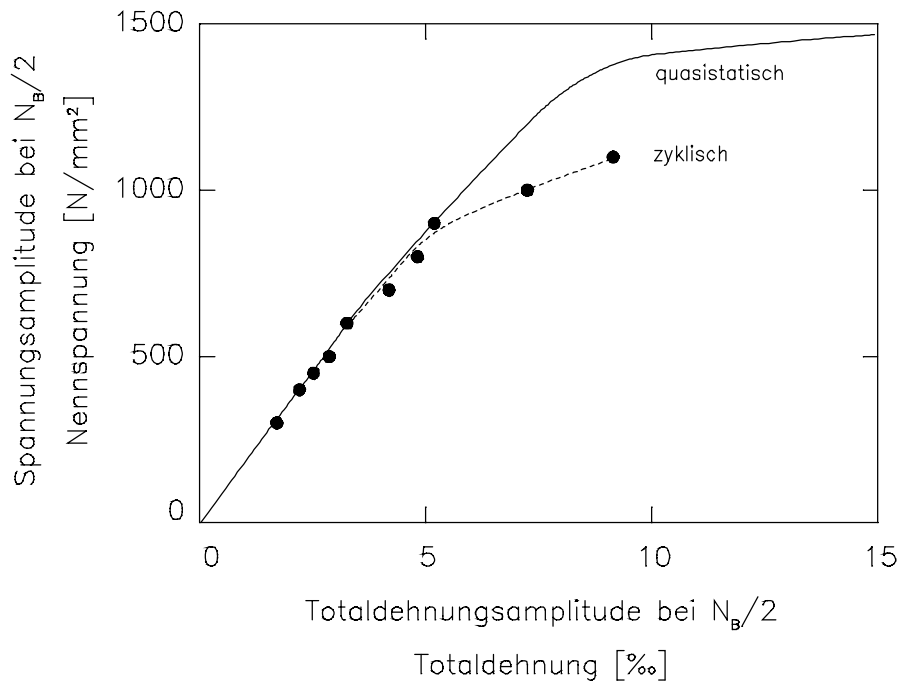


Bild 7.30: Zyklische Verfestigungskurve für 60 min bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelte Proben

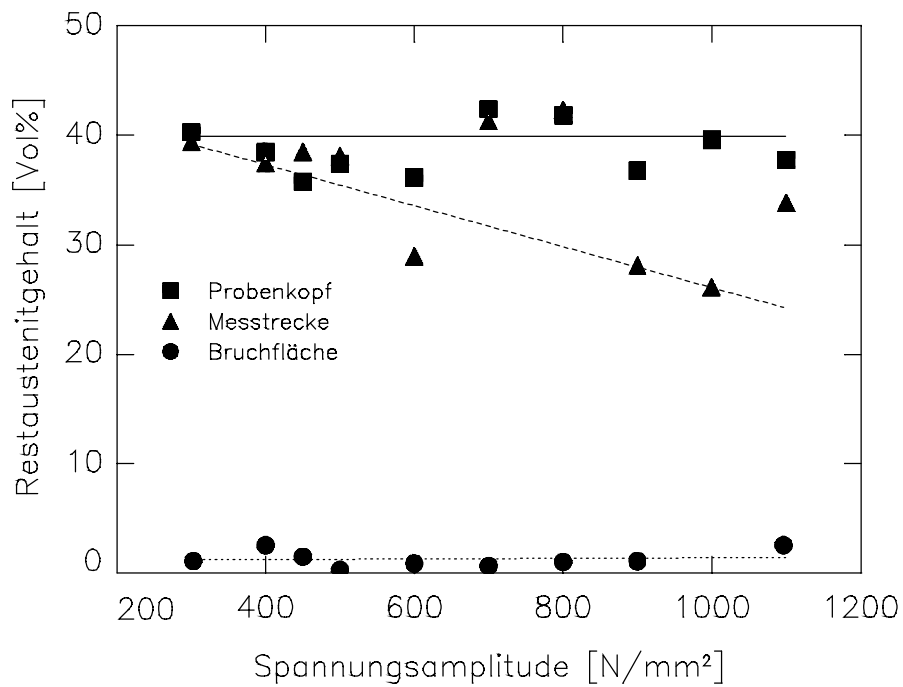


Bild 7.31: Rest austenitgehalte von 60 min bei $T_u= 350^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude

7.5. Diskussion

7.5.1. Zugverfestigungskurven

Die Unterteilung der Zugverfestigungskurven in vier Temperaturbereiche, wie sie in Kapitel 6.5.1 für 80 Si 10 durchgeführt wurde, läßt sich auch für 80 Si 13 anwenden. Die Umwandlung ist in der Nähe der Martensitstarttemperatur von 240°C nach 120 min Umwandlung noch unvollständig und hinterläßt nach Bild 7.13 relativ große Mengen wenig stabilisierten Restaustenits (vgl. Bild 7.14). Dieser wandelt bei der Verformung über große Bereiche in Martensit um und ist für die niedrige Streckgrenze sowie für das spröde Verhalten des Werkstoffes, wie es in Bild 7.1 zu erkennen ist, verantwortlich.

Die Kurve für $T_u=275^\circ\text{C}$ zeigt eine recht hohe Bruchdehnung und eine sehr hohe Zugfestigkeit. Der beim Erreichen der Gleichmaßdehnung vorliegende Werkstoffzustand besteht aus festem unteren Bainit und 25 Vol% Martensit, der durch die fast vollständige Restaustenitumwandlung entstanden ist (vgl. Bild 7.14). Daher wird keine Brucheinschnürung beobachtet.

Bei höheren Umwandlungstemperaturen sinkt die dehnungsbezogene Umwandlungsrate aufgrund der abnehmenden Triebkraft für die Restaustenitumwandlung. Als Folge wird der umwandlungsfähige Restaustenit erst bei größeren Dehnungen erschöpft und es bilden sich für $300^\circ\text{C} \leq T_u \leq 350^\circ\text{C}$ ausgeprägte TRIP-Effekte mit linearem Verfestigungsanstieg aus. Aufgrund der wachsenden Duktilität der bainitischen Gefügebestandteile werden hier auch Brucheinschnürungen beobachtet (vgl. Bild 7.4 und Bild 7.5).

Oberhalb der Umwandlungstemperatur 375°C verläuft der Verfestigungsanstieg steiler und der Probenbruch wird zu geringeren plastischen Dehnungen verschoben, wodurch die Zugfestigkeit rasch abnimmt. Nach [35] ordnet sich der Restaustenit bei Gehalten über 33 Vol% nicht nur filmartig um die Bainitnadeln an, sondern bildet größere Restaustenitinseln. Die Verformung konzentriert sich dann auf diese Restaustenitinseln, die nach geringen Dehnungen vollständig martensitisch umwandeln und sich negativ auf die Duktilitätseigenschaften auswirken. Damit läßt sich erklären, warum das Maximum der Bruchdehnung nicht wie beim 80 Si 10 mit dem Maximum des Restaustenits zusammenfällt und die Stabilität des Restaustenits gegen verformungsinduzierte Umwandlung ab $T_u=375^\circ\text{C}$ wieder abfällt (vgl. Bild 7.14).

Bei $T_u = 450^\circ\text{C}$ tritt karbidhaltiger oberer Bainit auf, der mit sinkendem Restaustenitgehalt und sinkender Restaustenitstabilität verbunden ist. Die gebildeten Karbide begünstigen die Rißausbreitung und setzen die Verformungsfähigkeit dieses Umwandlungszustandes stark herab.

7.5.2. Festigkeitskennwerte

Der Abfall der Festigkeitswerte zwischen $T_u=275^\circ\text{C}$ und $T_u=450^\circ\text{C}$ ist auf die Veränderung der vorhandenen Phasenanteile, ihrer Morphologie, ihrer Kohlenstoffübersättigung und ihrer Versetzungsdichte mit wachsender Umwandlungstemperatur zurückzuführen (vgl. Abschn. 6.6.2). Im Vergleich mit 80 Si 10 (vgl. Bild 6.3) fällt auf, daß alle Meßwerte zwischen 275°C und 250°C steil abfallen, während die Streckgrenze und die Dehngrenzen von 80 Si 10 Maxima bei 250°C annehmen und die Zugfestigkeit zu noch tieferen Temperaturen hin ansteigt. Der Vergleich von Bild 7.13 mit Bild 6.11 zeigt, daß nach Umwandlung bei 250°C 80 Si 13 etwa 28 Vol% Restaustenit enthält, 80 Si 10 dagegen nur 8 Vol%. Der Restaustenit in 80 Si 13 ist relativ instabil (vgl. Abschn. 7.5.5) und führt zu hohen dehnungsbezogenen Umwandlungsraten, die bei 80 Si 10 erst nach Umwandlungen bei tieferen Temperaturen beobachtet werden (vgl. Bild 7.14 und Bild 6.12). Durch umwandlungsinduzierte Verformungsanteile fallen die Streck- und die Dehngrenzen und durch die sehr geringe Bruchdehnung (vgl. 7.5.3) die Zugfestigkeit ab. Umwandlungsinduzierte Verformungsanteile führen auch dazu, daß die Streckgrenze sowie die 0,01%- und die 0,2%-Dehngrenze von 80 Si 13 oberhalb $T_u=300^\circ\text{C}$ stets kleiner als die entsprechenden Werte von 80 Si 10 sind. Dagegen unterscheiden sich die 1%-Dehngrenze und Zugfestigkeit dort nur wenig. Der Wiederanstieg von R_{eS} , $R_{p0,01}$ und $R_{p0,2}$ bei 450°C ist offenbar mit der dort auftretenden Karbidbildung und der damit verbundenen Restaustenitreduzierung verbunden.

7.5.3. Dehnungskennwerte

Die Temperaturabhängigkeit der Dehnungskennwerte in Bild 7.4 wird durch die Verformungsfähigkeit des bainitischen Ferrits, die umwandlungsfähige Restaustenitmenge und ihre Stabilität sowie durch ggf. auftretende Karbidbildung bestimmt. Für $T_u=250^\circ\text{C}$ ist der bainitische Ferrit wenig verformungsfähig. Da zudem hohe Anteile instabiler Restaustenits vorliegen, die eine hohe dehnungsbezogene Umwandlungsrate (vgl. Bild 7.14) und somit relativ hohe Martensitanteile nach kleineren Dehnungen liefern, tritt frühes Versagen ein. Mit wachsender Umwandlungstemperatur nimmt ΔRA zu und $\Delta RA/A_g$ ab, so daß sich schließlich für $T_u=350^\circ\text{C}$ ein optimaler TRIP-Effekt mit entsprechend hohen Gleichmaß- und Bruchdeh-

nungen einstellt. Gleichzeitig treten auch meßbare Brucheinschnürungen auf. Zwischen $T_u=350^\circ\text{C}$ und 400°C steigt die Restaustenitmenge weiter an. Der Restaustenit nimmt jedoch eine ungünstige, blockförmige Morphologie an. Der daraus gebildete Martensit wirkt sich ungünstig auf die Verformbarkeit aus und es tritt Bruch ein, obwohl große Anteile des vorhandenen Restaustenits noch nicht umgewandelt sind (vgl. Bild 7.13). Gleichzeitig fällt die Einschnürdehnung auf verschwindend kleine Werte ab. Insgesamt führt dies zu einer steilen Abnahme der Dehnungskennwerte zwischen $T_u=350^\circ\text{C}$ und 400°C . Bei 450°C führen schließlich die zwischen den Ferritplatten ausgeschiedenen Karbide, wie auch die hohe Instabilität des verbliebenen Restaustenits (vgl. $\Delta RA/A_g$ -Werte in Bild 7.14) zu nochmals stark verringerten Meßwerten.

7.5.4. Einfluß der Umwandlungszeit

Der Einfluß der Umwandlungszeit beruht auf der während der isothermen Umwandlung gebildeten Bainitmenge und den Anteilen des verbliebenen Austenits, die beim Abkühlen auf Raumtemperatur in Martensit umwandeln bzw. als Restaustenit verbleiben. Nach $t_u=60$ s liegen nur 9 Vol% Bainit und 16,6 Vol% Restaustenit aber 74,4 Vol% Martensit vor (vgl. Tab. 7.1). Aufgrund der hohen Mikroeigenstressungen im nicht angelassenen Martensit und der geringen Stabilität des vorhandenen Restaustenits gegen beanspruchungsinduzierte Umwandlung stellen sich kleine Werte für R_{eS} und $R_{p0,01}$ ein (vgl. Bild 7.9). Die Bruchdehnung und die Brucheinschnürung in Bild 7.10 und Bild 7.11 sind aufgrund der thermisch induziert und beanspruchungsinduziert gebildeten, spröden Martensitanteile verschwindend klein. Als Folge werde auch geringe Zugfestigkeiten gemessen. Mit wachsender Umwandlungszeit wird der Einfluß der Mikroeigenstressungen geringer und die Stabilität des Restaustenits größer. Daher steigen die Festigkeitskennwerte an. Oberhalb $t_u=300$ s wachsen die Restaustenitgehalte stark an und führen über zunehmende umwandlungsinduziert Dehnungsanteile zunächst zu abnehmenden R_{eS} , $R_{p0,01}$ und $R_{p0,2}$ -Werten, während die Zugfestigkeit aufgrund der zunehmenden Bruchdehnung weiter ansteigt. Oberhalb $t_u=600$ s führen schließlich der abnehmende Anteil und die zunehmende Stabilität des Restaustenits zu leicht ansteigenden Streck- und Dehngrenzen, während die Zugfestigkeit sich kaum ändert. Für $t_u=1200$ s liegt im unverformten Gefüge kein Martensit mehr vor. Deswegen und wegen der zunehmenden Stabilität des Restaustenits (vgl. $\Delta RA/A_g$ -Kurve in Bild 7.16) treten hier die größten Bruchdehnungen und Brucheinschnürungen auf.

Der Elastizitätsmodul (vgl. Bild 7.12) ist nach kurzen Umwandlungszeiten aufgrund der hohen Martensitanteile am kleinsten. Ferner ist nicht auszuschließen, daß aufgrund der geringen Stabilität des Restaustenits gegen beanspruchungsinduzierte Umwandlung schon umwand-

lungsinduzierte Dehnungsanteile während des als elastisch betrachteten Teils der Zugverfestigungskurve auftreten und den daraus berechneten Elastizitätsmodul erniedrigen. Mit steigender Umwandlungszeit nimmt der Martensitanteil ab und die Stabilität des Restaustenits zu. Als Folge wachsen die gemessenen Elastizitätsmoduln an.

7.5.5. Restaustenit

Die Restaustenitgehalte im unverformten Probenkopf für 80 Si 13 (vgl. Bild 7.13) liegen insgesamt höher als die Restaustenitgehalte für 80 Si 10. Durch die aufgrund des höheren Siliziumgehaltes gesteigerte Kohlenstoffaktivität [36] reicht schon eine geringere Anreicherung des Austenits aus um die bainitische Umwandlung zum Erliegen zu bringen. Für die Abhängigkeit des Restaustenitgehaltes von der Umwandlungstemperatur gelten die in Abschn. 6.6.5 diskutierten Zusammenhänge. Das Abnehmen der Werte von $T_u=250^\circ\text{C}$ bis 300°C läßt sich durch einen zunehmenden Umwandlungsgrad innerhalb der gewählten Umwandlungszeit von $t_u=120$ min erklären. Von $T_u=300^\circ\text{C}$ bis 400°C steigt dann die Abdiffusion von Kohlenstoff aus dem bainitischen Ferrit, und immer größere Austenitmengen erreichen den Kohlenstoffgehalt, der eine Fortsetzung der bainitischen Umwandlung unmöglich macht. Erst oberhalb $T_u=400^\circ\text{C}$ setzt Karbidbildung im Austenit ein, die den Kohlenstoffgehalt des Austenits vermindert, so daß weitere Bainitbildung möglich ist. Entsprechend sinken die Restaustenitgehalte über $T_u=400^\circ\text{C}$ stark ab.

Die während des Zugversuches umgewandelte Restaustenitmenge ist in Bild 7.14 durch die Restaustenitdifferenz zwischen Probenkopf und Meßstrecke gegeben. Sowohl der mechanisch stabilisierte Restaustenit unterhalb $T_u=300^\circ\text{C}$, als auch der blockförmig angeordnete Restaustenit oberhalb $T_u=400^\circ\text{C}$ bewirken einen Rückgang des Restaustenitumsatzes mit den in Kapitel 7.5.2 erwähnten Konsequenzen für die mechanischen Eigenschaften.

Bild 7.32 zeigt den Verlauf der Restaustenitumwandlung im Zugversuch für $T_u=350^\circ\text{C}$. Die Daten wurden im Gegensatz zu Abschn. 6.6.5 mittels einer Keilzugprobe bestimmt. Dabei wird ausgenutzt, daß entsprechend des sich über die Probenlänge ändernden Querschnitts bei Erreichen einer maximalen Zugkraft örtlich unterschiedliche Spannungen wirken. Aus ihnen können anhand der vorliegenden Zugverfestigungskurve Dehnungswerte bestimmt, und den jeweils gemessenen Restaustenitgehalten zugeordnet werden. Die erhaltene Kurve verläuft bis

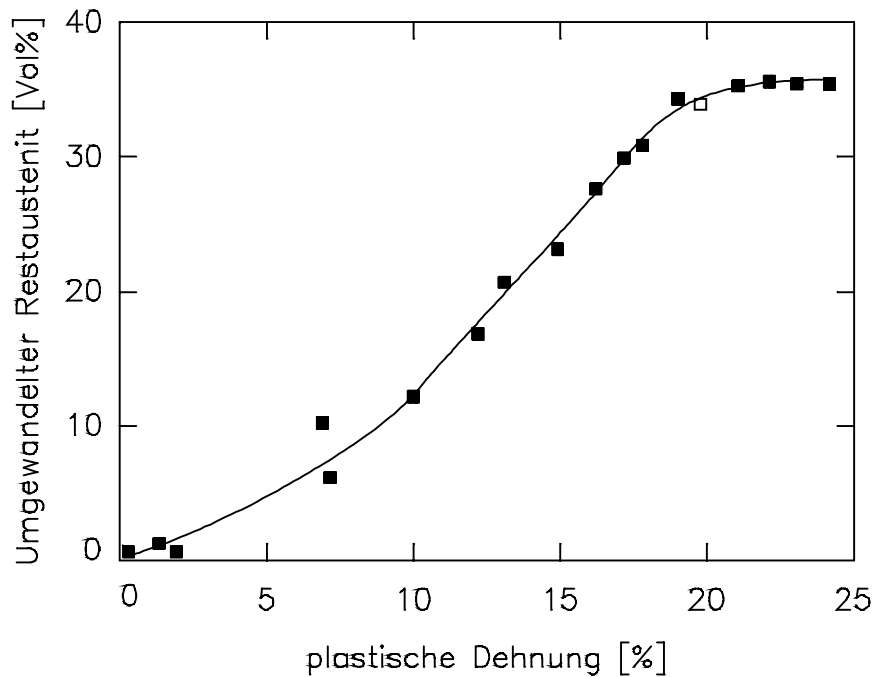


Bild 7.32: Restaustenitumwandlung während des Zugversuches für 80 Si 13 bei $T_u=350^\circ\text{C}$ und Raumtemperatur

$\epsilon_p=7\%$ relativ flach, steigt bis $\epsilon_p=18\%$ steiler an und verläuft dann bei annähernd konstanten Werten. Nach einem Übergangsbereich bis $\epsilon_p=7\%$ kontrolliert die Restaustenitumwandlung die plastische Verformung. Sobald der Restaustenit nahezu vollständig umgewandelt ist, setzt nach Ausnutzen des Verfestigungsvermögens des bainitischen Ferrits die Probeneinschnürung ein. Der Restaustenitumsatz in der plastischen Zone des bruchauslösenden Risses ist so hoch, daß auf der Bruchfläche nur noch etwa 3 Vol% Restaustenit zu finden ist. Die Kurven ähneln stark dem Befund am 80 Si 10 (vgl. Bild 6.39), verläuft aber im mittleren Teil aufgrund der niedrigeren Restaustenitstabilität wesentlich steiler (2,35 Vol%/° gegenüber 0,88 Vol%/° bei 80 Si 10) und erreicht insgesamt höhere ΔRA -Werte.

Die Stabilität des Restaustenits gegen verformungsinduzierte Umwandlung ist nach Bild 7.14 im Temperaturbereich $T_u=300^\circ\text{C}$ bis 350°C sehr hoch und bietet zusammen mit der filmartigen Anordnung des Restaustenits die Voraussetzung zu dem hier beobachteten TRIP-Effekt. Das Absinken der Kurve bei $T_u=250^\circ\text{C}$ ist eine Folge der zunehmenden mechanischen Restaustenitstabilisierung. Offensichtlich bedeutet eine mechanische Stabilisierung gegen thermisch induzierte Restaustenitumwandlung nicht auch eine Stabilisierung gegen verformungsinduzierte Umwandlung. Oberhalb $T_u=350^\circ\text{C}$ sinkt die Stabilität ebenfalls, da sich hier die Verformung und damit die Restaustenitumwandlung auf die Restaustenitpools konzentriert, die relativ wenig mit Kohlenstoff angereichert sind [35].

Der Anstieg des Restaustenitgehaltes im Probenkopf in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit bei $T_u=400^\circ\text{C}$, wie er in Bild 7.15 gezeigt wird, repräsentiert die wachsende Kohlenstoffanreicherung des Austenits während der bainitischen Umwandlung, durch die immer größere Mengen Austenit stabilisiert werden. 100% ergibt die Addition von Bainit und Restaustenit in Tab. 7.1 nur für $t_u=1200$ s. Das bedeutet, daß bei kürzeren Umwandlungszeiten noch Martensit bei Abschrecken auf Raumtemperatur entsteht, und daß die Abnahme des Restaustenits oberhalb 1200 s nur zum Teil durch die Umwandlung von angereichertem Austenit in Bainit zu erklären ist. Bei $T_u=400^\circ\text{C}$ setzt nach 1200 s Karbidbildung aus dem Austenit ein, die für den Fehlbetrag in Tab. 7.1 verantwortlich ist. Der im Zugversuch umgewandelte Restaustenit (vgl. Bild 7.16) verläuft ähnlich wie der Gehalt im Probenkopf. Obwohl die Stabilität gegen verformungsinduzierte Umwandlung unter 1000 s sehr gering ist, wird nur wenig Restaustenit umgewandelt, weil die Proben früh brechen (vgl. Bild 7.10). Die geringe Stabilität führt aber zu sehr hohen $\Delta RA/A_g$ Werten.

7.5.6. Einfluß der Verformungstemperatur

Der Einfluß der Verformungstemperatur auf die mechanischen Eigenschaften von 60 min bei 350°C umgewandelten 80 Si 13 wird von den in Abschn. 6.6.7 erörterten Mechanismen bestimmt. Besonders reizvoll ist ein Vergleich mit 80 Si 10, der 60 min bei 400°C umgewandelt wurde (vgl. Bild 6.17 bis Bild 6.19, Bild 6.23 und Bild 6.24). Beide Zustände wurden wegen optimaler Duktilität gewählt, unterscheiden sich aber bzgl. der Umwandlungstemperatur um 50°C . Daher sind 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit von 80 Si 13 durchweg größer als die entsprechenden Werte von 80 Si 10 (vgl. Bild 7.17 mit Bild 6.17). Für die Raumtemperaturwerte der Streckgrenze und 0,01%-Dehngrenze gilt dies jedoch nicht. Da im Vergleich zu 80 Si 10 der Anteil des Restaustenits in 80 Si 13 größer und seine Stabilität geringer ist, setzt die plastische Verformung bei Raumtemperatur sogar bei kleineren Spannungen ein. Umso überraschender ist aber, daß der Abfall von R_{eS} , $R_{p0,01}$ und $R_{p0,2}$ zu tiefen Temperaturen hin bei 80 Si 13 schwächer ausfällt als beim 80 Si 10. Die im Kopf von Proben aus 80 Si 13 gemessenen Restaustenitgehalte belegen (vgl. Bild 7.21), daß schon bei Abkühlung auf Verformungstemperatur unterhalb Raumtemperatur thermisch induzierte Restaustenitumwandlung eintritt. Der dabei gebildete Martensit wirkt zusammen mit dem anwachsenden thermischen Fließspannungsanteil dem Tieftemperaturabfall der Streckgrenze entgegen.

Der Temperatureinfluß auf die Dehnungskennwerte in Bild 7.18 und auf die Brucherscheinung in Bild 7.19 weist ähnliche charakteristische Merkmale wie beim 80 Si 10 (vgl. Bild 6.18 und Bild 6.19) auf. Bei Raumtemperatur unterscheiden sich die Meßwerte nur wenig. Die

Ausbildung der Sattelpunkte (vgl. Abschn. 6.6.7), sind weniger stark ausgeprägt als bei 80 Si 10 und treten bei höheren Temperaturen auf. Dies ist ebenfalls mit dem Befund in Bild 7.21 verträglich. Schließlich belegt der Vergleich von Bild 7.22 mit Bild 6.24, daß der Tieftemperaturanstieg von $\Delta RA/A_g$ beim 80 Si 10 unterhalb -100°C , beim 80 Si 13 aber unterhalb -25°C erfolgt. Dies ist ebenfalls eine Folge der niedrigen Restaustenitstabilität in 80 Si 13.

7.5.7. Zyklisches Verformungsverhalten

Nach Umwandlung bei 350°C unterscheidet sich die Biegewechselfestigkeit von 80 Si 13 ($R_{bw}=580\text{ N/mm}^2$) nur wenig von dem bei 80 Si 10 gemessenen Wert (540 N/mm^2). In beiden Fällen beträgt das Verhältnis $R_{bw}/R_m=0,34$. Nach erniedrigung der Umwandlungstemperatur auf 275°C fallen die Werte von 80 Si 13 ($R_{bw}=370\text{ N/mm}^2$, $R_{bw}/R_m=0,17$) jedoch wesentlich stärker als bei 80 Si 10 ($R_{bw}=525\text{ N/mm}^2$, $R_{bw}/R_m=0,25$) ab. Die Ursache ist offenbar die gleiche, die bereits den Steilabfall der Einschnürdehnung und der Brucheinschnürung von 80 Si 13 im Vergleich zu 80 Si 10 zu höheren Umwandlungstemperaturen verschob (vgl. Abschn. 7.5.6): Der vermutlich höhere Anteil und die geringere Stabilität des in 80 Si 13 nach Umwandlung bei 275°C enthaltenen Restaustenits wirkt sich sehr negativ auf die Biegewechselfestigkeit aus (vgl. Bild 7.13 mit Bild 6.11 und Bild 7.13 mit Bild 6.12). Der metastabile Restaustenit bewirkt auch, eine sehr starke Streuung der aus den Biegewechselfestigkeitsexperimenten erhaltenen Ergebnisse (vgl. Bild 7.23 und Bild 7.25). Dabei fällt auf, daß die jeweils bei den kleinsten Bruchlastspielzahlen liegenden Meßpunkte verschiedener Spannungshorizonte sich durch die gestrichelt eingezeichneten Geraden verbinden lassen. Es ist denkbar, daß diese Meßpunkte Werkstoffzustände repräsentieren, die beim iterativen Einstellen des Biegemomentes an den Wechselbiegemaschinen vorverformt wurden. Die dabei durch Restaustenitumwandlung gebildeten Martensitanteile wirken sich offenbar sehr negativ auf die Biegewechselfestigkeit aus.

Die Wechselverformungskurven für 120 min bei $T_u=275^\circ\text{C}$ umgewandelte Proben zeigen in Bild 7.24 über einen großen Lebensdauerbereich einen konstanten Verlauf. Erst nach über 10^6 Lastwechsel kommt es bei Randspannungsamplituden von 300 N/mm^2 bis 400 N/mm^2 andeutungsweise zu einer Wechselverfestigung. Das anschließende Abfallen der Kurven ist mit Ribbildung zu erklären, die schließlich zum Probenbruch führt. Bei einer Randspannungsamplitude von 500 N/mm^2 tritt dagegen kaum Verfestigung auf, es kommt sofort zur Ribbildung, die das Biegemoment rasch abfallen läßt. Bei den bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben tritt im Bereich 550 N/mm^2 bis 650 N/mm^2 eine ausgeprägte Wechselverfestigung auf, die kurz vor Probenbruch noch verstärkt wird. Die Ermüdungsribbildung führt dann zu einem

schnellen Absinken der Randspannung. Bei einer Randspannungsamplitude von 700 N/mm^2 tritt keine Wechselverfestigung mehr auf, die Ermüdungsrißbildung bewirkt hier aber ein relativ langsames Abfallen der Randspannungsamplitude.

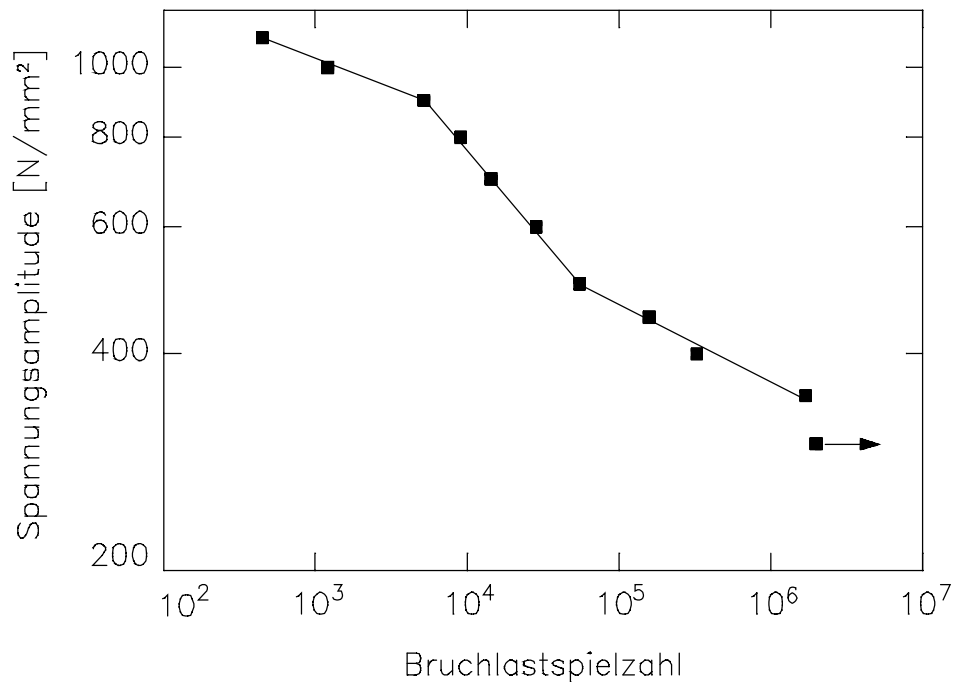


Bild 7.33: Spannungswöhlerkurve für 60 min bei $T_u=350^\circ\text{C}$ umgewandelte Proben

Die mit Hilfe von Zug-Druck-Versuchen ermittelte Spannungswöhlerkurve in Bild 7.27 läßt sich in drei Bereiche unterteilen, die in der doppelt logarithmischen Auftragung in Bild 7.33 noch deutlicher hervortreten. Der untere Knickpunkt entspricht mit 520 N/mm^2 der Streckgrenze dieses Werkstoffzustandes, während beim 80 Si 10 die Biegewechselfestigkeit mit der Streckgrenze zusammenfällt (vgl. Bild 6.29).

Die Wechselverformungskurven in Bild 7.28 zeigen ab einer Spannungsamplitude von 900 N/mm^2 und ab einer Lastspielzahl von 10^2 eine Wechselentfestigung, die sich durch eine ansteigende Totaldehnungsamplitude äußert. Diese Wechselentfestigung wird mit steigender Spannungsamplituden stärker, und es tritt, wie schon beim 80 Si 10 berichtet, ein lokales Maximum auf, was auf eine Probenerwärmung als Grund für die Wechselentfestigung hinweist. Dieses Maximum läßt sich auch in der Darstellung der plastischen Dehnungsamplitude (vgl. Bild 7.29) beobachten. Anhand der Höhe des lokalen Maximums der plastischen Dehnungsamplitude läßt sich abschätzen, daß die Probenerwärmung beim 80 Si 13 geringer ausfällt als beim 80 Si 10. Durch den geringeren Restaustenitanteil und die Verteilung in dünne Filme um die Bainitnadeln konzentrieren sich größere plastische Deformationen auf geringere Restaustenitvolumina, so daß aufgrund der größeren Reibarbeit die Probertemperatur beim 80 Si 10 stärker angehoben wird als beim 80 Si 13.

Die Lage der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve unterhalb der quasistatischen Kurve weist auf eine zyklische Entfestigung hin. Die zyklische Streckgrenze kann zu 900 N/mm^2 bestimmt werden.

Die Restaustenitgehalte in der Meßstrecke fallen wie beim 80 Si 10 linear mit der Spannungsamplitude ab. Auch hier ist eine Restaustenitumwandlung in kleinen Bereichen während der schwingenden Beanspruchung anzunehmen. Die Abnahme der Restaustenitgehalte in der Meßstrecke pro Zunahme der Spannungsamplitude ist jedoch größer als beim 80 Si 10, was auf eine geringere Stabilität des Restaustenits hinweist. Unterhalb eines Schwellwertes von $\sigma_a = 300 \text{ N/mm}^2$ tritt jedoch keine Restaustenitumwandlung auf. Es ist bemerkenswert, daß die Zug-Druck-Wechselfestigkeit von bei 350°C umgewandeltem 80 Si 13 kleiner ist als die von bei 400°C umgewandelten 80 Si 10, obwohl die Zugfestigkeit um 300 N/mm^2 größer und Bruchdehnung vergleichbar ist. Das weist erneut auf die große Bedeutung von Restaustenitgehalt und -stabilität auf die zyklische Festigkeit hin.

8. Ergänzende mechanische Untersuchungen an 45 Si 10, 65 Si 7 und 80 Si 6

8.1. Züliges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

8.1.1. Einfluß der Umwandlungstemperatur

a) 45 Si 10

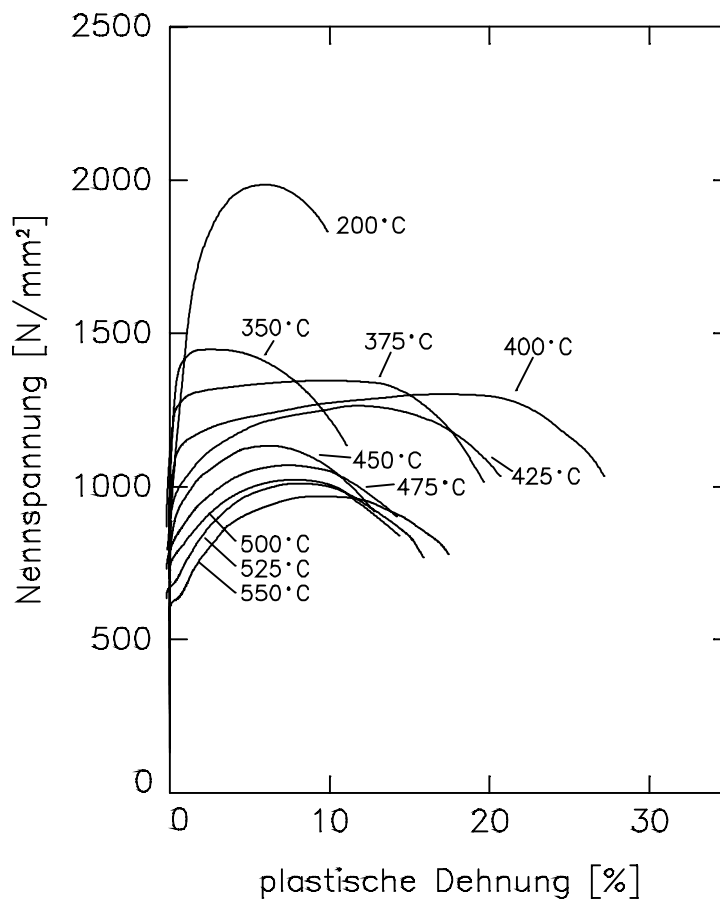


Bild 8.1: σ_n, ε_p - Kurven für 45 Si 10 bei Raumtemperatur

Bild 8.1 zeigt die Zugverfestigungskurven für 45 Si 10 bei Raumtemperatur. Die Zugproben wurden jeweils eine Stunde bei den im Bild 8.1 vermerkten Temperaturen isotherm umgewandelt. Die Zugverfestigungskurve für $T_u=200^\circ\text{C}$ steigt zunächst mit etwas geringerer Steigung als die anderen Kurven auf die höchste erreichte Zugfestigkeit von 2000 N/mm^2 an, und der Probenbruch erfolgt nach einer plastischen Dehnung von 9%. Im Temperaturbereich $T_u=350^\circ\text{C}$ bis 425°C werden an allen Proben leicht abfallende Zugfestigkeiten von etwa

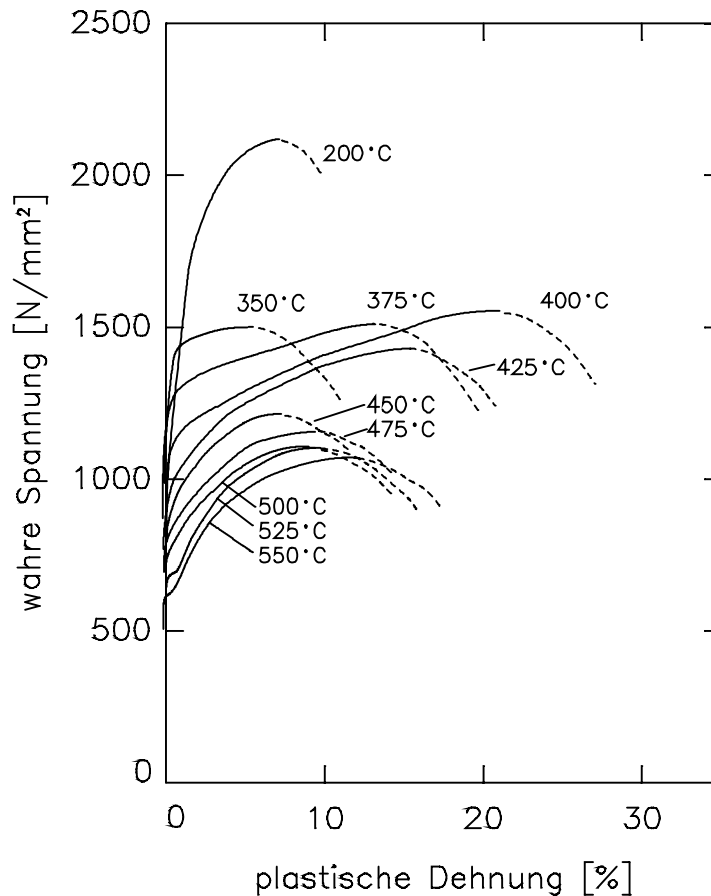


Bild 8.2: σ_w, ϵ_p – Kurven für 45 Si 10 bei Raumtemperatur

1450 N/mm² bis 1300 N/mm² gemessen. Das Maximum der Bruchdehnung von 28% wird bei 400°C erreicht und sinkt für höhere und tiefere Umwandlungstemperaturen ab. Die σ_n, ϵ_p -Kurven zeigen bei 200°C und 350°C eine geringe Gleichmaßdehnung, aber eine große Einschnürdehnung. Die Gleichmaßdehnung vergrößert sich bis $T_u=400^\circ\text{C}$ um einen linearen Bereich, der den Beginn der Einschnürung zu größeren Dehnungen verschiebt. Wie bei den zuvor besprochenen Stählen tritt hier ein ausgeprägter TRIP-Effekt auf. Bei $T_u=425^\circ\text{C}$ ist er noch abgeschwächt zu erkennen. Bei über 425°C steigenden Umwandlungstemperaturen werden wieder Kurven mit etwa gleich großer Bruch- und Einschnürdehnung beobachtet. Die Zugverfestigungskurven bei $T_u=525^\circ\text{C}$ und 550°C zeigen einen Streckgrenzeneffekt.

Bild 8.2 zeigt die wahre Spannung in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung. Im Temperaturbereich $T_u=350^\circ\text{C}$ bis 400°C tritt der lineare Verfestigungsanstieg und der Beginn der Einschnürung bei einer wahren Spannung von jeweils etwa 1500 N/mm² deutlich hervor.

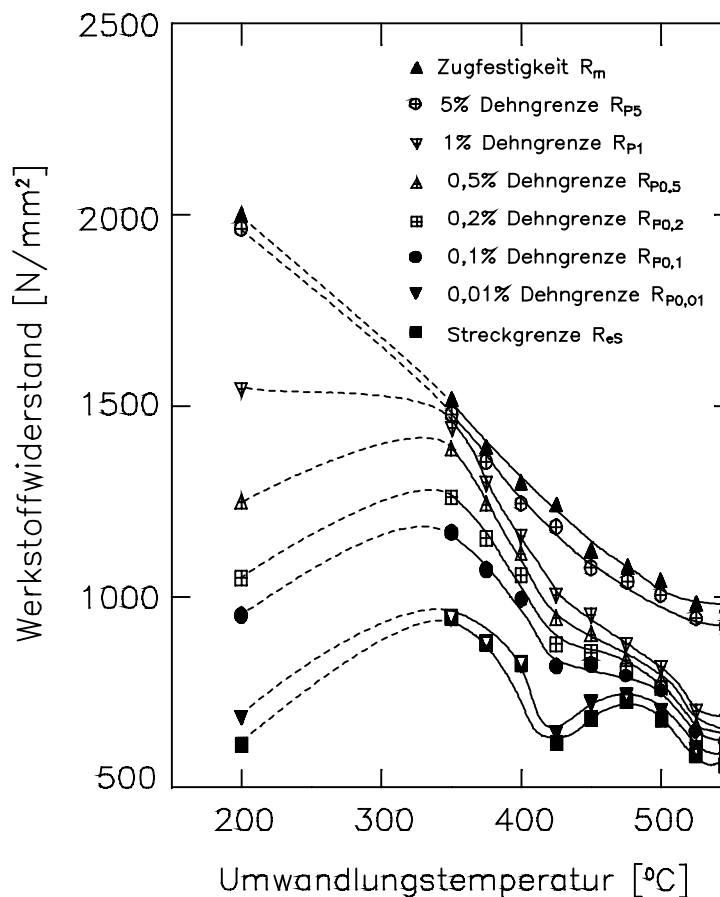


Bild 8.3: Zugfestigkeit R_m , verschiedene Dehngrenzen R_{Px} und Streckgrenze R_{eS} für 45 Si 10 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

Die Zugfestigkeit wird nach Bild 8.3 mit 2000 N/mm² bei einer Umwandlungstemperatur von 200°C maximal. Bei steigenden Umwandlungstemperaturen sinkt die Zugfestigkeit kontinuierlich bis auf etwa 1000 N/mm² bei $T_u=550$ °C ab. Die 5% Dehngrenze verläuft bei etwas geringeren Spannungen exakt parallel zur Zugfestigkeit. Die 1% Dehngrenze sinkt von 1600 N/mm² bei $T_u=200$ °C auf 1500 N/mm² bei $T_u=350$ °C ab. Bei weiter steigenden Umwandlungstemperaturen sinken die Werte etwas steiler als die Zugfestigkeit auf 700 N/mm² bei $T_u=550$ °C ab. Bei den 0,5% bis 0,01% Dehngrenzen und der Streckgrenze steigen die Werte ausgehend von $T_u=200$ °C und fallen dann wieder ab, so daß sich bei $T_u=350$ °C ein Maximum ausbildet. Die Streckgrenze und die zu ihr parallel verlaufende 0,01%-Dehngrenze bilden bei $T_u=425$ °C jeweils ein Minimum.

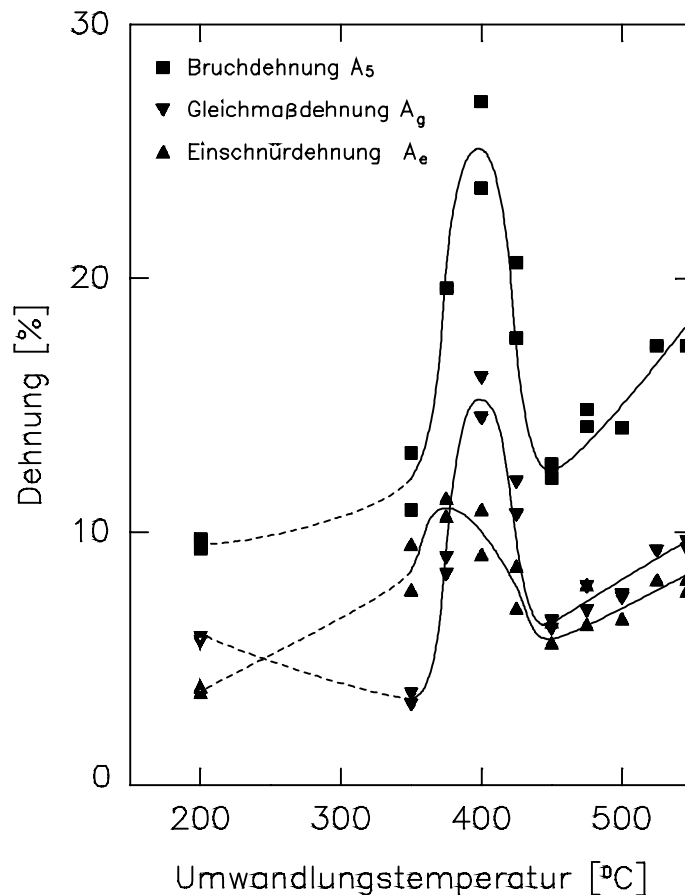


Bild 8.4: Bruchdehnung A_5 , Einschnürdehnung A_e und Gleichmaßdehnung A_g für 45 Si 10 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

Nach Bild 8.4 beträgt die Bruchdehnung nach Umwandlung bei etwa 10% und nimmt bis $T_u=350^\circ\text{C}$ leicht auf 11% zu, um dann steil zum ausgeprägten Maximum von 26% bei $T_u=400^\circ\text{C}$ anzusteigen. Bis $T_u=450^\circ\text{C}$ fallen die Werte wieder zum relativen Minimum von 12% ab, und steigen mit der Umwandlungstemperatur bis $T_u=550^\circ\text{C}$ wieder auf 18% an. Die Gleichmaßdehnung sinkt von 6% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ zum Minimum von 3% bei $T_u=350^\circ\text{C}$ ab und steigt anschließend zu einem Maximum von 15% bei $T_u=400^\circ\text{C}$ an. Bei $T_u=450^\circ\text{C}$ bildet sich ein zweites relatives Minimum von 7%. Die Einschnürdehnung zeigt eine ähnliche Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur wie die Bruchdehnung, erreicht aber ihr Maximum von 11% bei 375°C .

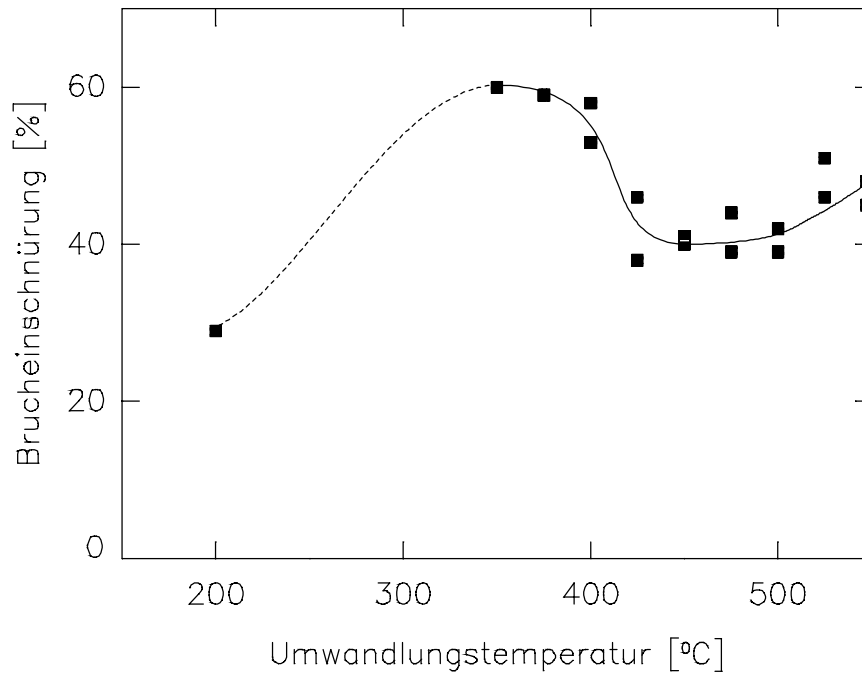


Bild 8.5: Bruchdehnung Z für 45 Si 10 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

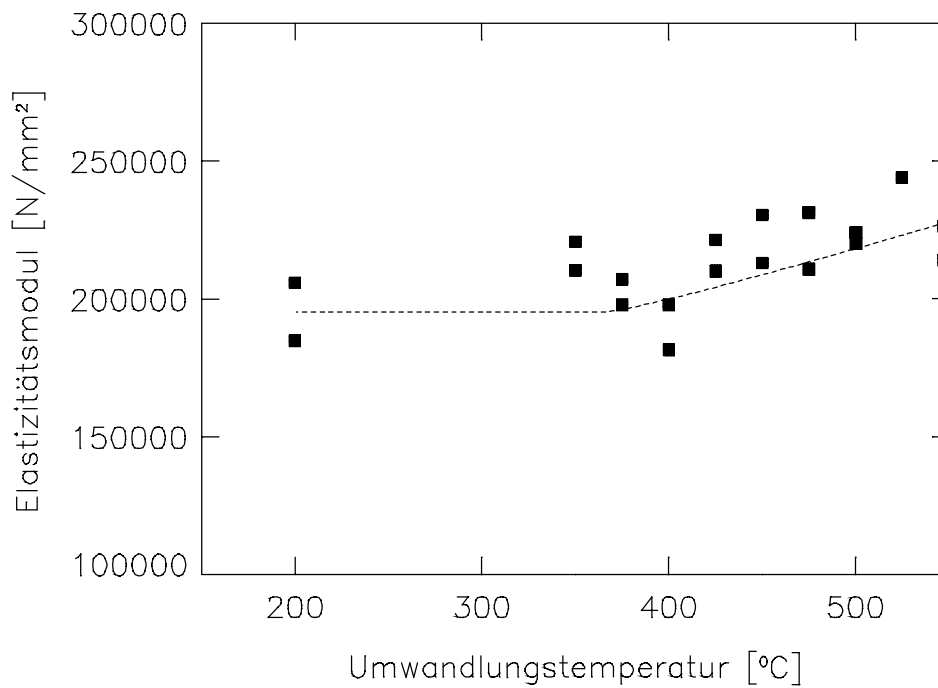


Bild 8.6: Elastizitätsmodul E für 45 Si 10 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

Die Brucheinschnürung in Bild 8.5 steigt von 30% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ zum Maximum von etwa 60% bei $T_u=350^\circ\text{C}$ an und fällt bei weiter steigender Umwandlungstemperatur zu einem relativen Minimum von etwa 40% bei $T_u=450^\circ\text{C}$ ab.

Die Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls von der Umwandlungstemperatur läßt sich nach Bild 8.6 im Temperaturbereich 375°C bis 550°C mit der Beziehung

$$E(T_u) = 176 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}} \cdot T_u + 132\,000 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (8.1)$$

beschreiben. Bei tieferen Temperaturen nimmt er den konstanten Wert $200\,000 \text{ N/mm}^2$ an.

b) 65 Si 7

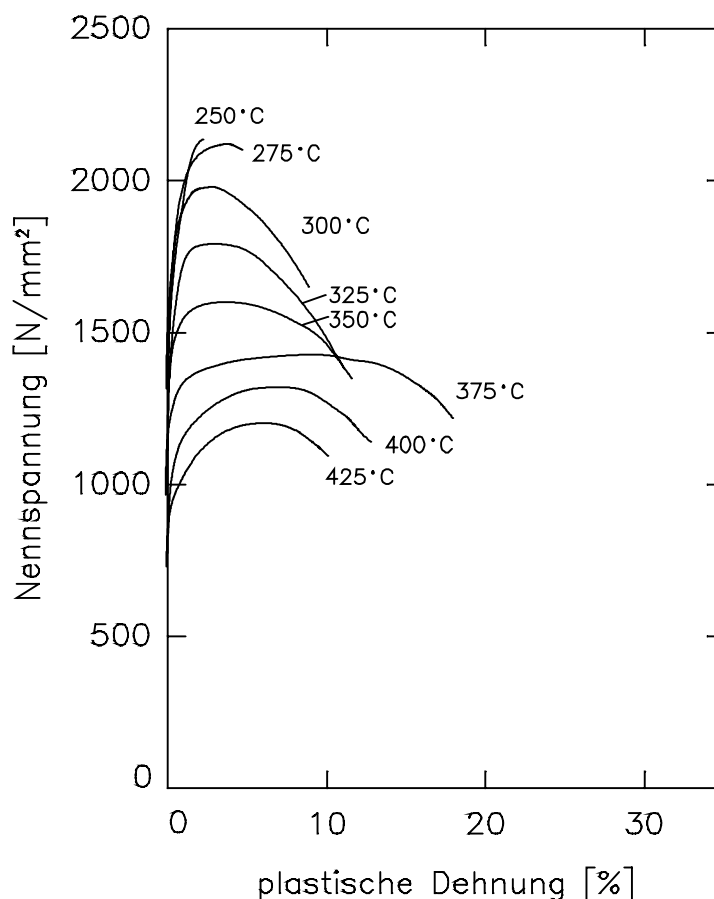


Bild 8.7: σ_n, ε_p - Kurven für 65 Si 7 bei Raumtemperatur

Die Zugverfestigungskurven von 65 Si 7 in Bild 8.7 zeigen für eine Umwandlungstemperatur von 250°C bei einer Zugfestigkeit von 2200 N/mm^2 ein sprödes Verhalten mit einer geringen

Bruchdehnung. Bei $T_u=275^\circ\text{C}$ wird die Gleichmaßdehnung etwas größer, aber erst ab $T_u=300^\circ\text{C}$ treten ausgeprägte Einschnürdehnungen auf, wie in Bild 8.7 durch eine Verlängerung der abfallenden Kurventeile erkennbar ist. Bei $T_u=350^\circ\text{C}$ und 375°C wird der Beginn der Einschnürung durch anwachsende Gleichmaßdehnungen zu höheren Dehnungswerten verschoben. Hier wird das Maximum der Bruchdehnung von 18 % bei einer Zugfestigkeit von 1400 N/mm^2 erreicht. Bei $T_u=400^\circ\text{C}$ und 425°C geht die Bruchdehnung wieder zurück und die Zugverfestigungskurven zeigen eine abgerundete Form. In der Auftragung der wahren Spannung über der plastischen Dehnung (vgl. Bild 8.8) tritt der lineare Verfestigungsanstieg bei 375°C deutlich und bei 400°C ansatzweise hervor. Die Kurven im Temperaturbereich $T_u=400^\circ\text{C}$ bis 425°C zeigen eine abgerundete Form.

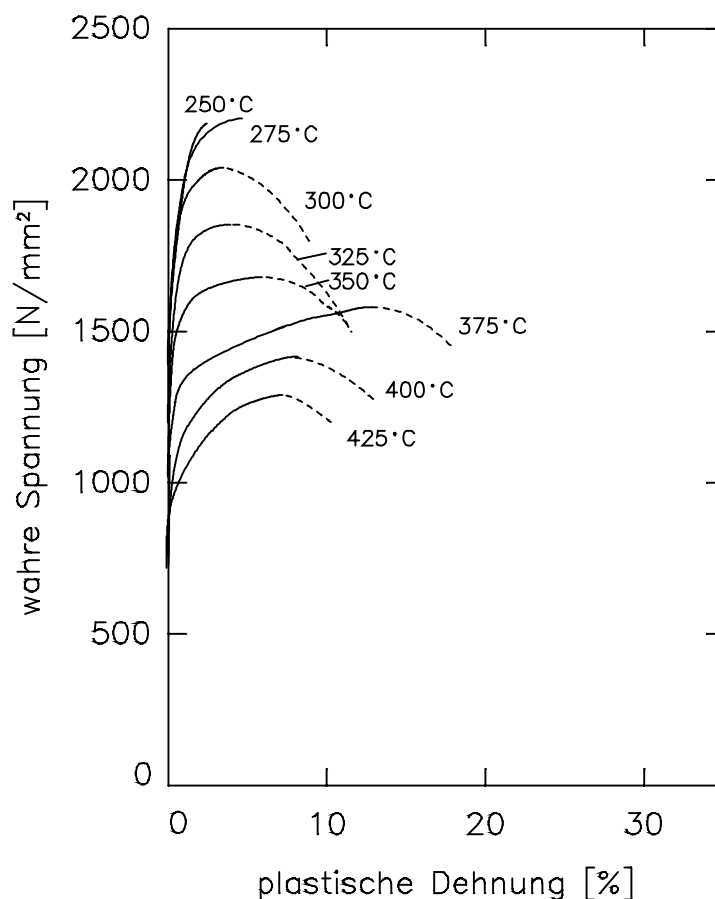


Bild 8.8: σ_w, ϵ_p - Kurven für 65 Si 7 bei Raumtemperatur

Die Zugfestigkeit in Bild 8.9 fällt monoton von 2200 N/mm^2 bei $T_u=250^\circ\text{C}$ auf 1200 N/mm^2 bei $T_u=425^\circ\text{C}$ ab, während die 0,2% Dehngrenze zunächst von 1500 N/mm^2 bei $T_u=250^\circ\text{C}$ zu einem Maximum von 1700 N/mm^2 bei $T_u=275^\circ\text{C}$ ansteigt und dann parallel zur Zugfestigkeit

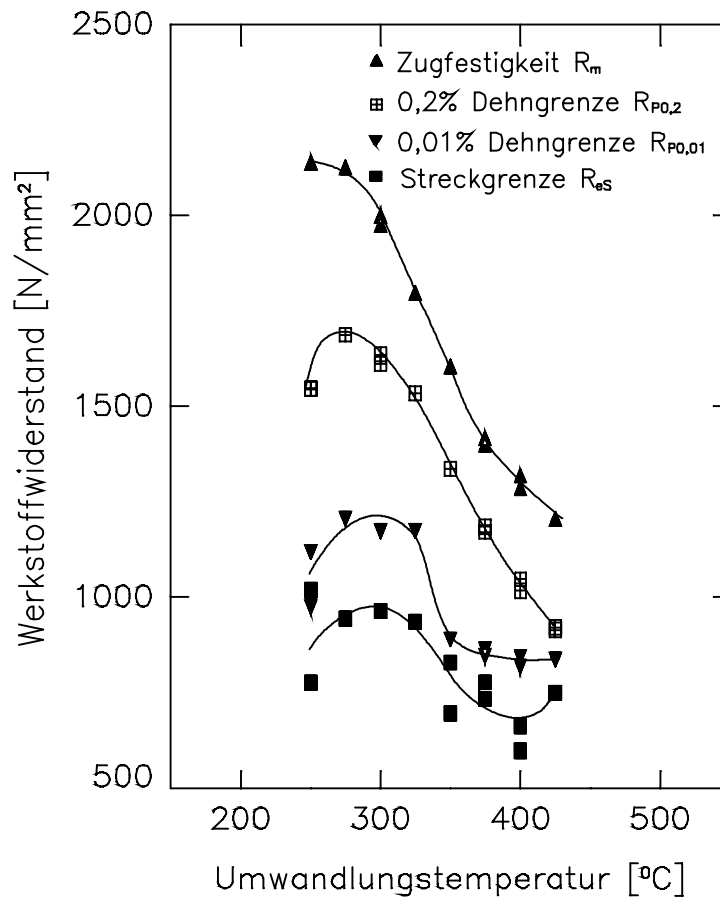


Bild 8.9: Zugfestigkeit R_m , verschiedene Dehngrenzen R_{px} und Streckgrenze R_{es} für 65 Si 7 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

bis auf 800 N/mm^2 bei $T_u=425^\circ\text{C}$ abfällt. Die 0,01% Dehngrenze steigt von 1000 N/mm^2 bei $T_u=250^\circ\text{C}$ zu einen Plateauwert von 1200 N/mm^2 und fällt über $T_u=350^\circ\text{C}$ wieder auf 800 N/mm^2 ab. Die Streckgrenze zeigt eine ähnliche Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur und ist lediglich zu geringeren Spannungen verschoben. Bei $T_u=425^\circ\text{C}$ wird ein leichter Anstieg auf 700 N/mm^2 verzeichnet.

Die Bruchdehnung in Bild 8.10 steigt von 2% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ bis 9% bei 300°C zusammen mit der Einschnürdehnung stark an. Während die Einschnürdehnung im Bereich $T_u=325^\circ\text{C}$ bis 375°C konstant bei etwa 8% verläuft, steigt die Bruchdehnung weiter zu einem Maximum von 18% bei $T_u=375^\circ\text{C}$. Bis $T_u=425^\circ\text{C}$ sinken die Werte der Bruchdehnung wieder auf 10% und die der Einschnürdehnung auf 4% ab. Die Gleichmaßdehnung verläuft von $T_u=250^\circ\text{C}$ bis 325°C etwa bei 2% und steigt dann zu einem Maximum, das bei $T_u=375^\circ\text{C}$ mit 7% erreicht wird. Zu höheren Umwandlungstemperaturen sinkt die Gleichmaßdehnung wieder auf 6% ab.

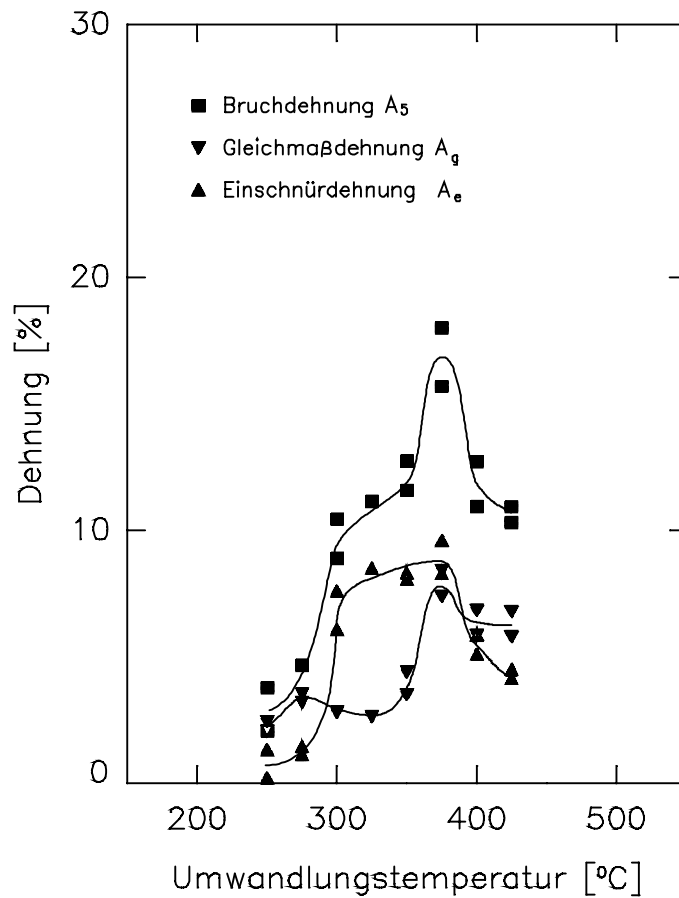


Bild 8.10: Bruchdehnung A_5 , Einschnürdehnung A_e und Gleichmaßdehnung A_g für 65 Si 7 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

Bild 8.11 zeigt die Brucheinschnürung für 65 Si 7 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur. Sie steigt von 1% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ steil bis zu ihrem Maximum von 48% bei $T_u=325^\circ\text{C}$ an. Bei steigenden Umwandlungstemperaturen sinken die Werte, nach Durchlaufen eines relativen Maximums von 41% bei $T_u=375^\circ\text{C}$, bis auf 27% bei $T_u=425^\circ\text{C}$ ab.

Der Elastizitätsmodul von 65 Si 7 lässt sich nach Bild 8.12 durch die Geradengleichung

$$E(T_u) = 212 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}} \cdot T_u + 139\,000 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (6.2)$$

beschreiben.

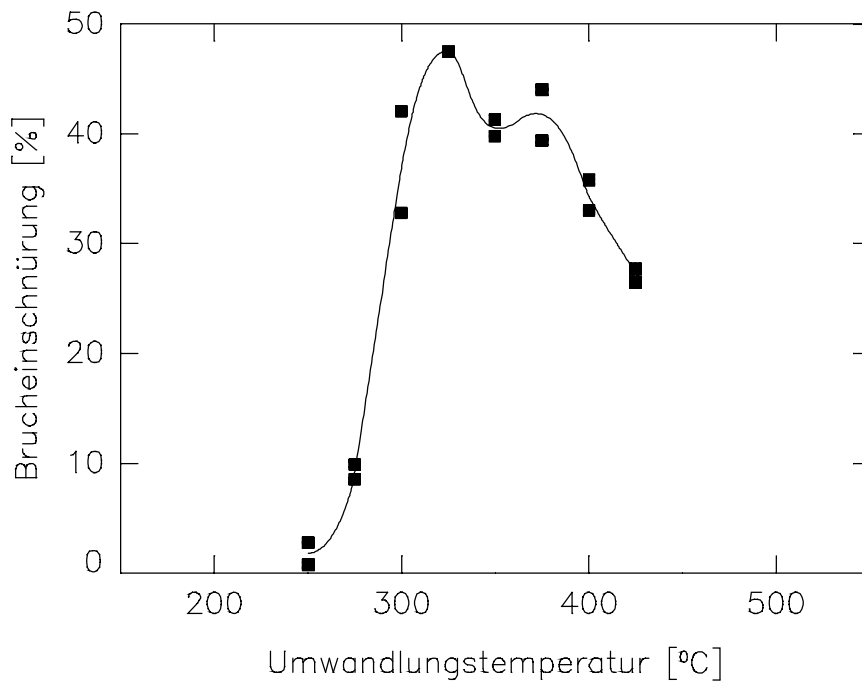


Bild 8.11: Bruchdehnung Z für 65 Si 7 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

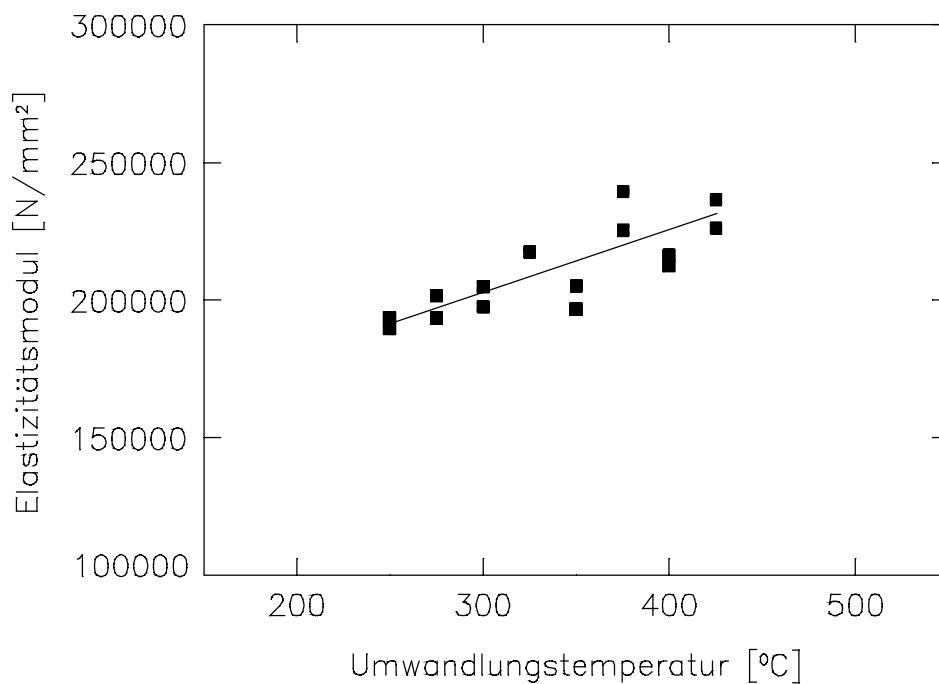


Bild 8.12: Elastizitätsmodul E für 65 Si 7 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

c) 80 Si 6



Bild 8.13: σ_n, ε_p – Kurven für 80 Si 6 bei Raumtemperatur

Bild 8.13 zeigt die Zugverfestigungskurven von 80 Si 6 für Umwandlungstemperaturen zwischen 200°C und 500°C . Die Proben wurden jeweils 4 Stunden bei den angegebenen Temperaturen umgewandelt. Die unterhalb $T_u=300^\circ\text{C}$ umgewandelten Proben zeigen keinerlei plastische Dehnung. Bei der Umwandlungstemperatur 300°C wird mit 2000 N/mm^2 die höchste Zugfestigkeit erreicht. Mit steigenden Umwandlungstemperaturen sinken die Zugfestigkeiten bis $T_u=500^\circ\text{C}$ kontinuierlich ab. Die Zugverfestigungskurve bei $T_u=300^\circ\text{C}$ und 325°C zeigen eine kurze Gleichmaßdehnung und eine lange Einschnürdehnung. Für $T_u=350^\circ\text{C}$ tritt bei $\sigma_n=1500\text{ N/mm}^2$ ein Plateau auf, das die Bruchdehnung auf 19% vergrößert. Bei $T_u=375^\circ\text{C}$ ist dieser Effekt nicht mehr so ausgeprägt bei $\sigma_n=1300\text{ N/mm}^2$ zu beobachten. Die Kurvenform oberhalb $T_u=400^\circ\text{C}$ ist wiederum typisch für diesen Temperaturbereich und die Bruchdehnungen liegen über den bei $T_u=400^\circ\text{C}$ erreichten Werten. Nach Erhöhung der an, so daß die Kurve über der für $T_u=425^\circ\text{C}$ liegt.

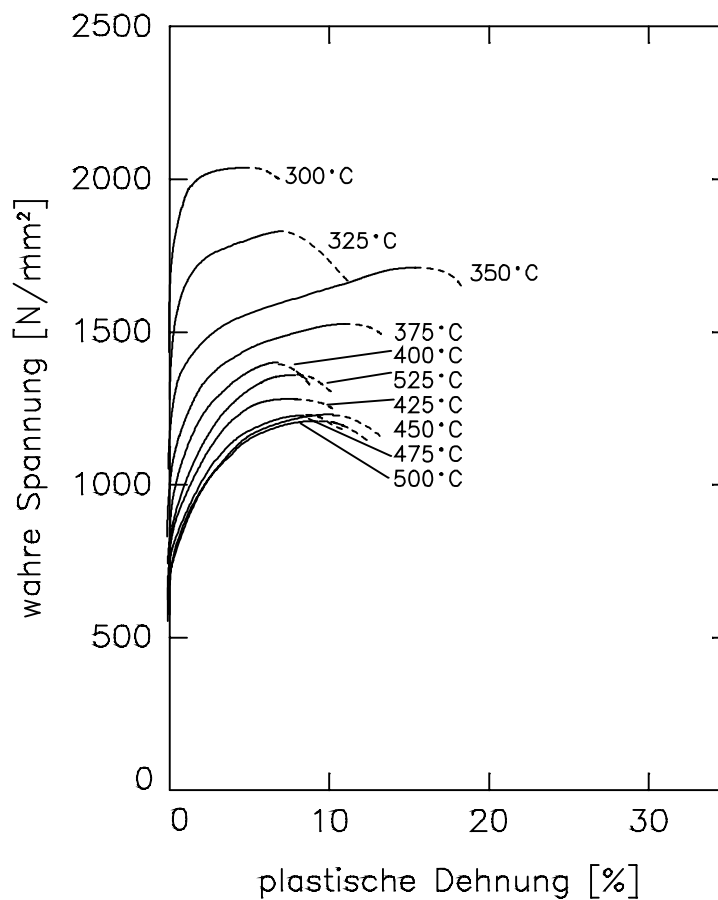


Bild 8.14: σ_w, ε_p – Kurven für 80 Si 6 bei Raumtemperatur

Die Auftragung der wahren Spannung über der plastischen Dehnung in Bild 8.14 zeigt deutlich für die bei $T_u=325^\circ\text{C}$ bis 375°C umgewandelten Proben einen linearen Verfestigungsanstieg, der den Beginn der Einschnürung zu höheren Dehnungen verschiebt. Dieser Effekt ist andeutungsweise auch bei $T_u=300^\circ\text{C}$ zu erkennen. Die Kurven oberhalb $T_u=375^\circ\text{C}$ weisen keine linearen Bereiche auf.

Zwischen $T_u=200^\circ\text{C}$ und 300°C steigt die Zugfestigkeit, wie in Bild 8.15 gezeigt, steil von 600 N/mm^2 zum Maximum von 2000 N/mm^2 an und fällt bis $T_u=500^\circ\text{C}$ kontinuierlich mit steigender Umwandlungstemperatur ab. Bei Erhöhung der Umwandlungstemperatur auf 525°C steigt die Zugfestigkeit wieder etwas an. Die 0,1% bis 5% Dehngrenzen verlaufen parallel zur Zugfestigkeit zu geringeren Spannungen verschoben und werden unterhalb $T_u=300^\circ\text{C}$ von der Zugfestigkeit begrenzt. Die Streckgrenze und die 0,01% Dehngrenze können bei allen untersuchten Umwandlungstemperaturen bestimmt werden und verlaufen etwa parallel zueinander. Nach Durchlaufen von Maximalwerten mit etwa 1300 N/mm^2 bei

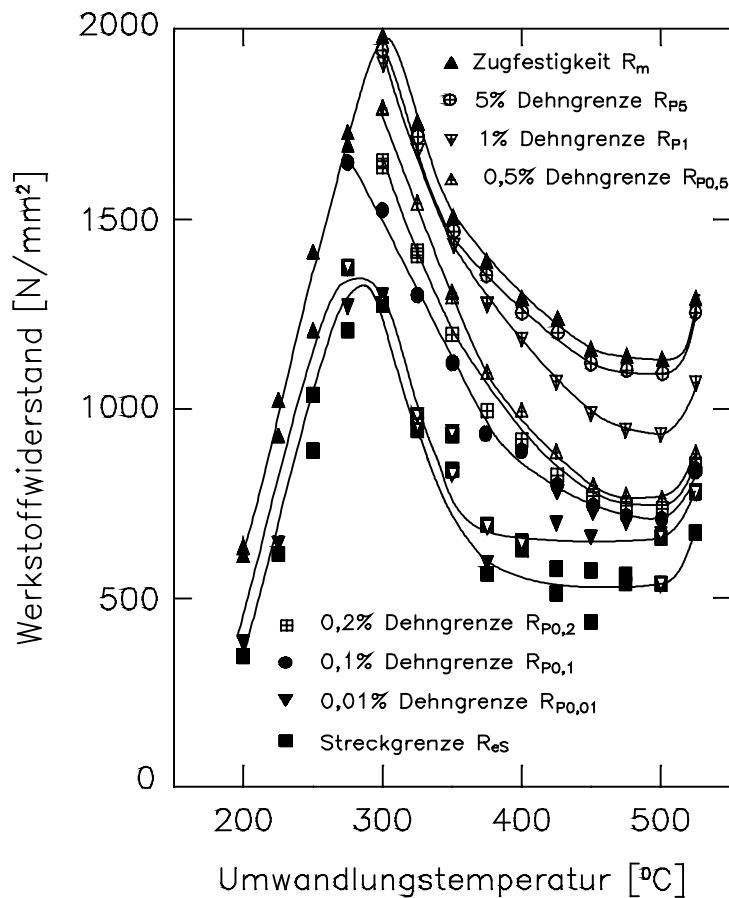


Bild 8.15: Zugfestigkeit R_m , verschiedene Dehngrenzen R_{px} und Streckgrenze R_{es} 80 Si 6 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

$T_u=275$ bis 300°C bilden die beiden Kurven zwischen $T_u=400^\circ\text{C}$ und 500°C ein Plateau von 500 N/mm^2 bzw. 600 N/mm^2 und steigen bei $T_u=525^\circ\text{C}$ wieder an.

Bild 8.16 zeigt die Bruchdehnung, die Gleichmaßdehnung und die Einschnürdehnung als Funktion der Umwandlungstemperatur. Bis $T_u=275^\circ\text{C}$ werden verschwindend kleine Werte beobachtet. Danach steigt die Bruchdehnung zum Maximum von 19% bei $T_u=350^\circ\text{C}$ an, fällt bei höheren Umwandlungstemperaturen zu einem relativen Minimum von 9% bei $T_u=400^\circ\text{C}$ ab und bildet bei $T_u=475^\circ\text{C}$ ein relatives Maximum von 12%. Die Gleichmaßdehnung steigt von $T_u=275^\circ\text{C}$ bis 350°C zum Maximum von 11% an und durchläuft bei $T_u=400^\circ\text{C}$ ein relatives Minimum. Zwischen $T_u=425^\circ\text{C}$ und 525°C werden etwa konstante Werte von 7% registriert. Zwischen $T_u=300^\circ\text{C}$ und 375°C verläuft die Einschnürdehnung konstant bei 5%, bildet bei $T_u=400^\circ\text{C}$ ein relatives Minimum von 3% und steigt bis $T_u=475^\circ\text{C}$ zum Maximalwert von 6% an.

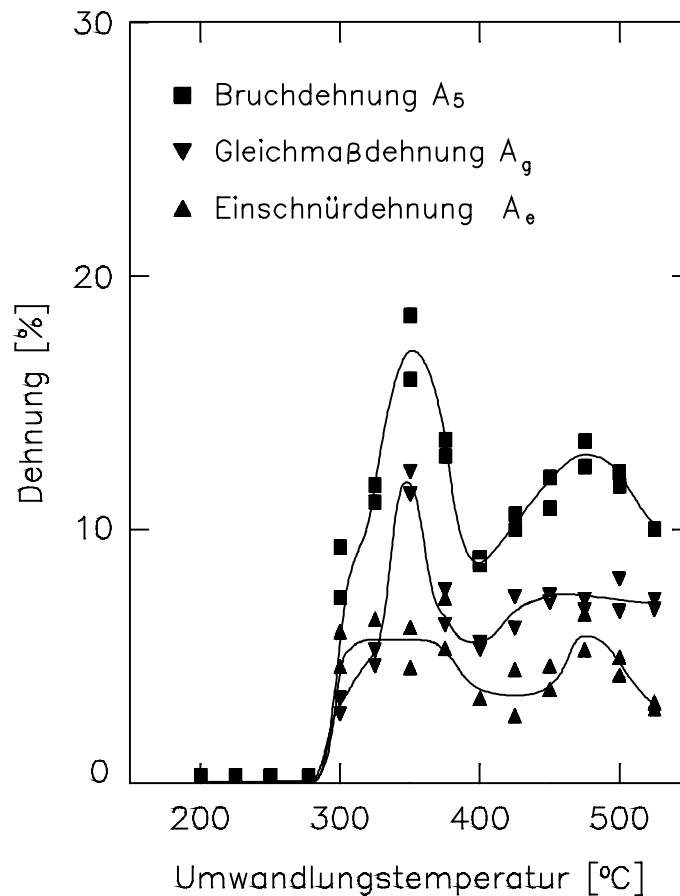


Bild 8.16: Bruchdehnung A_5 , Einschnürdehnung A_e und Gleichmaßdehnung A_g für 80 Si 6 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Die Brucheinschnürung in Bild 8.17 besitzt die gleiche Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur wie die Bruchdehnung. Bis $T_u=275^\circ\text{C}$ tritt keine Brucheinschnürung auf. Danach steigen die Werte steil bis 38% bei $T_u=325^\circ\text{C}$ an, um bis $T_u=400^\circ\text{C}$ zu einem relativen Minimum von 20% abzusinken. Bei $T_u=475^\circ\text{C}$ wird ein relatives Maximum von 28% beobachtet.

Die Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls von der Umwandlungstemperatur in Bild 8.18 kann durch eine Gerade mit der Gleichung

$$E(T_u) = 36 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}} \cdot T_u + 198\,000 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (8.3)$$

beschrieben werden.

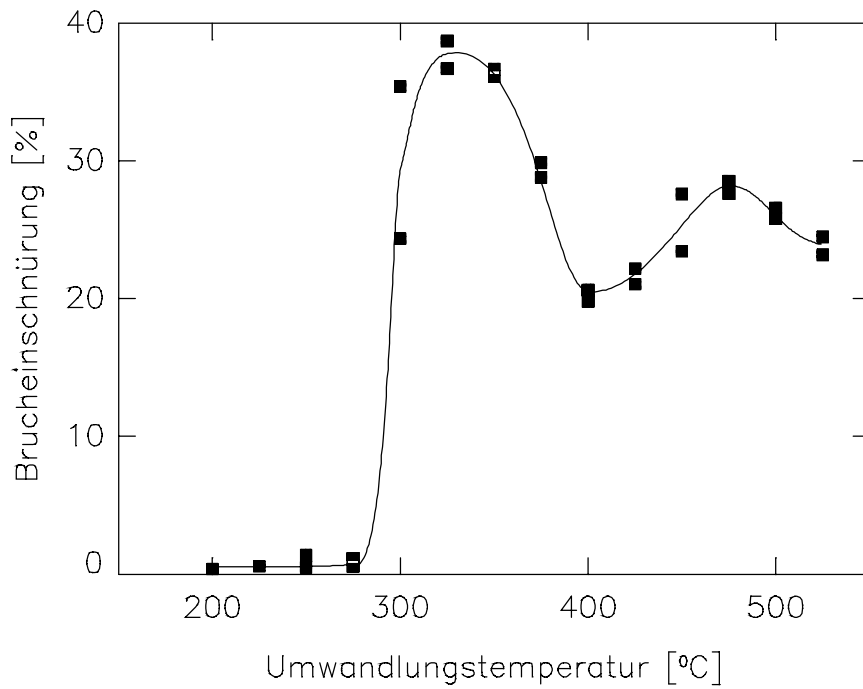


Bild 8.17: Bruchdehnung Z für 80 Si 6 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

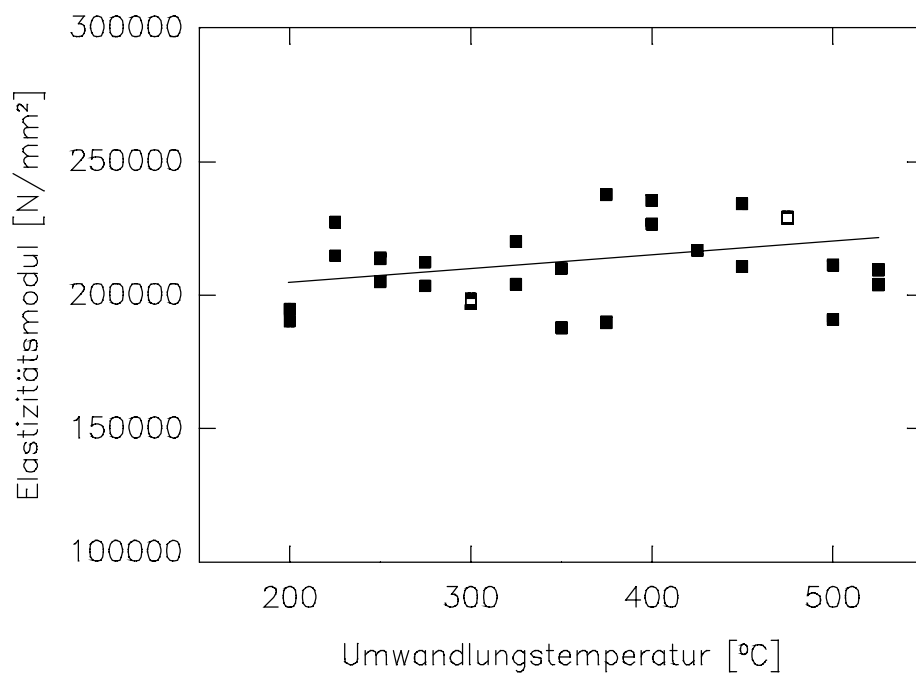


Bild 8.18: Elastizitätsmodul E für 80 Si 6 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

8.1.2. Verfestigungsbedingte Restaustenitumwandlungen

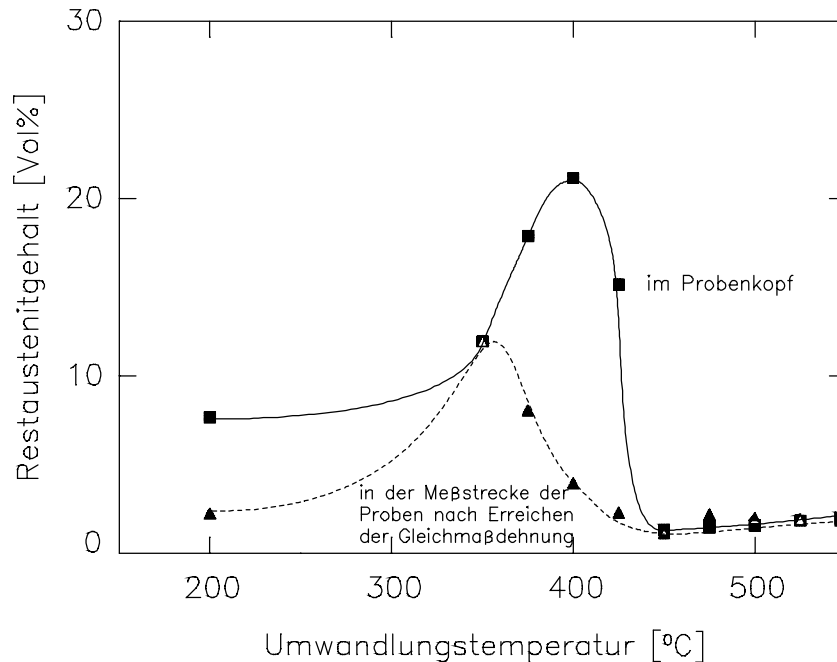


Bild 8.19: Restaustenitgehalte für 45 Si 10 im Probenkopf, in der Meßstrecke und auf der Bruchfläche in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

In Bild 8.19 wird der Restaustenitgehalt von 45 Si 10 im Probenkopf und in der Meßstrecke nach Erreichen der Gleichmaßdehnung gegenübergestellt. Die Restaustenitgehalte des Probenkopfes steigen von $T_u=200^\circ\text{C}$ bis 350°C nur leicht von 8 Vol% auf 11 Vol%, dann stärker zu einem Maximum von 21 Vol% bei $T_u=400^\circ\text{C}$ an und fallen bis $T_u=450^\circ\text{C}$ steil auf etwa 1 Vol% ab. Die Restaustenitwerte in der Meßstrecke steigen von 2 Vol% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ zum Maximum von 12 Vol% bei $T_u=350^\circ\text{C}$ an und fallen kontinuierlich auf 1 Vol% bei $T_u=450^\circ\text{C}$ ab. Zwischen $T_u=450^\circ\text{C}$ und 550°C sind sie identisch mit den im Probenkopf gemessenen Werten. Die Restaustenitmessungen auf der Bruchfläche der Proben lieferten Werte unter 1 Vol% für alle untersuchten Umwandlungstemperaturen und wurden deshalb nicht mit in das Bild aufgenommen.

Bild 8.20 zeigt die Differenz der Restaustenitgehalte des Probenkopfes und der Meßstrecke, die den während der zügigen Beanspruchung bis zum Erreichen der Gleichmaßdehnung umgewandelten Restaustenit angibt. Die Meßwerte sinken von 6 Vol% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ auf nahezu 0 Vol% bei $T_u=350^\circ\text{C}$ ab, zwischen $T_u=350^\circ\text{C}$ und 450°C durchläuft die Restaustenitdifferenz ein scharf ausgeprägtes Maximum von 17 Vol%. Bei noch höheren Umwandlungstemperaturen sind die Werte wieder verschwindend klein.

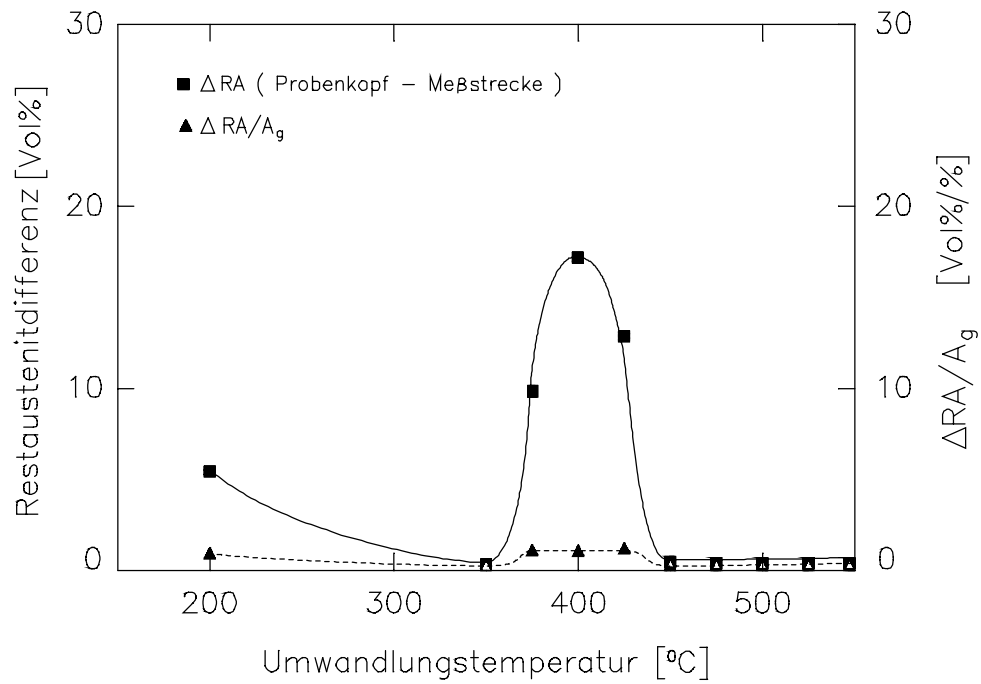


Bild 8.20: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ für 45 Si 10 als Funktion der Umwandlungstemperatur

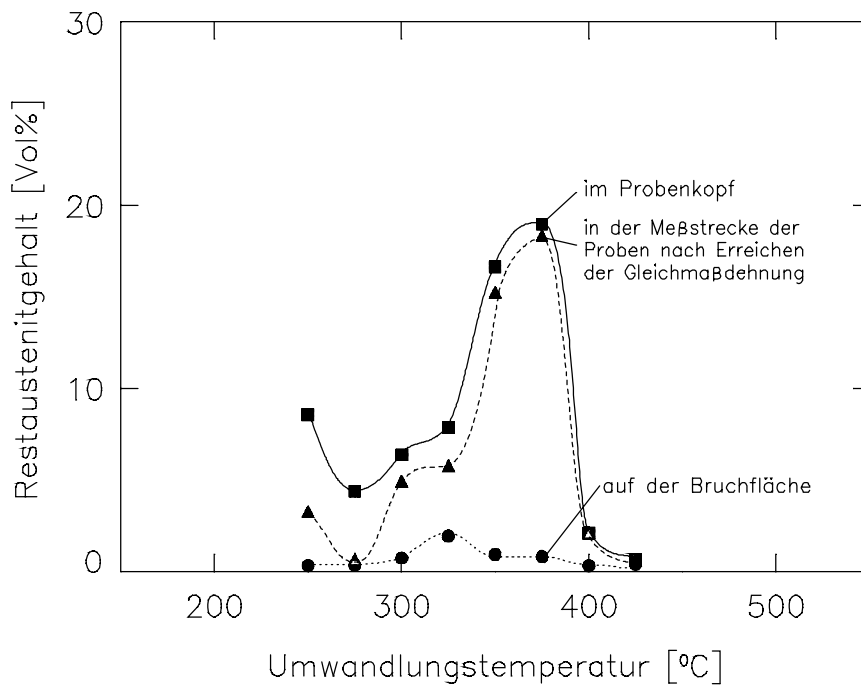


Bild 8.21: Restaustenitgehalte im Probenkopf, in der Meßstrecke und auf der Bruchfläche für 65 Si 7 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

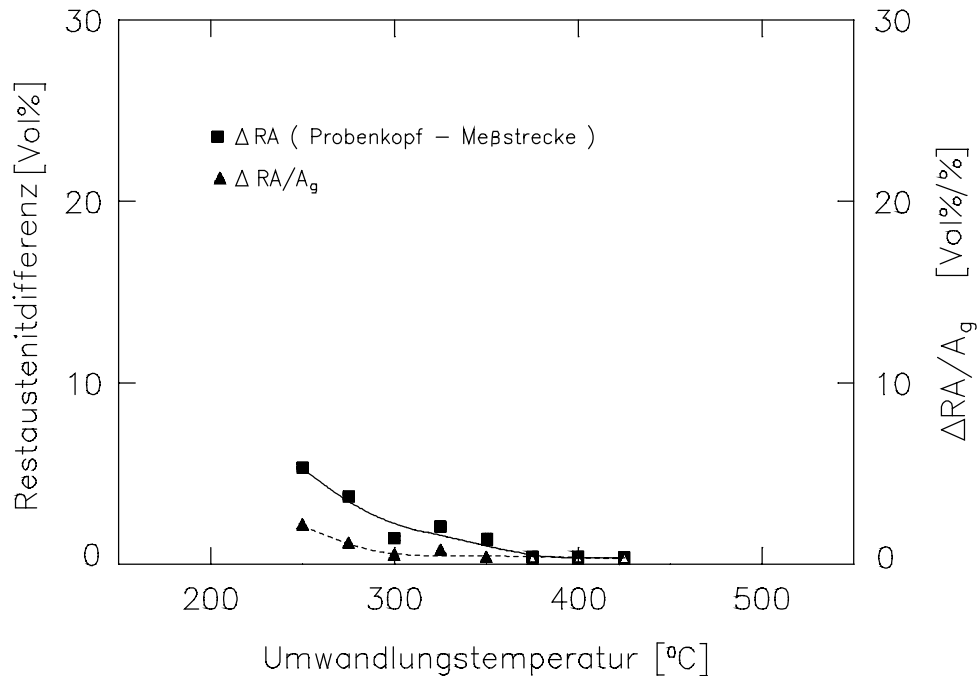


Bild 8.22: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ für 65 Si 7 als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=60$ min)

Die Restausenitdifferenz bezogen auf die Gleichmaßdehnung ist ein der Stabilität des Restausenits gegen verformungsinduzierte Umwandlung umgekehrt proportionaler Wert. Dieser Quotient verläuft über dem gesamten untersuchten Temperaturbereich nahe 0 Vol%/°. Lediglich zwischen $T_u=375^\circ\text{C}$ und 425°C werden etwas höhere Werte registriert.

Die an 65 Si 7 im Probenkopf, in der Meßstrecke nach Erreichen der Gleichmaßdehnung und auf der Bruchfläche gemessenen Restausenitgehalte, sind in Bild 8.21 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur aufgetragen. Die Werte für den Probenkopf fallen von 9 Vol% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ zu einem relativen Minimum von 4 Vol% bei $T_u=275^\circ\text{C}$ ab und steigen bis $T_u=375^\circ\text{C}$ zu einem Maximum von 19 Vol% an, um bis $T_u=400^\circ\text{C}$ wieder steil auf 2 Vol% abzusinken.

Die Restausenitgehalte in der Meßstrecke zeigen eine ähnliche Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur wie die des Probenkopfes, bilden aber bei $T_u=275^\circ\text{C}$ ein absolutes Minimum von nahezu 0 Vol%. Auf der Bruchfläche lassen sich über dem untersuchten Temperaturbereich lediglich Restausenitgehalte unter 3 Vol%, mit einem Maximum der Werte bei $T_u=325^\circ\text{C}$, messen.

Entsprechend den nur wenig unterschiedlichen Restaustenitwerten für Probenkopf und Meßstrecke erhält man für die Restaustenitdifferenz nur geringe Werte, wie Bild 8.22 belegt. Von 6 Vol% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ fällt die Kurve bis nahezu 0 Vol% bei $T_u=425^\circ\text{C}$ kontinuierlich ab. Die auf die Gleichmaßdehnung bezogene Restaustenitdifferenz sinkt von 2 Vol%/ % bei $T_u=250^\circ\text{C}$ auf nahezu 0 Vol%/ % bei $T_u=300^\circ\text{C}$ ab und verläuft weiter auf diesem Niveau bis $T_u=425^\circ\text{C}$. Bild 8.23 zeigt die an 80 Si 6 im Probenkopf, in der Meßstrecke nach Erreichen der Gleich-

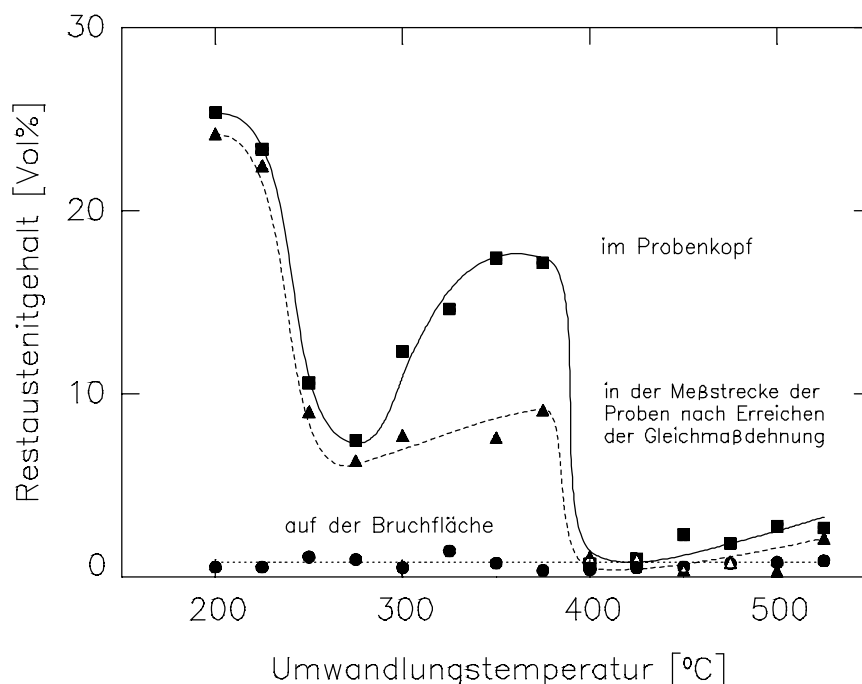


Bild 8.23: Restaustenitgehalte für 80 Si 6 im Probenkopf, in der Meßstrecke und auf der Bruchfläche in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

maßdehnung und auf der Bruchfläche gemessenen Restaustenitgehalte als Funktion der Umwandlungstemperatur. Von 26 Vol% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ ausgehend fallen die Werte zu einem relativen Minimum von 8 Vol% bei $T_u=275^\circ\text{C}$ ab und steigen wieder auf ein relatives Maximum von 17 Vol% bei $T_u=375^\circ\text{C}$ an. Beim Übergang zu einer Umwandlungstemperatur von 400°C fallen die Restaustenitgehalte steil auf 1 Vol% ab und nehmen danach wieder etwas zu.

Der Restaustenitgehalt in der Meßstrecke fällt zwischen $T_u=200^\circ\text{C}$ und 275°C von 24 Vol% auf 6 Vol% parallel zu der Kurve der Kopfwerte. Zwischen $T_u=300^\circ\text{C}$ und 375°C steigt die Kurve nur schwach bis zu einem relativen Maximum von 9 Vol%. Bei $T_u=400^\circ\text{C}$ erfolgt dann ebenfalls ein abrupter Abfall auf 1 Vol%, und bis $T_u=525^\circ\text{C}$ ein leichter Anstieg auf 2 Vol%.

Die auf der Bruchfläche gemessenen Restaustenitwerte verlaufen im untersuchten Temperaturbereich etwa konstant bei 1 Vol%.

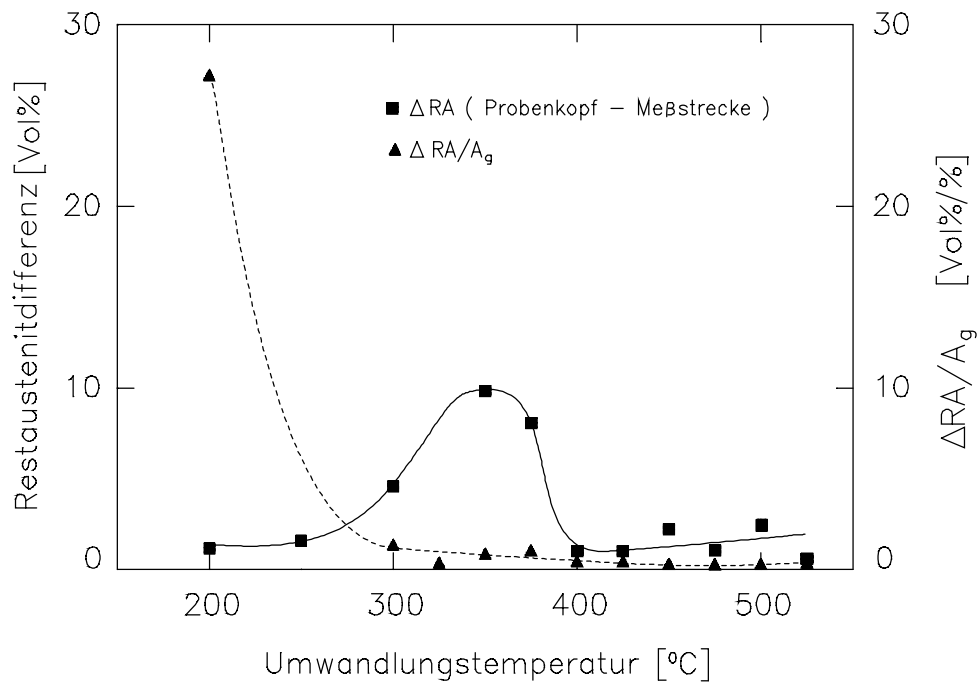


Bild 8.24: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ für 80 Si 6 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Die Restaustenitdifferenz zwischen Probenkopf und Meßstrecke als Funktion der Umwandlungstemperatur, die in Bild 8.24 aufgetragen ist, steigt von 1 Vol% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ zu einem Maximum von 10 Vol% bei $T_u=350^\circ\text{C}$ an und nimmt bis $T_u=400^\circ\text{C}$ wieder zu einem relativen Minimum von 1 Vol% ab. Bei Erhöhung der Umwandlungstemperatur auf 500°C wachsen die Werte auf 2 Vol% an.

Die auf die Gleichmaßdehnung bezogene Restaustenitdifferenz fällt von sehr großen Werten auf 1 Vol%/ bei $T_u=300^\circ\text{C}$ und im weiteren Verlauf bis $T_u=525^\circ\text{C}$ auf nahezu 0 Vol%/ ab.

8.1.3. Diskussion

Die Martensitstarttemperaturen der betrachteten Stähle nehmen Werte zwischen 251°C und 348°C an (vgl. Abschn. 3.1), so daß schon beim Abkühlen auf Umwandlungstemperaturen $T_u < M_S$ Martensit entsteht. Dieser Martensit wird im weiteren Verlauf der Umwandlung bei der jeweiligen Umwandlungstemperatur angelassen und besitzt daher relativ gute Duktilitäts-

eigenschaften, fast wie der untere Bainit, der bei diesen Umwandlungstemperaturen entsteht. Andererseits sinkt die Umwandlungsgeschwindigkeit in diesem Temperaturbereich so stark, daß sich innerhalb der gewählten Umwandlungszeiten kein stabiles Bainit-Restaustenit-Verhältnis einstellen kann. Dadurch erreicht der Restaustenit nicht so hohe Kohlenstoffkonzentrationen, um weitere Martensitbildung beim Abschrecken auf Raumtemperatur zu verhindern. Das Gefüge der betrachteten Stähle besteht nach Umwandlung unterhalb der Martensitstarttemperatur aus bainitischem Ferrit, Restaustenit und angelassenem sowie nicht angelassenem Martensit. Die Inhomogenität des Gefüges ist, wie [151] zeigt, negativ für die Festigkeitseigenschaften.

Die Zugverfestigungskurven für 45 Si 10 in Bild 8.1 lassen sich in drei Bereiche einteilen. Den Temperaturbereich unterhalb der Martensitstarttemperatur repräsentiert die Kurve bei $T_u=200^\circ\text{C}$. Sie zeigt die höchste Zugfestigkeit von 2000 N/mm^2 . Diese hohe Festigkeit ist auf die hohe Kohlenstoffübersättigung des bainitischen Ferrits und dem Anteil angelassenen Martensits zurückzuführen, der beim Abkühlen auf Umwandlungstemperatur entstanden ist. Durch den niedrigen Legierungskohlenstoffgehalt und den Anlaßvorgang bei Umwandlungstemperatur ist der Martensit relativ duktil, was eine relativ hohe Bruchdehnung von 10% bewirkt. Der Restaustenitgehalt von 8 Vol% unterstützt die Duktilität des Gefüges zusätzlich. Im Temperaturbereich $T_u=350^\circ\text{C}$ bis 425°C zeigen die Kurven schon im $\sigma_n\text{-}\epsilon_p$ -Diagramm den Beginn der Einschnürung bei etwa der gleichen Nennspannung, während im $\sigma_w\text{-}\epsilon_p$ -Diagramm (Bild 8.2) dieser Punkt mit T_u etwas ansteigt. Die Zugverfestigungskurven bei $T_u=375^\circ\text{C}$ und 400°C zeigen deutlich ein linear ansteigendes Teilstück, das auf den dort auftretenden TRIP-Effekt zurückzuführen ist. Die Kurve bei $T_u=425^\circ\text{C}$ liegt mit ihrer Form zwischen der bei $T_u=400^\circ\text{C}$ und 450°C . Während zum Beispiel bei 80 Si 10 bei $T_u=425^\circ\text{C}$ schon Karbidbildung mit Reduzierung von Bruchdehnung und Restaustenitgehalt einsetzt, wird bei 45 Si 10 durch den reduzierten Kohlenstoffgehalt die Neigung zur Karbidbildung verringert. Bei $T_u=450^\circ\text{C}$ setzt dann die Karbidbildung massiv ein, wobei der Restaustenitgehalt und die Bruchdehnung stark zurückgehen. Mit dem Einsetzen der Perlitbildung ab $T_u=525^\circ\text{C}$ vergrößert sich die Bruchdehnung wieder, und ein Streckgrenzeneffekt tritt auf.

Das Abfallen der Zugfestigkeit in Bild 8.3 läßt sich analog zu den Befunden an 80 Si 10 und 80 Si 13 (vgl. Abschn. 6.6.2) auf die Veränderung der vorhandenen Phasenanteile, ihrer Morphologie, ihrer Kohlenstoffgehalte und Versetzungsdichte mit bis $T_u=400^\circ\text{C}$ wachsender Umwandlungstemperatur zurückführen und danach mit der dort auftretenden Karbidbildung erklären. Die Streck- und Dehngrenzen sinken unter $T_u=350^\circ\text{C}$ wegen des relativ hohen Restaustenitgehaltes mit geringer Stabilität (vgl. Bild 8.20) etwas ab. Das relative Minimum der Streck- und 0,01% Dehngrenze bei $T_u=425^\circ\text{C}$ fällt mit der beginnenden Karbidbildung zu-

sammen. Dem Restaustenit wird bei dieser Umwandlungstemperatur durch die Karbidbildung nicht so viel Kohlenstoff entzogen, daß sich dieser vollständig in bainitischen Ferrit umwandeln kann. Seine Stabilität gegen verformungsinduzierte Umwandlung sinkt jedoch, was zu plastischen Dehnungsbeiträgen bei geringen Nennspannungen führt.

Im Bild 8.4 tritt deutlich der Temperaturbereich hervor, in dem ein starker TRIP-Effekt existiert. Zwischen $T_u=350^\circ\text{C}$ und 425°C stellt man ein Maximum der Bruchdehnung fest, das durch die verformungsinduzierte Restaustenitumwandlung und der damit verbundenen Vergrößerung der Gleichmaßdehnung entsteht. Die Einschnürdehnung zeigt ihr Maximum bei Umwandlungstemperaturen unterhalb des maximalen TRIP-Effektes. Wegen der Restaustenitumwandlung liegt am Ende der Gleichmaßdehnung eine beträchtliche Menge Martensit vor, der eine Einschnürung der Probe behindert. Die Brucheinschnürung (vgl. Bild 8.5) verläuft ähnlich wie die Einschnürdehnung. Das Ansteigen der Kurven in Bild 8.4 und der Brucheinschnürung über $T_u=525^\circ\text{C}$ kann durch den Einfluß der hier beginnenden Perlitbildung begründet werden.

Der Verlauf des Elastizitätsmoduls über der Umwandlungstemperatur in Bild 8.6 bestätigt seine Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt des Ferrits. Unterhalb der Martensitstarttemperatur $M_s=348^\circ\text{C}$ enthält sowohl der Martensit als auch der bainitische Ferrit die volle Legierungskonzentration an Kohlenstoff, was sich in einem annähernd konstanten Wert des Elastizitätsmoduls von $200\,000\text{ N/mm}^2$ äußert. Erst oberhalb der Martensitstarttemperatur sinkt der Kohlenstoffgehalt des Ferrits, und der Elastizitätsmodul steigt an.

Die Zugverfestigungskurven für 65 Si 7 (vgl. Bild 8.7) lassen sich in vier Bereiche unterteilen. Die Kurve bei $T_u=250^\circ\text{C}$ liegt in der Nähe der Martensitstarttemperatur. Die bainitische Umwandlung wurde nur unvollständig durchgeführt, wie an den relativ hohen Restaustenitgehalten (vgl. Bild 8.21) und dessen geringer Stabilität (vgl. Bild 8.22) zu erkennen ist. Der beim Abschrecken auf Raumtemperatur entstandene und der beanspruchungsinduziert gebildete Martensit reduziert die Duktilität, so daß die Zugfestigkeit kaum über der bei $T_u=275^\circ\text{C}$ liegt. Der höhere Restaustenitgehalt und die reduzierte Restaustenitstabilität führen durch umwandlungsinduzierte Dehnungsanteile zu einer etwas geringeren Steigung der Zugverfestigungskurve. Im Temperaturbereich $T_u=275^\circ\text{C}$ bis 350°C zeigen die Kurven eine Form, wie sie auch bei nicht restaustenithaltigen bainitischen Stählen beobachtet wird. Tatsächlich liegen die Restaustenitwerte bis $T_u=325^\circ\text{C}$ unter 10 Vol%. Der Bereich des ausgeprägten TRIP-Effektes wird nur durch eine Kurve bei $T_u=375^\circ\text{C}$ repräsentiert. Ab $T_u=400^\circ\text{C}$ deutet die Kurvenform und der beobachtete Abfall der Restaustenitwerte auf einsetzende Karbidbildung. Durch den geringeren Siliziumgehalt wird dessen verzögernde Wirkung auf die Karbidbildung

im Vergleich zum 80 Si 10 vermindert. Karbidbildung tritt daher innerhalb der gewählten Umwandlungszeit schon bei tieferen Umwandlungstemperaturen auf. Der Verlauf der Zugfestigkeit in Bild 8.9 läßt sich mit den gleichen Argumenten wie beim 45 Si 10 deuten. Lediglich das Abbiegen der Kurve unterhalb $T_u=275^\circ\text{C}$ ist von der hier stark reduzierten Duktilität abzuleiten. Das Absinken der Streck- und Dehngrenzen in diesem Temperaturbereich ist eine Folge des Anteils an wenig stabilisiertem Restaustenit. Der Abfall der Streck- und der 0,01% Dehngrenze bei $T_u=350^\circ\text{C}$ läßt sich mit dem Anstieg des Restaustenits bei dieser Umwandlungstemperatur in Verbindung bringen.

Das Maximum der Bruchdehnung in Bild 8.10 fällt mit dem Maximum des Restaustenits in Bild 8.21 zusammen. Der höhere Restaustenitgehalt im Temperaturbereich $T_u=350^\circ\text{C}$ bis 375°C begünstigt den TRIP-Effekt, der sich in einer Verlängerung der Gleichmaßdehnung äußert. Im Gegensatz zu den bei 80 Si 10 und 80 Si 13 gemachten Beobachtungen führt die beanspruchungsinduzierte Restaustenitumwandlung nicht zum Abnehmen der Einschnürdehnung, da wie Bild 8.22 belegt, der Restaustenitumsatz sehr gering ist. Lediglich das Sinken der Brucheinschnürung nach dem Maximum bei $T_u=325^\circ\text{C}$ (vgl. Bild 8.11) ist eine Auswirkung des beanspruchungsinduziert gebildeten Martensits. Der Elastizitätsmodul in Bild 8.12 steigt von $195\,000\text{ N/mm}^2$ bis $230\,000\text{ N/mm}^2$ aufgrund des abnehmenden Kohlenstoffgehaltes im bainitischen Ferrit an.

Die Proben von 80 Si 6 zeigen im Temperaturbereich $T_u=200^\circ\text{C}$ bis 275°C nur verschwindend kleine plastische Dehnungen. Unterhalb $T_u=250^\circ\text{C}$ entsteht Martensit beim Abkühlen auf Umwandlungstemperatur, der aber durch das Anlassen während der isothermen Umwandlung recht gute Duktilitätseigenschaften besitzt. Die hauptsächliche Ursache für das spröde Verhalten des Werkstoffes unter $T_u=300^\circ\text{C}$ liegt in der innerhalb der gewählten Umwandlungszeit von vier Stunden nur unvollständig durchgeführten Umwandlung. Dadurch erhöht sich der Restaustenitgehalt (vgl. Bild 8.23) und die Anreicherung des Restaustenits mit Kohlenstoff bleibt gering, was zu einer relativ geringen Stabilität des Restaustenits gegen verformungsinduzierte Umwandlung führt (vgl. Bild 8.24). Schon nach geringen Dehnungen entstehen relativ große Martensitbereiche, die ein sprödes Versagen verursachen.

Die Zugverfestigungskurven des 80 Si 6 (vgl. Bild 8.13) lassen sich in vier Gruppen unterteilen. Die Kurve für $T_u=300^\circ\text{C}$ ist typisch für unteren Bainit mit relativ geringem Restaustenitgehalt. Beim 80 Si 6 führt der im Vergleich zum 80 Si 10 geringere Siliziumgehalt, wie auch beim 65 Si 7, zu einer Reduzierung des Temperaturbereiches, in dem ein TRIP-Effekt auftritt. Im Bild 8.13 sind das die Kurven bei $T_u=325^\circ\text{C}$, 350°C und 375°C , deren Gleichmaßdehnung durch einen linearen Kurventeil verlängert wird, wie es in Bild 8.14 noch deutlicher zu sehen

ist. Im Temperaturbereich $T_u=400^\circ\text{C}$ bis 475°C zeigen sich Kurvenverläufe, die auf einen karbidhaltigen oberen Bainit hindeuten. Im Bereich $T_u=500^\circ\text{C}$ bis 525°C setzt zunehmend Perlitbildung ein, was ein Ansteigen der Zugfestigkeit und Absinken der Bruchdehnung verursacht. Der bei diesen Temperaturen entstandene feinstreifige Perlit hat offensichtlich bessere Festigkeitseigenschaften als der koexistierende gröbere karbidhaltige Bainit.

Entsprechend läßt sich der Verlauf der Zugfestigkeit sowie der Streck- und Dehngrenzen über der Umwandlungstemperatur in Bild 8.15 erklären. Unterhalb $T_u=300^\circ\text{C}$ senkt die reduzierte Duktilität die Zugfestigkeit ab, und die 0,1% bis 5% Dehngrenzen werden von der Zugfestigkeit begrenzt. Die Streck- und 0,01% Dehngrenze sinken wegen des zunehmenden Restaustenitgehaltes und der abnehmenden Restaustenitstabilität (vgl. Bild 8.23 und Bild 8.24), also aufgrund umwandlungsinduzierter Dehnungsanteile, ab. Die konstanten Werte der 0,01% und 0,1% Dehngrenze oberhalb $T_u=375^\circ\text{C}$ sind durch das Absinken des Restaustenitgehaltes bei dieser Umwandlungstemperatur bedingt (vgl. Bild 8.23). Zu $T_u=500^\circ\text{C}$ steigen alle Kurven an, was auf den zunehmenden Anteil an feinstreifigem Perlit zurückzuführen ist. Bild 8.16 läßt den durch den relativ niedrigen Siliziumgehalt auf 50 K reduzierten Temperaturbereich erkennen, in dem ein TRIP-Effekt auftritt. Interessant ist das relative Maximum der Bruchdehnung bei $T_u=475^\circ\text{C}$, unmittelbar vor Beginn der Perlitbildung. Während von $T_u=400^\circ\text{C}$ bis 475°C die Struktur des oberen Bainits gröber wird, sinkt entsprechend die Zugfestigkeit, und die Bruchdehnung steigt. Sobald der sich bildende feinstreifige Perlit die Zugfestigkeit steigert, sinkt entsprechend die erreichte Bruchdehnung ab. Die Brucheinschnürung in Bild 8.17 folgt wiederum der Einschnürdehnung, wobei das Maximum der Brucheinschnürung bei $T_u=325^\circ\text{C}$, der Einsatztemperatur des TRIP-Effektes, liegt. Der Elastizitätsmodul steigt mit der Umwandlungstemperatur von $205\,000\text{ N/mm}^2$ auf $225\,000\text{ N/mm}^2$ und deutet den sinkenden Kohlenstoffgehalt des bainitischen Ferrits an.

Die Restaustenitgehalte für 45 Si 10 in Bild 8.19 spiegeln die gegenüber 80 Si 10 reduzierten Kohlenstoffgehalte wider. Der erreichte maximale Restaustenitgehalt im Probenkopf liegt mit 21 Vol% niedriger als beim 80 Si 10. Der Temperaturbereich der erhöhten Restaustenitgehalte hat sich auf 75°C , von $T_u=350^\circ\text{C}$ bis 425°C , reduziert. Das liegt daran, daß zum Erreichen gleicher Kohlenstoffgehalte höhere Umwandlungstemperaturen notwendig sind, und die Karbidbildung bei $T_u=425^\circ\text{C}$ verlangsamt ist. Entsprechend ist der Temperaturbereich des TRIP-Effektes, wie er in Bild 8.20 an dem hohen Anteil umgewandelten Restaustenits zu erkennen ist, auf $T_u=375^\circ\text{C}$ bis 425°C begrenzt. Dabei fällt die durchgehend hohe Stabilität des Restaustenits gegen verformungsinduzierte Umwandlung auf.

Die Kurven für 65 Si 7 in Bild 8.21 spiegeln den reduzierten Kohlenstoff- und Siliziumgehalt wider. Das Restaustenitmaximum liegt unter 20 Vol% und der im Zugversuch umgewandelte Restaustenitanteil ist sehr gering (vgl. Bild 8.22). Das bedeutet, daß die beobachteten mechanischen Eigenschaften mehr auf das Verformungsverhalten des bainitischen Ferrits und des Restaustenits als auf die verformungsinduzierte Umwandlung des Restaustenits zurückzuführen sind. Entsprechend reduziert sich der Temperaturbereich, in dem ein TRIP-Effekt auftritt, auf eine Umwandlungstemperatur von 375°C.

80 Si 6 enthält im Vergleich zum 80 Si 10 weniger Silizium. Dadurch reduziert sich der maximale Restaustenitgehalt oberhalb $T_u=300^\circ\text{C}$ auf 18 Vol%. Die hohen Restaustenitgehalte unter $T_u=300^\circ\text{C}$ sind, wie schon gesagt, auf unvollständige Umwandlung zurückzuführen. Der Abfall der Restaustenitwerte durch Karbidbildung geschieht wie beim 80 Si 10 bei $T_u=400^\circ\text{C}$. Der Bereich des TRIP-Effektes verschiebt sich, wie in Bild 8.24 zu sehen ist, auf $T_u=300^\circ\text{C}$ bis 375°C.

8.2. Diskussion des Einflusses von Silizium und Kohlenstoff

Anhand der in diesem Kapitel behandelten Stähle kann man, unter Zuhilfenahme der Ergebnisse der vorangegangenen Kapitel, den Einfluß des Kohlenstoffs und des Siliziums auf die Zugfestigkeit, die Bruchdehnung, den Restaustenitgehalt und den beanspruchungsinduziert umgewandelten Restaustenit der untersuchten Materialien beurteilen. So bilden die Stähle 45 Si 10, 65 Si 7 und 80 Si 10 eine Reihe mit aufsteigendem Kohlenstoffgehalt. Die Stähle 80 Si 6, 65 Si 7, 45 Si 10, 80 Si 10 und 80 Si 13 bilden dagegen eine Reihe mit aufsteigendem Siliziumgehalt.

8.2.1. Einfluß des Silizium-Gehaltes

Bild 8.25 zeigt den Einfluß des Siliziumgehaltes auf den Restaustenit und die Bruchdehnung der untersuchten Stähle. Dabei steigt der maximale Restaustenitgehalt von 19% bei 1,5% Si bis 42% bei 3,3% Si an. Das Maximum des umgewandelten Restaustenits zeigt die gleiche Tendenz, ist aber um 10% nach unten verschoben. Die Kurve für $\Delta RA_{\max}/RA$ stellt den Anteil des maximal umgewandelten Restaustenits vom vorhandenen Restaustenit bei der entsprechenden Umwandlungstemperatur dar. Diese Kurve steigt von 55% bei 1,5% Si bis 87% bei 2,5% Si und dann etwas flacher bis 93% bei 3,3% Si. Die Kurve für $\Delta RA/RA_{\max}$ stellt analog den umgewandelten Restaustenitanteil vom maximalen Restaustenitgehalt dar.

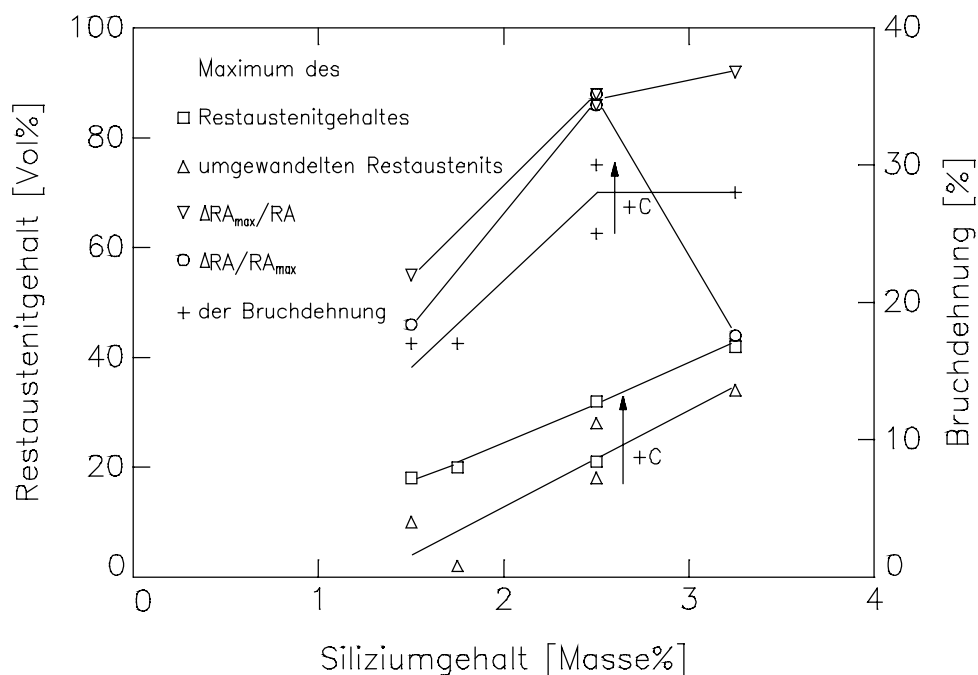


Bild 8.25: Einfluß des Siliziumgehaltes auf den Restaustenit und die Bruchdehnung der untersuchten Stähle

Sie steigt fast parallel zur letzten Kurve von 46% bei 1,5% Si auf 87% bei 2,5% Si und fällt dann bis 3,3% Si auf 42% ab. Die Kurve der Bruchdehnung folgt etwa der $\Delta RA_{max}/RA$ Kurve. Sie steigt von 15% bei 1,5% Si auf 28% bei 2,5% Si und bleibt dann konstant bis 3,3% Si.

In Bild 8.26 sind die Umwandlungstemperaturen, bei denen die Maxima des Restaustenitgehaltes, des umgewandelten Restaustenits und der Bruchdehnung erreicht werden, in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt aufgetragen. Die den maximalen Restaustenitgehalten zugeordneten Umwandlungstemperatur steigen linear von $T_u=375^\circ\text{C}$ bei 1,5% Si bis $T_u=410^\circ\text{C}$ bei 3,3% Si an. Die den Maxima des umgewandelten Restaustenits zugeordneten Umwandlungstemperatur steigen von $T_u=335^\circ\text{C}$ bei 1,5% Si auf $T_u=400^\circ\text{C}$ bei 2,5% Si an und fallen bis 3,3% Si wieder auf $T_u=345^\circ\text{C}$ ab, während die Maxima der Bruchdehnung von 1,5% Si bis 2,5% Si parallel zum Restaustenitgehalt und dann parallel zum umgewandelten Restaustenit verlaufen.

Da Silizium die Aktivität des Kohlenstoffs steigert [36], erreichen mit wachsendem Siliziumgehalt immer größere Austenitvolumina bei abnehmender Kohlenstoffanreicherung eine Kohlenstoffaktivität, die eine weitere bainitische Umwandlung behindert. Dadurch wird der erreichbare Restaustenitanteil vergrößert (vgl. Bild 8.25). Parallel dazu erhöht sich das

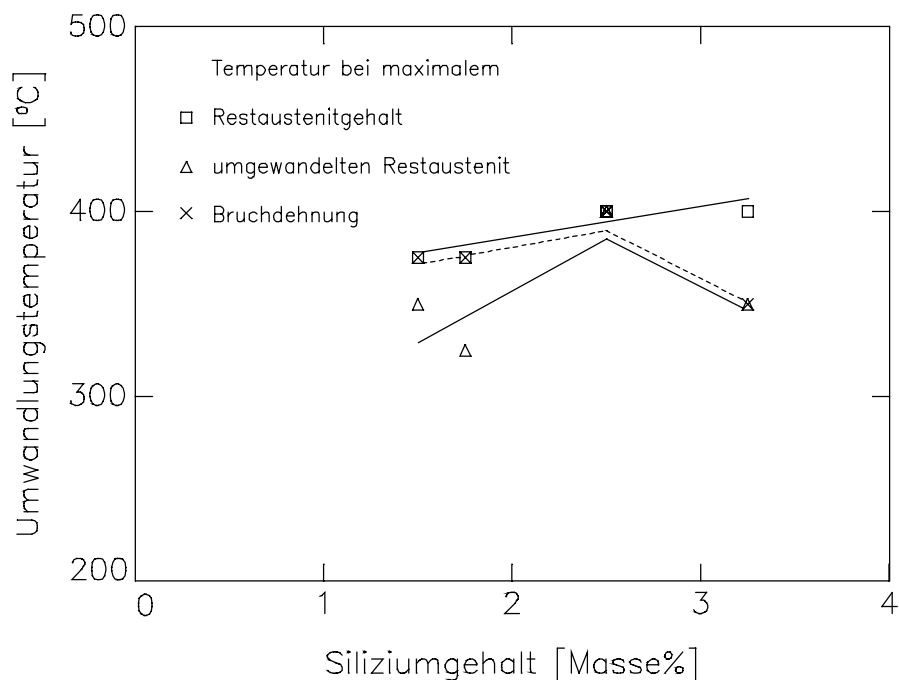


Bild 8.26: Umwandlungstemperaturen, bei denen die Maxima des Restaustenitgehaltes, des umgewandelten Restaustenits und der Bruchdehnung erreicht werden, in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt

Restaustenitvolumen, das während des Zugversuches verformungsinduziert in Martensit umwandelt und den beobachteten TRIP-Effekt verursacht.

Der Anteil des umgewandelten Restaustenits am gesamten Restaustenitvolumen steigt mit wachsendem Si-Anteil von 55% bis auf 93%, was mit dem sinkenden Kohlenstoffgehalt und der entsprechend abnehmenden Stabilität des Restaustenits gegen verformungsinduzierte Umwandlung in Einklang steht. Die Bruchdehnung erreicht für 2,5 Ma-% Si ihr Maximum. Offenbar bewirkt der dort vorhandene Restaustenitgehalt und seine Stabilität einen optimalen TRIP-Effekt.

Eine Erhöhung des Si-Gehaltes über 2,5% wirkt sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften aus, da der Restaustenit sich oberhalb 35 Vol% blockförmig ausbildet [35] und damit die erreichte Bruchdehnung verringert. Das ist am flacheren Verlauf der Bruchdehnungskurve über 2,5% Si und am starken Abfall des Anteils des umgewandelten Restaustenits am maximalen Restaustenitgehalt zu erkennen (vgl. Bild 8.25).

Der Einfluß unterschiedlicher Kohlenstoffgehalte der untersuchten Proben ist, wie die Pfeile im Bild 8.25 andeuten, nicht so groß wie die Auswirkung unterschiedlicher Siliziumgehalte. So

steigert eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes von 0,45 Ma-% auf 0,80 Ma-% bei einem Si-Gehalt von 2,5 Ma-% den Restaustenitgehalt von 21 Vol% auf 32 Vol% und die Bruchdehnung von 25% auf 30%.

Die Temperatur, bei der das Restaustenitmaximum erreicht wird, verschiebt sich mit steigendem Si-Gehalt leicht zu höheren Werten (vgl. Bild 8.26). Das ist eine Folge der verzögernden Wirkung des Si auf die Karbidbildung. Der maximale Restaustenitgehalt wird für relativ hohe Umwandlungstemperaturen erwartet, bei denen der Kohlenstoffgehalt des bainitischen Ferrits gering ist und im Austenit schnell ein Kohlenstoffgehalt erreicht wird, der die bainitische Umwandlung zum Erliegen bringt. Diese Temperatur wird aber nach oben durch die einsetzende Karbidbildung begrenzt, die den Kohlenstoffgehalt des Austenits verringert. Steigt die Temperatur der beginnenden Karbidbildung mit wachsendem Si-Gehalt an, so muß damit auch die Temperatur des maximalen Restaustenitgehaltes ansteigen.

Die Kurve für den maximal umgewandelten Restaustenit knickt in Bild 8.26 bei 2,5% Si ab, und die Bruchdehnung folgt dieser Tendenz. Wegen der blockförmigen Anordnung des Restaustenits über 35 Vol%, also bei Si-Gehalten über 2,5%, sinkt die Bruchdehnung, da die während der Verformung entstehenden großen Martensitbereiche schnell ein Versagen der Probe verursachen und damit der Anteil des umwandlungsfähigen Restaustenits nicht ausgeschöpft wird.

8.2.2. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes

Bild 8.27 zeigt, daß für den Restaustenitgehalt, den umgewandelten Restaustenit und die Bruchdehnung kein eindeutiger Zusammenhang mit dem Kohlenstoffgehalt besteht. Die Werte werden stark vom Siliziumgehalt beeinflusst, wie es die Pfeile im Bild andeuten. Es läßt sich bei vergleichbarem Si-Gehalt (durchgezogene Linie) ein Ansteigen der Restaustenitgehalte feststellen, da die Kohlenstoffaktivität, die die bainitische Reaktion zum Erliegen bringt, mit steigendem Kohlenstoffgehalt in immer größeren Austenitvolumina erreicht wird. Da mit steigendem Kohlenstoffgehalt der Restaustenit stärker gegen verformungsinduzierte Umwandlung stabilisiert wird, steigt der Anteil des umgewandelten Restaustenits schwächer als der gesamte Restaustenitgehalt mit dem Legierungskohlenstoffgehalt. Die Bruchdehnung sinkt mit steigendem Kohlenstoffgehalt, wie es auch bei ferritisch-perlitischen Stählen beobachtet wird [152].

Die in Bild 8.28 gezeigten maximalen Zugfestigkeiten steigen mit dem Kohlenstoffgehalt, was auf die Mischkristallverfestigung durch gelösten Kohlenstoff zurückzuführen ist.

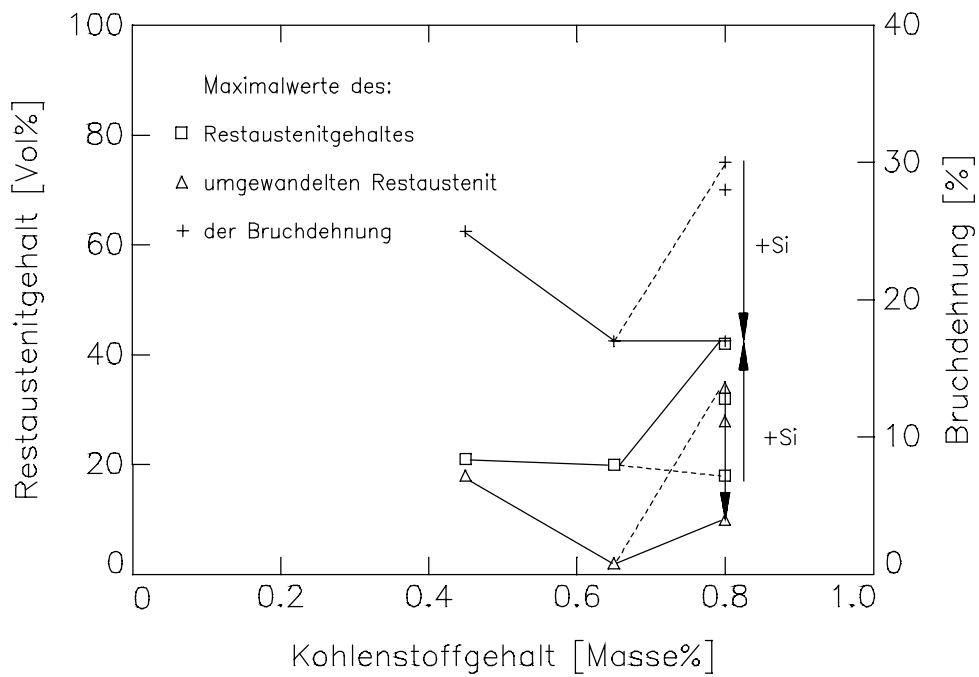


Bild 8.27: Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf den Rest austenit und die Bruchdehnung der untersuchten Stähle

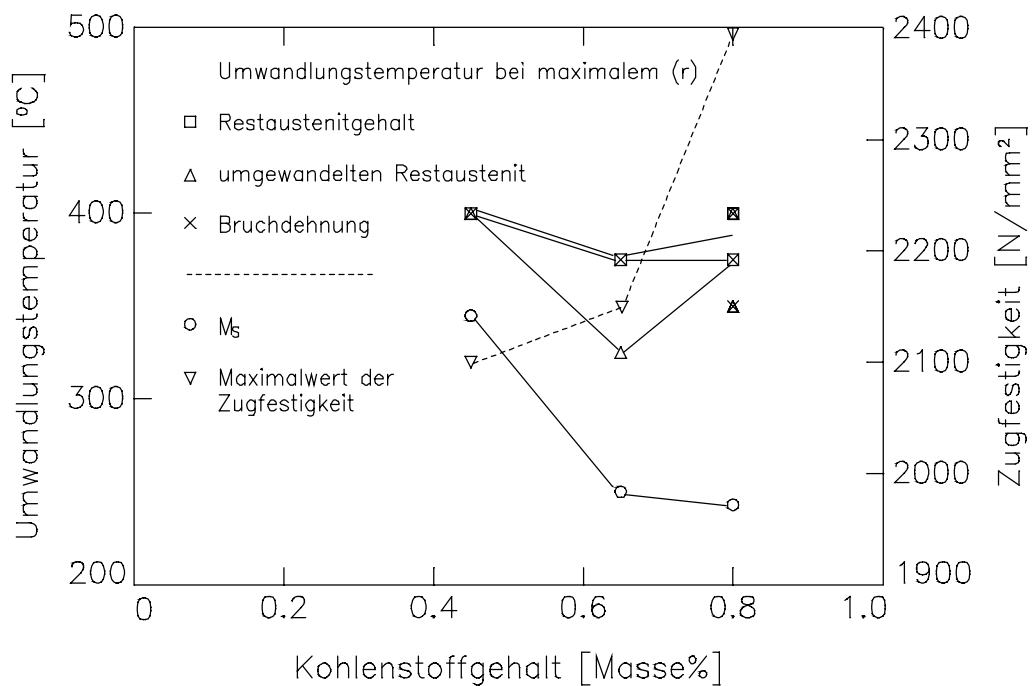


Bild 8.28: T_u bei maximalem Rest austenitgehalt, umgewandeltem Rest austenit und Bruchdehnung, sowie M_s und R_m in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt

Die Umwandlungstemperaturen, bei der maximale Restaustenitgehalte auftreten, werden mit steigendem Kohlenstoffgehalt kleiner, da die Karbidbildung begünstigt wird und schon bei tieferen Temperaturen einsetzt. Die der größten Restaustenitumwandlung zugeordnete Umwandlungstemperatur wird ebenfalls kleiner, weil der Restaustenit durch den höheren Kohlenstoffgehalt stärker gegen verformungsinduzierte Umwandlung stabilisiert wird. Die Temperatur der maximalen Bruchdehnung ist offensichtlich mit der Temperatur des maximalen Restaustenitgehaltes gekoppelt und sinkt bei hohen Kohlenstoffgehalten etwas ab, obwohl gleichzeitig der Anteil des umgewandelten Restaustenits wieder ansteigt.

9. Mechanische Untersuchungen an chromhaltigen Siliziumstählen

9.1. 80 Si Cr 10 4

9.1.1. Zügiges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

a) Einfluß der Umwandlungstemperatur

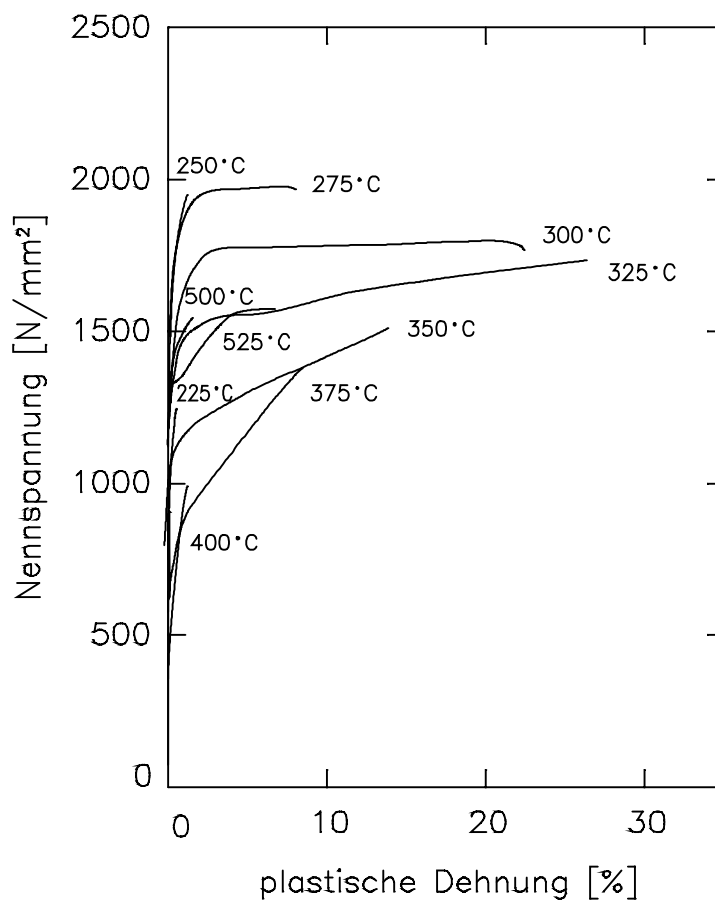


Bild 9.1: σ_n, ϵ_p - Kurven für 80 Si Cr 10 4 bei Raumtemperatur

Bild 9.1 zeigt die Zugverfestigungskurven für vier Stunden bei den eingetragenen Temperaturen umgewandelte Proben aus 80 Si Cr 10 4 bei Raumtemperatur. Die bei $T_u=200^\circ\text{C}$ umgewandelte Probe bricht während elastischer Beanspruchung, während die bei $T_u=225^\circ\text{C}$ und 250°C umgewandelten Proben eine geringe plastische Dehnung aufweisen. Ab 275°C besitzen die Verfestigungskurven bei $\epsilon_p \geq 5\%$ einen nahezu horizontal verlaufenden Teil, der sich bis 300°C verlängert. Bei $T_u=325^\circ\text{C}$ verläuft die Kurve bis etwa 7% plastischer Dehnung parallel zu der Kurve bei $T_u=300^\circ\text{C}$, steigt dann aber steiler als diese bis zu einer Zugfestigkeit

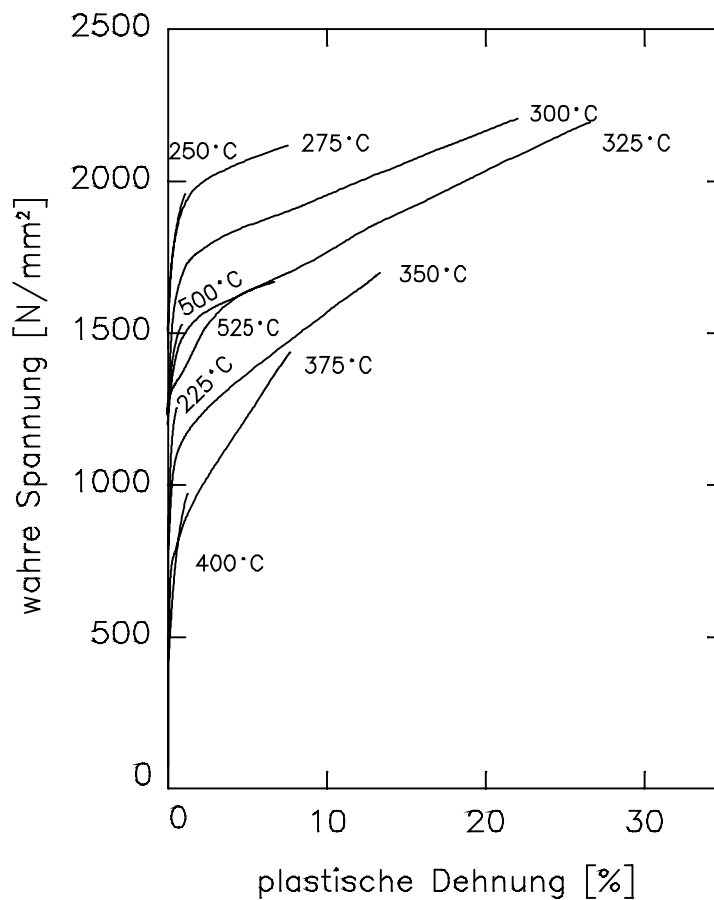


Bild 9.2: σ_w, ϵ_p – Kurven für 80 Si Cr 10 4 bei Raumtemperatur

von 1750 N/mm^2 mit einer Bruchdehnung von 26% an. Bei $T_u=350^\circ\text{C}$ wird die Kurve weiter zu niedrigeren Spannungswerten verschoben und ihre Steigung ist wiederum größer als die bei $T_u=325^\circ\text{C}$. Ab der Umwandlungstemperatur 400°C zeigen die Proben wieder ein zunehmend sprödes Verhalten, das zu einem Absinken der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung führt, und auch die bei $T_u=425^\circ\text{C}$ bis 475°C umgewandelten Proben zeigen keine plastische Dehnung. Diese wird erst wieder ab $T_u=500^\circ\text{C}$ beobachtet. Bei $T_u=525^\circ\text{C}$ deutet sich ein Streckgrenzeneffekt an.

Die Auftragung der wahren Spannung über der plastischen Dehnung in Bild 9.2 zeigt für die Kurven bei $T_u=275^\circ\text{C}$ bis 325°C einen steilen, fast parallelen Verfestigungsanstieg, der mit einem Bruch bei einer wahren Spannung von etwa 2200 N/mm^2 für alle drei Proben endet. Bei $T_u=350^\circ\text{C}$ und 375°C verläuft dieser Verfestigungsanstieg steiler und der Probenbruch tritt bei kleineren wahren Spannungen auf.

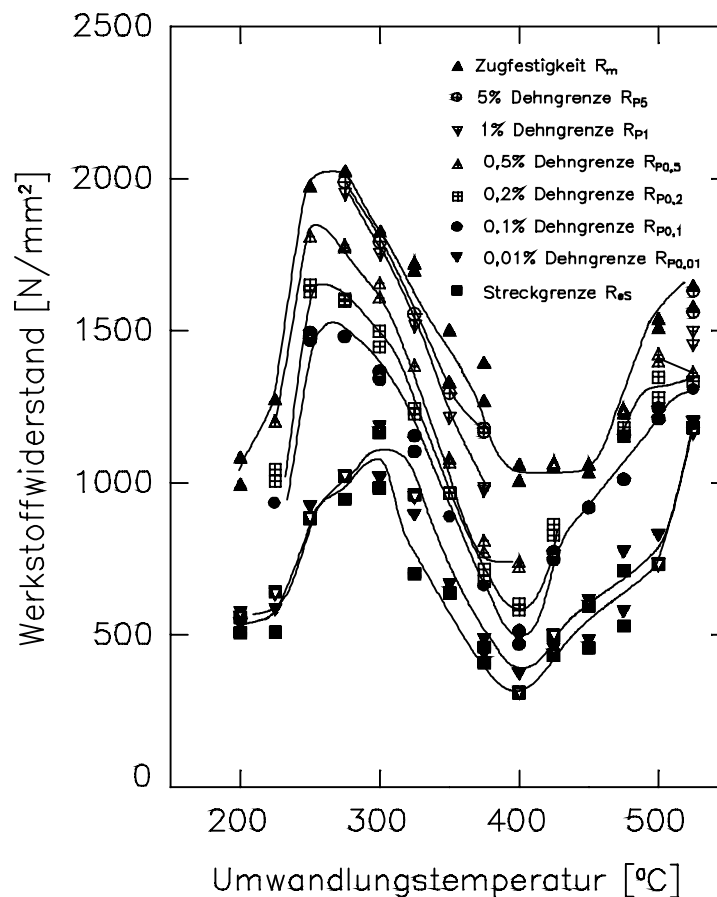


Bild 9.3: Zugfestigkeit R_m , verschiedene Dehngrenzen R_{px} und Streckgrenze R_{eS} für 80 Si Cr 10 4 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Die Zugfestigkeit in Bild 9.3 steigt von 1000 N/mm^2 bei $T_u=200^\circ\text{C}$ steil bis auf ihr Maximum von 2000 N/mm^2 bei $T_u=275^\circ\text{C}$ an. Bei höheren Umwandlungstemperaturen sinkt sie wieder bis 1000 N/mm^2 bei $T_u=400^\circ\text{C}$ ab, um bis $T_u=450^\circ\text{C}$ konstant bei diesem Wert zu bleiben. Ab $T_u=475^\circ\text{C}$ steigt die Zugfestigkeit wieder an und erreicht bei $T_u=525^\circ\text{C}$ 1700 N/mm^2 . Die 5% Dehngrenze existiert nur im Temperaturbereich $T_u=275^\circ\text{C}$ bis 375°C und verläuft dort parallel zur Zugfestigkeit, nur wenig zu niedrigeren Spannungen verschoben. Bei $T_u=525^\circ\text{C}$ taucht die 5% Dehngrenze noch einmal auf. Die 1% Dehngrenze existiert nur im Temperaturbereich $T_u=275^\circ\text{C}$ bis 375°C , verläuft dort parallel zur Zugfestigkeit und taucht ebenfalls bei $T_u=525^\circ\text{C}$ wieder auf. Eine 0,5% Dehngrenze läßt sich zwischen $T_u=225^\circ\text{C}$ und 400°C und zwischen $T_u=500^\circ\text{C}$ und 525°C ermitteln. Die Kurve steigt von 1200 N/mm^2 bei $T_u=225^\circ\text{C}$ auf das Maximum von 1800 N/mm^2 bei $T_u=250^\circ\text{C}$ an und fällt dann mit steigender Umwandlungstemperatur auf $R_{p0,5}=700 \text{ N/mm}^2$ bei $T_u=400^\circ\text{C}$ ab. Bei $T_u=500^\circ\text{C}$ bis 525°C

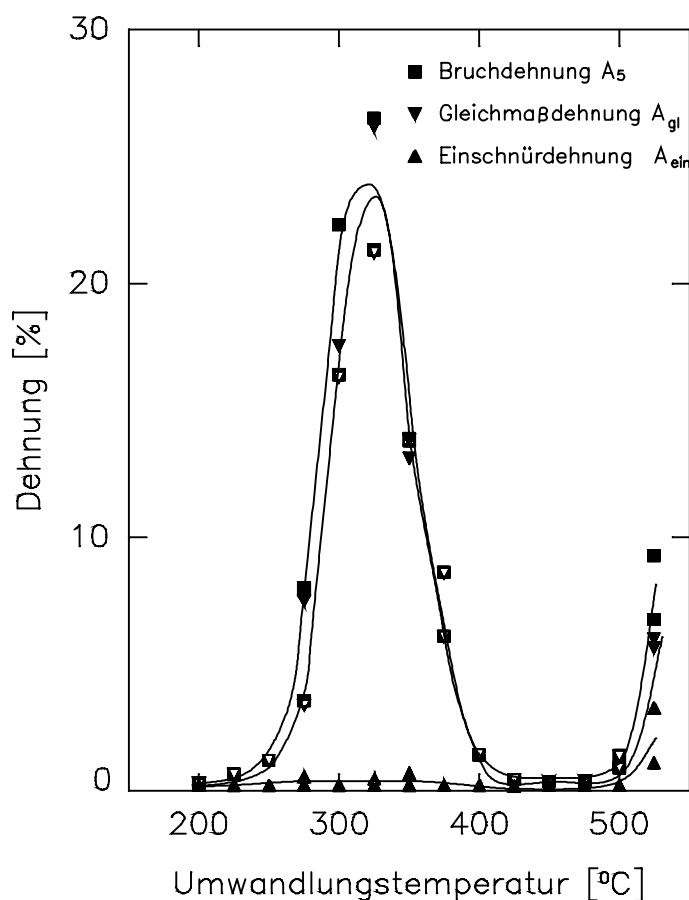


Bild 9.4: Bruchdehnung A_5 , Einschnürdehnung A_e und Gleichmaßdehnung A_g für 80 Si Cr 10 4 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

liegen die Werte bei 1400 N/mm^2 . Die 0,2% Dehngrenze ist von $T_u=225^\circ\text{C}$ bis 425°C und von $T_u=475^\circ\text{C}$ bis 525°C meßbar. Sie steigt von 1000 N/mm^2 bei $T_u=225^\circ\text{C}$ bis zu ihrem Maximum von 1600 N/mm^2 bei $T_u=250^\circ\text{C}$ an, um bis $T_u=400^\circ\text{C}$ zu einem relativen Minimum von 600 N/mm^2 abzufallen. Bis $T_u=425^\circ\text{C}$ steigt sie dann wieder auf 800 N/mm^2 an. Im Temperaturbereich $T_u=475^\circ\text{C}$ bis 525°C steigt die 0,2% Dehngrenze von 1200 N/mm^2 auf 1400 N/mm^2 an. Die 0,1% Dehngrenze ist nahezu über dem gesamten untersuchten Temperaturbereich zu bestimmen. Sie wächst von 900 N/mm^2 bei $T_u=225^\circ\text{C}$ auf ein relatives Maximum von 1500 N/mm^2 bei $T_u=225^\circ\text{C}$ an und fällt bis $T_u=400^\circ\text{C}$ zu einem relativen Minimum von 500 N/mm^2 wieder ab. Bis $T_u=525^\circ\text{C}$ steigen dann die Werte kontinuierlich bis auf etwa 1400 N/mm^2 an. Die 0,01% Dehngrenze steigt von 550 N/mm^2 bei $T_u=200^\circ\text{C}$ auf 1100 N/mm^2 bei $T_u=300^\circ\text{C}$ an, um bis 400°C zu 400 N/mm^2 wieder abzufallen. Von diesem Minimum steigen die Werte

wieder bis 1200 N/mm^2 bei $T_u=525^\circ\text{C}$ an. Die Streckgrenze verläuft nahezu identisch mit der 0,01% Dehngrenze und erreicht in ihrem Maximum bei $T_u=300^\circ\text{C}$ etwa 1100 N/mm^2 .

In Bild 9.4 sind die Bruchdehnung, die Gleichmaßdehnung und die Einschnürdehnung für 80 Si Cr 10 4 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur aufgetragen. Die Bruchdehnung liegt für $T_u=200^\circ\text{C}$ bis 225°C etwas über 0% und steigt bis $T_u=325^\circ\text{C}$ steil zu einem Maximum von 24% an. Oberhalb $T_u=325^\circ\text{C}$ fallen die Werte wieder bis $T_u=425^\circ\text{C}$ auf etwa 0% ab. Bis $T_u=475^\circ\text{C}$ verläuft die Kurve auf diesem Niveau, steigt erst ab $T_u=500^\circ\text{C}$ wieder an und erreicht bei $T_u=525^\circ\text{C}$ 8%. Die Gleichmaßdehnung verläuft etwa parallel zur Bruchdehnung, da bis $T_u=500^\circ\text{C}$ nur sehr geringe Einschnürdehnungen auftreten. Lediglich bei $T_u=525^\circ\text{C}$ ist eine Einschnürdehnung von 2% meßbar.

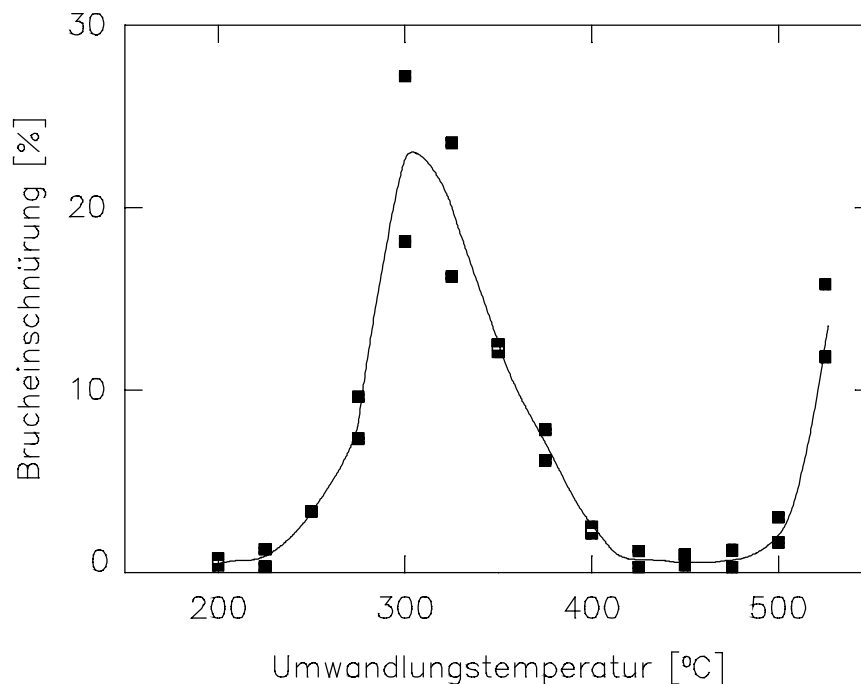


Bild 9.5: Bruchdehnung Z für 80 Si Cr 10 4 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Die Bruchdehnung, die in Bild 9.5 über der Umwandlungstemperatur aufgetragen ist, verläuft von $T_u=200^\circ\text{C}$ bis 225°C bei 0%. Ab $T_u=275^\circ\text{C}$ steigt sie zu ihrem Maximum von 22% an, das sie bei $T_u=300^\circ\text{C}$ erreicht. Bei steigenden Umwandlungstemperaturen fällt die Bruchdehnung bis $T_u=425^\circ\text{C}$ wieder auf sehr kleine Werte ab und verläuft bis $T_u=475^\circ\text{C}$ auf diesem Niveau. Ab $T_u=500^\circ\text{C}$ steigt sie wieder an und erreicht bei $T_u=525^\circ\text{C}$ 13%.

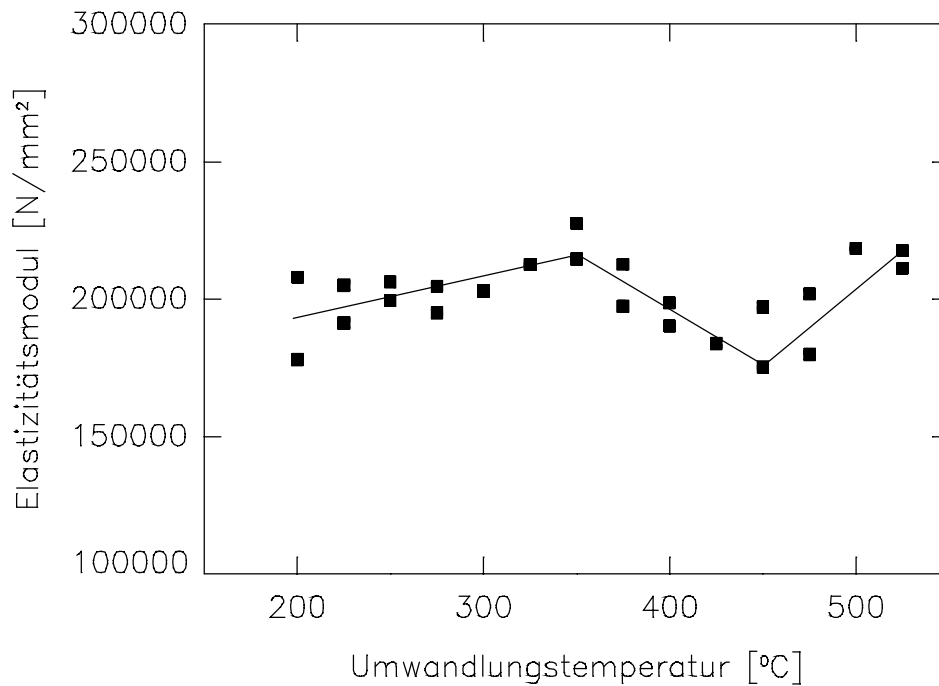


Bild 9.6: Elastizitätsmodul E für 80 Si Cr 10 4 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Der Verlauf des Elastizitätsmoduls in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur für 80 Si Cr 10 4 läßt sich nach Bild 9.6 in drei Temperaturintervalle unterteilen. Im Temperaturbereich $T_u=200^\circ\text{C}$ bis 350°C gilt die Beziehung

$$E(T_u) = 140 \frac{N}{\text{mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}} \cdot T_u + 166\,000 \frac{N}{\text{mm}^2} \quad (9.1)$$

während zwischen $T_u=350^\circ\text{C}$ und 450°C

$$E(T_u) = -290 \frac{N}{\text{mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}} \cdot T_u + 317\,000 \frac{N}{\text{mm}^2} \quad (9.2)$$

gilt. Von $T_u=450^\circ\text{C}$ bis $T_u=525^\circ\text{C}$ steigt der Elastizitätsmodul gemäß

$$E(T_u) = 387 \frac{N}{\text{mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}} \cdot T_u + 12\,000 \frac{N}{\text{mm}^2} \quad (9.3)$$

an.

b) Einfluß verfestigungsbedingter Restaustenitumwandlungen

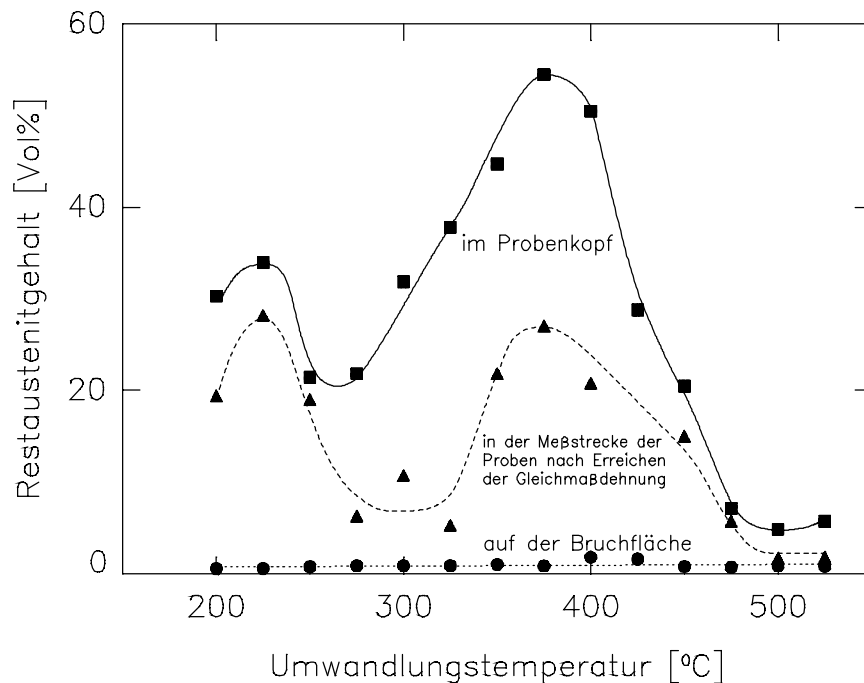


Bild 9.7: Restaustenitgehalte für 80 Si Cr 10 4 im Probenkopf, in der Meßstrecke und auf der Bruchfläche in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Bild 9.7 zeigt die Restaustenitgehalte für 80 Si Cr 10 4, die im Probenkopf, in der Meßstrecke nach Erreichen der Gleichmaßdehnung und auf der Bruchfläche gemessen wurden. Die Restaustenitwerte des Probenkopfes steigen von 31 Vol% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ zu einem relativen Maximum von 34 Vol% bei $T_u=225^\circ\text{C}$ an, um bis $T_u=250^\circ\text{C}$ wieder zu einem relativen Minimum von 22 Vol% abzusinken. Bei 375°C wird ein Maximum von 56 Vol% erreicht. Bis $T_u=525^\circ\text{C}$ sinken die Restaustenitgehalte kontinuierlich auf etwa 5 Vol% ab. Die in der Meßstrecke gemessenen Restaustenitgehalte zeigen die gleiche Tendenz, wie die Restaustenitgehalte im Probenkopf. Das relative Maximum bei $T_u=225^\circ\text{C}$ beträgt 28 Vol%, das relative Minimum hat sich zu $T_u=300^\circ\text{C}$ verschoben und beträgt jetzt 7 Vol%. Das Maximum wird bei $T_u=375^\circ\text{C}$ mit 27 Vol% erreicht. Die Restaustenitgehalte der Bruchfläche liegen im untersuchten Temperaturbereich bei etwa 1 Vol%.

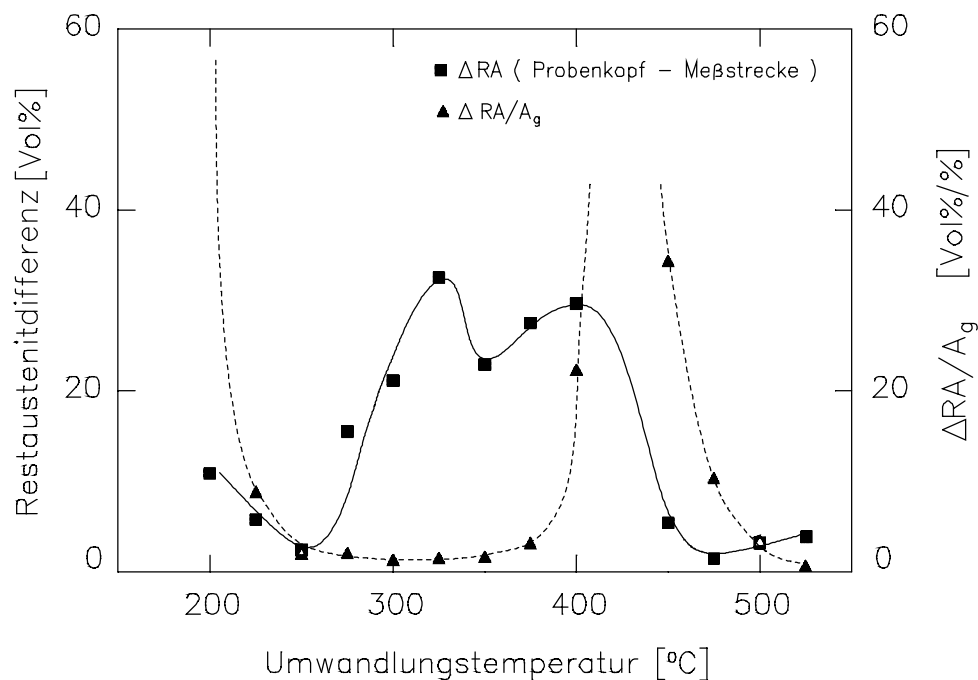


Bild 9.8: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ für 80 Si Cr 10 4 als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Die Restaustenitdifferenz vom Probenkopf zur Meßstrecke und diese Differenz bezogen auf die Gleichmaßdehnung sind für 80 Si Cr 10 4 in Bild 9.8 über der Umwandlungstemperatur dargestellt. Die Restaustenitdifferenz ΔRA bildet bei 250°C ein relatives Minimum von 2 Vol% und steigt bis $T_u=325^\circ\text{C}$ zu einem Maximum von 33 Vol% an. Nach einem relativen Minimum von 23 Vol% bei $T_u=350^\circ\text{C}$ steigt die Kurve erneut an und bildet ein relatives Maximum von 30 Vol% bei $T_u=400^\circ\text{C}$. Bis $T_u=475^\circ\text{C}$ fällt die Restaustenitdifferenz kontinuierlich auf 2 Vol% ab. Die auf die Gleichmaßdehnung bezogene Restaustenitdifferenz fällt von Werten über 150 Vol%/ auf 8 Vol%/ bei $T_u=225^\circ\text{C}$ ab, sinkt noch etwas auf 1 Vol%/ und bleibt bis $T_u=350^\circ\text{C}$ auf diesem Niveau. Ab $T_u=375^\circ\text{C}$ steigen die Werte wieder an und bilden bei $T_u=425^\circ\text{C}$ eine Polstelle. Rechts von dieser Polstelle fallen die Werte wieder steil auf nahezu 0 Vol%/ bei $T_u=525^\circ\text{C}$ ab.

9.2. 80 Si Cr 10 7

9.2.1. Zügiges Verformungsverhalten bei Raumtemperatur

a) Einfluß der Umwandlungstemperatur

Bild 9.9 zeigt die Zugverfestigungskurven der vier Stunden bei den bezeichneten Temperaturen umgewandelten Proben aus 80 Si Cr 10 7. Bei $T_u=200^\circ\text{C}$ und 225°C zeigt der Werkstoff ein

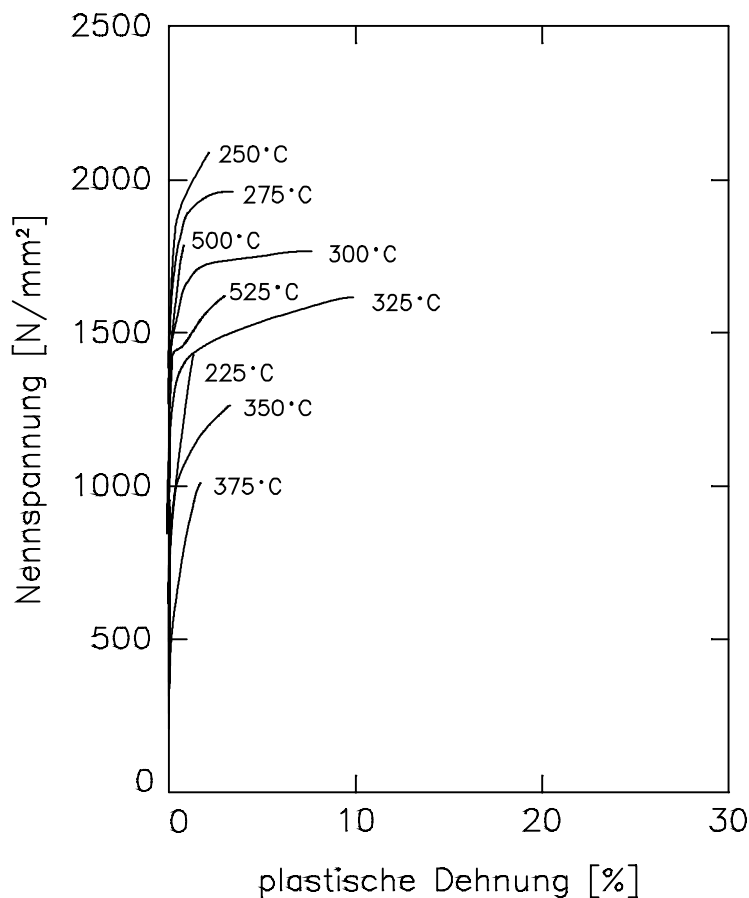


Bild 9.9: Zugverfestigungskurven für 80 Si Cr 10 7 bei Raumtemperatur

sprödes Verhalten und es tritt keine bzw. nur eine sehr geringe plastische Dehnung auf. Mit steigender Umwandlungstemperatur nimmt die Zugfestigkeit ab, und die Bruchdehnung zu, wobei sich bei $T_u=300^\circ\text{C}$ und 325°C ein etwa linear ansteigendes Teilstück der Verfestigungskurve ausbildet, das hier den Probenbruch zu höheren Spannungen und Dehnungen verschiebt. Bei $T_u=325^\circ\text{C}$ wird die Bruchdehnung maximal. Bei weiter steigenden Umwandlungstemperaturen nimmt die Verformbarkeit wieder ab, bis bei $T_u=400^\circ\text{C}$ keine plastische Dehnung mehr auftritt. Erst ab $T_u=500^\circ\text{C}$ ist die Bruchdehnung wieder meßbar. Bei $T_u=525^\circ\text{C}$ wird ein Streckgrenzeneffekt beobachtet.

In der Auftragung der wahren Spannung über der plastischen Dehnung in Bild 9.10 fällt auf, daß die Kurven im Temperaturbereich 275°C bis 325°C ähnlich wie bei 80 Si Cr 10 4 etwa parallel verlaufen. Der Probenbruch wird jedoch mit steigender Umwandlungstemperatur zu kleineren Spannungen verschoben.

Die Zugfestigkeit in Bild 9.11 steigt von 1150 N/mm^2 bei $T_u=200^\circ\text{C}$ zum Maximum von 2050 N/mm^2 bei $T_u=250^\circ\text{C}$ an. Zu höheren Umwandlungstemperaturen fallen die Werte bis zu

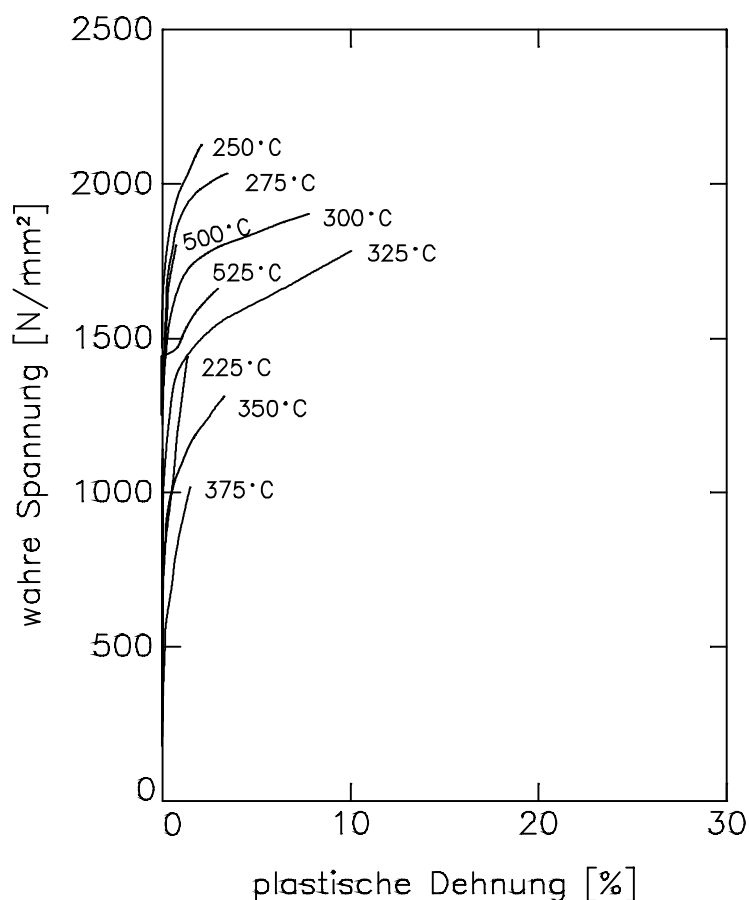


Bild 9.10: σ_w, ε_p – Kurven für 80 Si Cr 10 7 bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

einem relativen Minimum von etwa 950 N/mm^2 bei $T_u=450^\circ\text{C}$ ab. Bei $T_u=500^\circ\text{C}$ bildet die Zugfestigkeit mit 1720 N/mm^2 ein relatives Maximum. Die 5% Dehngrenze existiert im Temperaturbereich $T_u=275^\circ\text{C}$ bis 325°C und fällt dort parallel zur Zugfestigkeit ab. Bei $T_u=525^\circ\text{C}$ taucht sie nochmals mit 1650 N/mm^2 auf. Die 1% Dehngrenze sinkt im Temperaturbereich 275°C bis 350°C von 1900 N/mm^2 bis 1150 N/mm^2 parallel zur Zugfestigkeit ab und ist erst bei 525°C mit 1570 N/mm^2 wieder meßbar. Die 0,5% Dehngrenze steigt von 1080 N/mm^2 bei 225°C zu einem Maximum von 1850 N/mm^2 bei 250°C an und fällt bis 375°C wieder auf 720 N/mm^2 ab. Sie kann bei 500°C wieder mit 1680 N/mm^2 bestimmt werden und sinkt bis 525°C auf 1470 N/mm^2 ab. Die 0,2%- bzw. 0,1%-Dehngrenzen sind im Temperaturbereich 200°C bis 400°C bzw. 425°C und 500°C bis 525°C bestimmbar. Sie besitzen bei 250°C ein Maximum von 1700 N/mm^2 bzw. 1600 N/mm^2 und bei 375°C ein Minimum von 580 N/mm^2 bzw. 490 N/mm^2 . Die Streckgrenze bzw. die 0,01%-Dehngrenze sind über den gesamten untersuchten Umwandlungstemperaturbereich zu bestimmen und

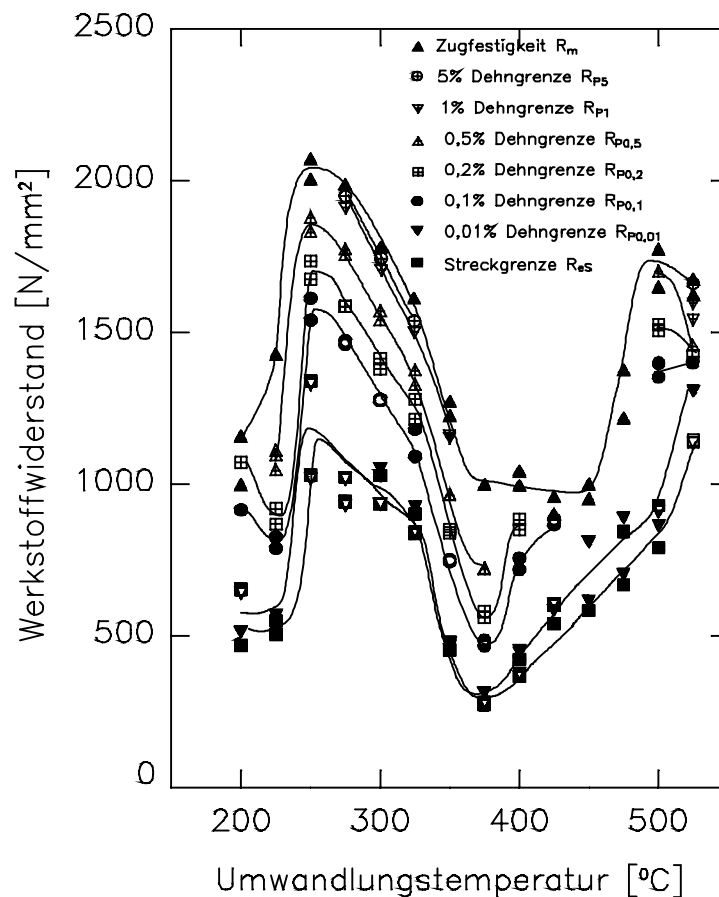


Bild 9.11: Zugfestigkeit R_m , verschiedene Dehngrenzen R_{px} und Streckgrenze R_{eS} für 80 Si Cr 10 7 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

zeigen ähnliche Abhängigkeiten von der Umwandlungstemperatur. Sie steigen von 490 N/mm² bzw. 570 N/mm² bei $T_u=200^\circ\text{C}$ zu einem relativen Maximum von 1130 N/mm² bzw. 1200 N/mm² bei $T_u=250^\circ\text{C}$ an und fallen bis $T_u=375^\circ\text{C}$ zu einem relativen Minimum von 280 N/mm² bzw. 310 N/mm² wieder ab. Mit weiter steigenden Umwandlungstemperaturen wird das Maximum bei $T_u=525^\circ\text{C}$ von 1150 N/mm² bzw. 1310 N/mm² erreicht.

Die Bruchdehnung in Bild 9.12 steigt von einem sehr geringen Wert bei $T_u=200^\circ\text{C}$ kontinuierlich zum Maximum von 10% bei $T_u=325^\circ\text{C}$ an. Bei höheren Umwandlungstemperaturen fallen die Werte wieder auf fast 0% bei $T_u=400^\circ\text{C}$ ab und verlaufen auf diesem Niveau bis $T_u=500^\circ\text{C}$. Über 525°C werden dann wieder größere Bruchdehnungen von 4,5% beobachtet. Da über dem ganzen untersuchten Temperaturbereich praktisch keine Einschnürdehnung existiert, unterscheidet sich die Gleichmaßdehnung kaum von der Bruchdehnung.

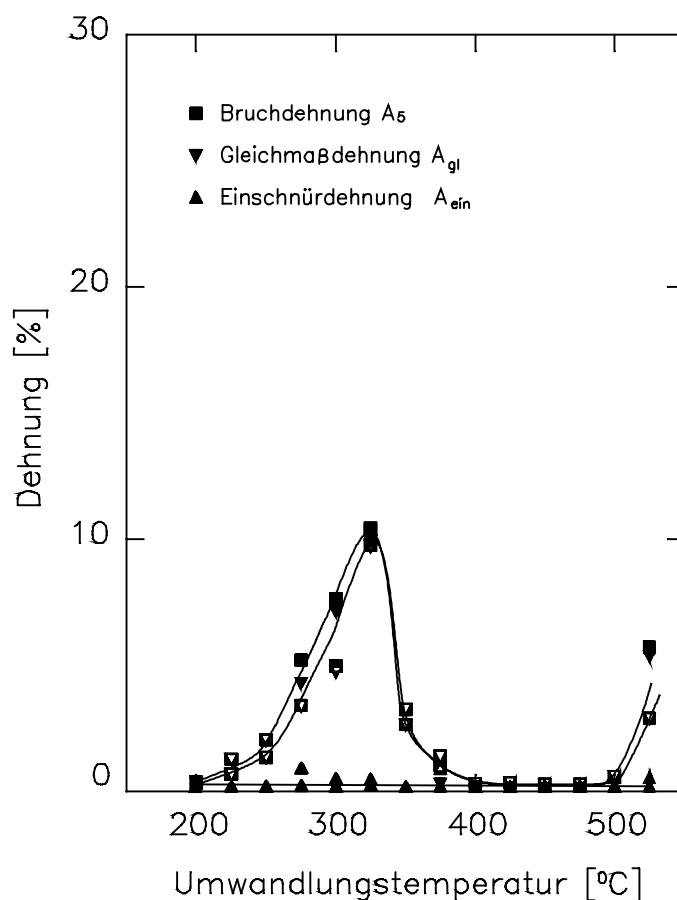


Bild 9.12: Bruchdehnung A_5 , Einschnürdehnung A_e und Gleichmaßdehnung A_g für 80 Si Cr 10 7 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Bild 9.13 zeigt die Brucheinschnürung für 80 Si Cr 10 7 in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur. Sie steigt von 0,5% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ auf 11% bei $T_u=325^\circ\text{C}$ an und fällt dann kontinuierlich auf Werte unter 1% bei $T_u=400^\circ\text{C}$ ab. Die Kurve verläuft bis $T_u=475^\circ\text{C}$ auf diesem Niveau und steigt ab $T_u=500^\circ\text{C}$ wieder an, um bei $T_u=525^\circ\text{C}$ etwa 6% zu erreichen.

Der Einfluß der Umwandlungstemperatur auf den Elastizitätsmodul (vgl. Bild 9.14) läßt sich im untersuchten Temperaturbereich durch die Gerade

$$E(T_u) = 11 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}} \cdot T_u + 196\,000 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} \quad (9.3)$$

beschreiben.

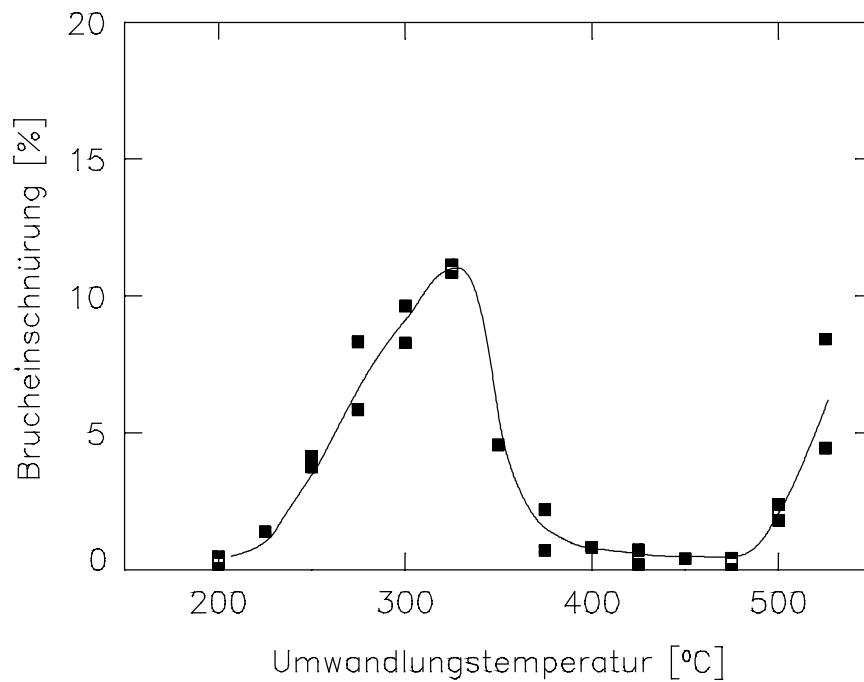


Bild 9.13: Bruchdehnung Z für 80 Si Cr 10 7 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

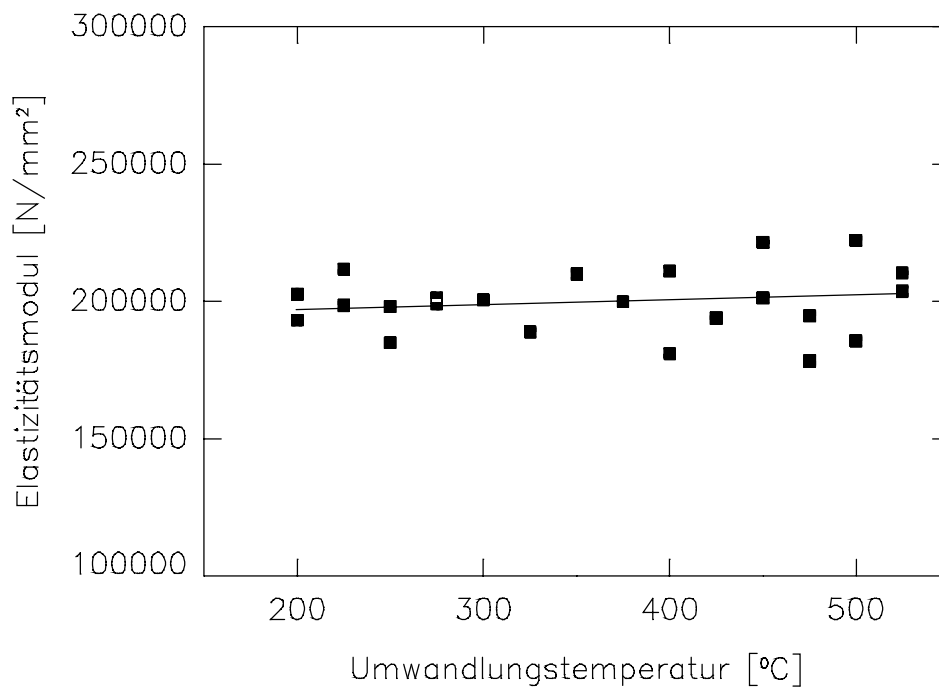


Bild 9.14: Elastizitätsmodul E für 80 Si Cr 10 7 bei Raumtemperatur als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

b) Einfluß verfestigungsbedingter Restaustenitumwandlungen

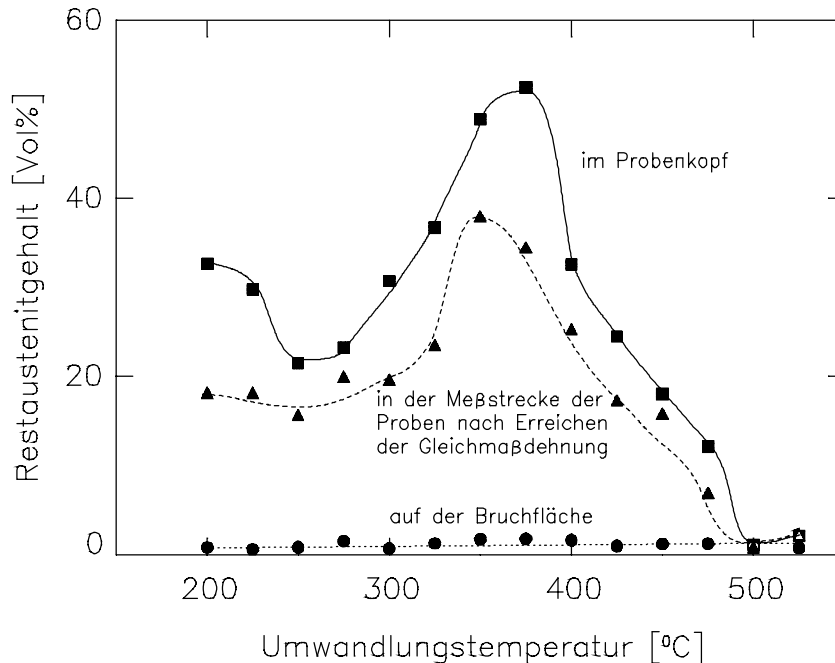


Bild 9.15: Restaustenitgehalte für 80 Si Cr 10 7 im Probenkopf, in der Meßstrecke und auf der Bruchfläche in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

Bild 9.15 zeigt die Restaustenitgehalte für 80 Si Cr 10 7, gemessen im Probenkopf, in der Meßstrecke nach Erreichen der Gleichmaßdehnung und auf der Bruchfläche. Die Restaustenitgehalte des Probenkopfes fallen von 33 Vol% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ zu einem relativen Minimum von 22 Vol% bei $T_u=250^\circ\text{C}$ ab. Bei weiter steigenden Umwandlungstemperaturen wächst der Restaustenitgehalt bis zum Maximum von 53 Vol% bei $T_u=375^\circ\text{C}$ an. Oberhalb $T_u=375^\circ\text{C}$ fallen die Werte wieder ab und erreichen bei $T_u=500^\circ\text{C}$ 1 Vol%, um bis $T_u=525^\circ\text{C}$ wieder etwas anzusteigen. Die in der Meßstrecke gemessenen Restaustenitgehalte durchlaufen ausgehend von 18 Vol% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ bei $T_u=250^\circ\text{C}$ ein relatives Minimum von 15 Vol% und steigen dann zum Maximum von 38 Vol% bei $T_u=350^\circ\text{C}$ an. Bei weiter zunehmenden Umwandlungstemperaturen fallen die Restaustenitgehalte wieder bis auf 1 Vol% bei $T_u=500^\circ\text{C}$ ab und bleiben auf diesem Niveau bis $T_u=525^\circ\text{C}$. Die Restaustenitgehalte auf der Bruchfläche liegen im gesamten untersuchten Umwandlungstemperaturbereich konstant unter 2 Vol%.

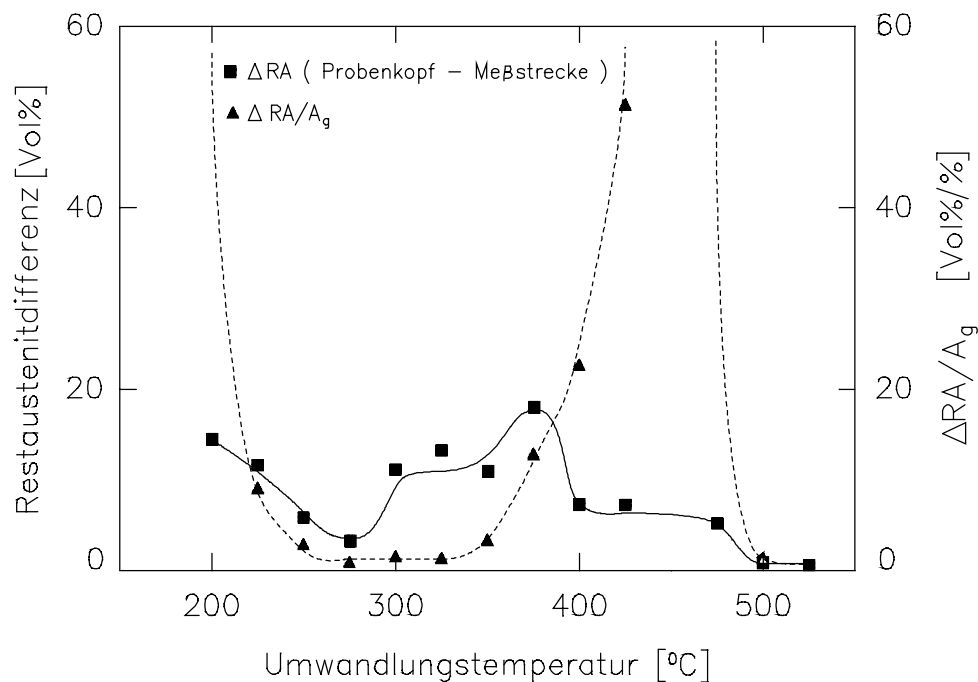


Bild 9.16: ΔRA und $\Delta RA/A_g$ für 80 Si Cr 10 7 als Funktion der Umwandlungstemperatur ($t_u=4h$)

In Bild 9.16 sind die Restaustenitdifferenz zwischen Probenkopf und Meßstrecke sowie der Quotient aus der Restaustenitdifferenz und der Gleichmaßdehnung als Funktion der Umwandlungstemperatur aufgetragen. Die Restaustenitdifferenz fällt von 15 Vol% bei $T_u=200^\circ\text{C}$ auf 3 Vol% bei $T_u=275^\circ\text{C}$ ab. Bis $T_u=375^\circ\text{C}$ steigt sie wieder auf 18 Vol% an, wobei die Werte zwischen $T_u=300^\circ\text{C}$ und 350°C ein Plateau von 12 Vol% bilden. Oberhalb $T_u=375^\circ\text{C}$ fallen die Werte, mit einem zweiten Plateau von 7 Vol% zwischen $T_u=400^\circ\text{C}$ und 475°C , auf 1 Vol% bei $T_u=500^\circ\text{C}$ und 525°C ab. Die auf die Gleichmaßdehnung bezogene Restaustenitdifferenz fällt von sehr hohen Werten bei $T_u=200^\circ\text{C}$ auf etwa 1 Vol%/ bei $T_u=275^\circ\text{C}$ ab. Bis $T_u=325^\circ\text{C}$ verläuft die Kurve auf diesem niedrigen Niveau und steigt ab $T_u=350^\circ\text{C}$ wieder an, um bei $T_u=450^\circ\text{C}$ eine Polstelle zu bilden. Ab $T_u=475^\circ\text{C}$ fallen die Werte wieder von der Polstelle bis auf 1 Vol%/ bei $T_u=500^\circ\text{C}$ und 525°C ab.

9.3. Diskussion

Das spröde Verhalten des 80 Si Cr 10 4 im Umwandlungstemperaturbereich 200°C bis 225°C ist, wie bei allen untersuchten Siliziumstählen auf eine in der gewählten Umwandlungszeit nur unvollständig abgelaufene bainitische Umwandlung zurückzuführen. Durch die geringere

Kohlenstoffanreicherung des Austenits kann sich beim Abschrecken auf Raumtemperatur Martensit bilden. Dieser nicht angelassene Martensit vermindert die Duktilitätseigenschaften des Werkstoffes stark und erniedrigt die erreichte Zugfestigkeit. Entsprechend tritt die größte Zugfestigkeit bei $T_u=275^\circ\text{C}$ auf (vgl. Bild 9.3), da hier die Umwandlung erstmals bis zu einem stabilen Bainit/Restaustenit - Verhältnis abläuft. Die sich bei höheren Umwandlungstemperaturen anschließende Abnahme der Festigkeitswerte ist, wie schon diskutiert wurde, auf die Veränderung der vorhandenen Phasenteile (besonders die Zunahme der Restaustenitmenge vgl. Bild 9.7), ihrer Morphologie, ihrer Kohlenstoffgehalte und Versetzungsdichte zurückzuführen.

Ab $T_u=275^\circ\text{C}$ ist ein zunehmender TRIP-Effekt an der ansteigenden Gleichmaßdehnung und dem linearen Verfestigungsanstieg in Bild 9.2 zu erkennen. Dieser TRIP-Effekt führt zu einer maximalen Dehnung von 24% bei $T_u=325^\circ\text{C}$ (vgl. Bild 9.4). Das entspricht wie beim 80 Si 13 nicht dem maximalen Restaustenitgehalt, sondern dem Maximum des umgewandelten Restaustenits (vgl. Bild 9.8). Der TRIP-Effekt wird bei der größten Restaustenitstabilität am stärksten. Offensichtlich führt der geringste Restaustenitumsatz pro Dehnungszuwachs zur größten Gleichmaßdehnung, und der Probenbruch tritt ein, wenn nahezu der gesamte Restaustenit umgewandelt wurde. Das erklärt auch das Fehlen einer Einschnürdehnung, denn bei $T_u=325^\circ\text{C}$ liegen kurz vor Probenbruch etwa 33 Vol% Martensit vor, der eine Einschnürung der Probe verhindert. Entsprechend repräsentiert die Brucheinschnürung in Bild 9.5 nicht die lokale Einschnürung der Probe, sondern die Querschnittsreduzierung während der homogenen Verformung des Materials, die aufgrund der großen Gleichmaßdehnung bis zu 22% beträgt. Wegen dieser engen Kopplung mit der Gleichmaßdehnung zeigt die Brucheinschnürung auch die gleiche Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur. Lediglich das Maximum der Brucheinschnürung ist zu $T_u=300^\circ\text{C}$ verschoben. Betrachtet man die Zugverfestigungskurven für $T_u=275^\circ\text{C}$ und 300°C in Bild 9.1 genauer, so erkennt man nur für diese Umwandlungstemperaturen eine geringere Einschnürdehnung, die das Maximum der Brucheinschnürung zu niedrigeren Temperaturen verschiebt.

Oberhalb $T_u=325^\circ\text{C}$ werden die Zugverfestigungskurven steiler und die Bruchdehnung kleiner. Bild 9.8 belegt, daß die $\Delta RA/A_g$ - Werte mit wachsender Umwandlungstemperatur zunächst leicht und dann sehr stark zunehmen, die Restaustenitstabilität also entsprechend abnimmt. Dies führt über eine ausgeprägte Austenit - Martensit Umwandlung zu einer stärkeren Verfestigung. Die Morphologie des in blockförmigen Austenitbereichen gebildeten Martensits führt zum Bruch bevor die umwandlungsfähige Restaustenitmenge erschöpft ist. Das bewirkt den beobachteten Rückgang der Bruchdehnung. Die Ursache für die Abnahme der Restaustenitstabilität ist der umwandlungsträge Bereich, der im ZTU-Diagramm dieses Stahles für

$400^{\circ}\text{C} \leq T_u \leq 475^{\circ}\text{C}$ (vgl. Abschn. 5) beobachtet wurde. Seine Auswirkungen führen schon oberhalb $T_u=325^{\circ}\text{C}$ durch die abnehmende Umwandlungsgeschwindigkeit zu größeren Restaustenitgehalten, die immer weniger mit Kohlenstoff angereichert und somit instabiler sind.

Trotz des zulegierten Chromanteils liegt die Zugfestigkeit, die Dehngrenzen und die Streckgrenze des 80 Si Cr 10 4 im Umwandlungstemperaturbereich 275°C bis 325°C unter den entsprechenden Werten des 80 Si 10. Offensichtlich wird die durch das Chrom verursachte Mischkristallverfestigung durch die Verminderung der Festigkeit durch den erhöhten Restaustenitanteil überkompensiert. Oberhalb $T_u=475^{\circ}\text{C}$, also über dem umwandlungsträgen Bereich und bei nahezu restaustenitfreien Zuständen, macht sich die Mischkristallverfestigung bemerkbar und die Zugfestigkeit von 80 Si Cr 10 4 liegt über der des 80 Si 10. Sie erreicht bei $T_u=525^{\circ}\text{C}$ einen Wert, der unterhalb des umwandlungsträgen Bereichs erst wieder bei $T_u=325^{\circ}\text{C}$ gemessen wird. Vor allem steigert der bei $T_u=525^{\circ}\text{C}$ nach längeren Umwandlungszeiten entstehende feinstreifige Perlit die mechanischen Eigenschaften. Dieses Gefüge ermöglicht offenbar eine schwach ausgeprägte Lüdersbandausbreitung, so daß in der Zugverfestigungskurve für $T_u=525^{\circ}\text{C}$ ein Streckgrenzeneffekt beobachtet wird (vgl. Bild 9.1).

Der Elastizitätsmodul in Bild 9.6 läßt sich in drei Bereiche einteilen. Von $T_u=200^{\circ}\text{C}$ bis 350°C steigen die Werte leicht an, was mit der sinkenden Kohlenstoffkonzentration im bainitischen Ferrit zu erklären ist. Ab $T_u=375^{\circ}\text{C}$ macht sich der wachsende Anteil des beim Abschrecken auf Raumtemperatur gebildeten Martensits bemerkbar, dessen Elastizitätsmodul etwa $190\,000\text{ N/mm}^2$ beträgt. Dieser Wert entspricht dem bei $T_u=200^{\circ}\text{C}$ gefundenen, da sich dort sowohl bainitischer Ferrit als auch Martensit mit der Legierungskohlenstoffkonzentration bilden. Entsprechend dem wachsenden Anteil des Martensits sinkt der Elastizitätsmodul bis $T_u=450^{\circ}\text{C}$ ab und steigt bei höheren Umwandlungstemperaturen mit dem wieder sinkenden Martensitanteil an.

Die erhöhten Restaustenitgehalte in Bild 9.7, für $T_u=200^{\circ}\text{C}$ und 225°C sind die Folge einer unvollständigen Umwandlung in diesem Temperaturbereich. Die von $T_u=275^{\circ}\text{C}$ bis 325°C ansteigenden Werte ergeben sich aus der wachsenden Kohlenstoffanreicherung des Austenits. Da mit weiter steigenden Umwandlungstemperaturen die Umwandlung immer unvollständiger wird, nimmt, wie in Abschn. 5 gezeigt, der Restaustenitgehalt bei abnehmender Kohlenstoffanreicherung weiter zu, was zu den sehr hohen Restaustenitgehalten von 56 Vol% bei $T_u=375^{\circ}\text{C}$ führt. Da aber beim 80 Si 10 auch bei unvollständiger Umwandlung keine Restaustenitgehalte über 42 Vol% beobachtet wurden, muß eine stabilisierende Wirkung vom zulegierten Chrom ausgehen.

Die Restaustenitdifferenz zwischen Probenkopf und Meßstrecke (vgl. Bild 9.8) stellt den während der Verformung umgewandelten Restaustenit dar. Sie zeigt ein relatives Maximum bei $T_u=325^\circ\text{C}$. Die hohe Stabilität des Restaustenits gegen verformungsinduzierte Umwandlung bewirkt einen optimalen TRIP-Effekt, so daß Bruch erst nach weitgehender Umwandlung des vorhandenen Restaustenits eintritt. Das zweite Maximum bei $T_u=400^\circ\text{C}$ fällt in einen Temperaturbereich mit kleiner Gleichmaßdehnung. Hier ist die geringe Stabilität für die große Umwandlungsmenge verantwortlich. Dementsprechend unterscheiden sich die $\Delta RA/A_g$ -Werte bei $T_u=325^\circ\text{C}$ und 400°C um etwa den Faktor 20. Bis $T_u=475^\circ\text{C}$ sinkt die Restaustenitdifferenz mit dem vorhandenen Restaustenit und bleibt bis $T_u=525^\circ\text{C}$ auf niedrigem Niveau, da die hier einsetzende Karbidbildung größere Restaustenitmengen verhindert. Der Restaustenitgehalt auf der Bruchfläche ist bei allen Umwandlungstemperaturen sehr gering. Die plastische Zone des bruchauslösenden Risses wandelt den nach der homogenen Verformung verbliebenen Restaustenit nahezu vollständig um.

Der Stahl 80 Si Cr 10 7 zeigt grundsätzlich die gleichen Eigenschaften wie 80 Si Cr 10 4. Lediglich die erreichten Bruchdehnungen sind geringer (vgl. Bild 9.9 und Bild 9.12). In Kapitel 5 wurde erwähnt, daß in den Schlibbildern des 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 kleine Chromkarbide zu sehen sind, deren Anzahl beim 80 Si Cr 10 7 wesentlich größer ist. Da die Austenitisierungsbedingungen, die für beide Stähle gleich zu 900°C und 20 Minuten gewählt wurden, nicht zu einer vollständigen Auflösung der Chromkarbide führen, sind die vor dem Abkühlen auf Umwandlungstemperatur gelösten Chrom- und Kohlenstoffgehalte bei beiden Stählen fast gleich. Also verursachen lediglich die größere Anzahl der unaufgelösten Chromkarbide beim 80 Si Cr 10 7 das sprödere Verhalten dieses Werkstoffes.

Das Maximum der Zugfestigkeit in Bild 9.11 liegt beim 80 Si Cr 10 7 mit 2050 N/mm^2 bei $T_u=250^\circ\text{C}$, hat sich im Vergleich zum 80 Si Cr 10 4 also etwas zu tieferen Umwandlungstemperaturen verschoben. Der umwandlungsträge Bereich zeigt sich von $T_u=375^\circ\text{C}$ bis 450°C . Er hat sich also nur minimal zu tieferen Temperaturen erweitert. Die Brucheinschnürung in Bild 9.13 zeigt, entsprechend ihrer Abhängigkeit von der Bruchdehnung, geringere Werte als beim 80 Si Cr 10 4. Lediglich die Restaustenitdifferenz zwischen Probenkopf und Meßstrecke liegt beim 80 Si Cr 10 7 niedriger als beim 80 Si Cr 10 4, was eine Folge der geringeren Bruchdehnung ist.

Der Elastizitätsmodul in Bild 9.14 läßt sich nicht in Bereiche einteilen, sondern wird offenbar von $T_u=200^\circ\text{C}$ bis 525°C vom sinkenden Kohlenstoffgehalt im bainitischen Ferrit bestimmt. Dies läßt sich anhand des ZTU-Diagramms aus Kapitel 5 erklären. Es zeigt, daß sich auch bei den Temperaturen des umwandlungsträgen Bereichs relativ rasch mehr als 10 Vol% Bainit

bilden. Diese Erscheinung wurde im Zusammenhang mit der Keimwirkung der vorhandenen Chromkarbidteilchen diskutiert. Diese Bainitanteile, die eine der Umwandlungstemperatur entsprechende Kohlenstoffübersättigung besitzen, überdecken gemeinsam mit dem in 80 Si Cr 10 7 in stärkerem Ausmaß als in 80 Si Cr 10 4 vorhandenen Chromkarbiden die in Zusammenhang mit Bild 9.6 erörterten Einflußgrößen.

10. Zusammenfassung

Die Untersuchungen erfolgten an Proben der Stähle 80 Si 6, 80 Si 10 und 80 Si 13 (ansteigender Si-Gehalt bei konstantem C-Gehalt), der Stähle 45 Si 10, 65 Si 7 und 80 Si 10 (ansteigender C-Gehalt bei näherungsweise konstantem Si-Gehalt) sowie der Stähle 80 Si 10, 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7 (steigender Cr-Gehalt bei konstantem C- und Si-Gehalt), die alle in einem selbst entwickelten Warmbaddilatometer umgewandelt wurden. Die wichtigsten dabei erzielten Ergebnisse lassen sich bei den drei Stahlgruppen wie folgt zusammenfassen:

80 Si 6, 80 Si 10 und 80 Si 13

- Aufgrund der erstellten isothermen ZTU-Diagramme der Versuchswerkstoffe sind hinsichtlich der bainitischen Umwandlungsvorgänge drei Temperaturbereiche zu unterscheiden, nämlich
 - 1) $M_S \leq T_u \leq 350^\circ\text{C}$, wo unterer Bainit mit z.T. beachtlichen Restaustenitgehalten auftritt,
 - 2) $350 \leq T_u \leq 400^\circ\text{C}$, wo sich karbidfreier oberer Bainit mit sehr großen Restaustenitanteilen bildet, die sich erst nach sehr langen Umwandlungszeiten unter Karbidbildung bainitisch umwandeln und
 - 3) $T_u > 400^\circ\text{C}$, wo karbidhaltiger oberer Bainit entsteht, in dem auch der anfänglich noch vorhandene Restaustenit zerfällt.

Dabei ist es zweckmäßig die Übergangstemperatur $T_{\bar{u},1}$ vom unteren Bainit zum karbidfreien oberen Bainit als die Temperatur festzulegen, bei der der Restaustenitgehalt nach Entwicklung eines stabilen Austenit / Bainit - Verhältnisses den Wert von etwa 20 Vol-% erreicht und die Übergangstemperatur $T_{\bar{u},2}$ vom karbidfreien zum karbidhaltigen oberen Bainit zu definieren, bei der der Restaustenitgehalt den Wert von etwa 20 Vol-% unter Karbidbildung wieder unterschreitet. Bei konstanten C-Gehalten und ansteigenden Si-Gehalten ergibt sich $T_{\bar{u},1} = \text{const} \approx 350^\circ\text{C}$, während $T_{\bar{u},2}$ von 375°C bei 1,5 Ma-% Si bis 400°C bei 3,3 Ma-% Si ansteigt. Bei den Versuchswerkstoffen lassen sich, wie bei 80 Si 10 exemplarisch gezeigt, die im bainitischen Ferrit und im Restaustenit gelösten Kohlenstoffgehalte abschätzen. Sie liegen im bainitischen Ferrit, je nach Umwandlungstemperatur und -zeit zwischen 0,03 Ma-% und der Bruttokonzentration und erreichen im Restaustenit Werte bis zu 1,5 Ma-%.

- Die Werkstoffwiderstände bei zügiger Beanspruchung werden stark vom Restaustenitgehalt, der mit wachsendem Si-Gehalt von maximal 17 Vol-% bei 80 Si 6 auf maximal 42 Vol-% bei 80 Si 13 ansteigt, und dessen Stabilität gegen beanspruchungsinduzierte Umwandlung beeinflusst. Der Restaustenit mit hoher Stabilität liegt bei Gehalten < 38 Vol%

filmartig zwischen den Bainitplatten verteilt vor, während er sich bei Gehalten >38 Vol% in größeren Blöcken mit geringer Stabilität ausbildet. Die Maximalwerte der 0,2%-Dehngrenzen bei Raumtemperatur steigen von etwa 1700 N/mm^2 bei 80 Si 6 auf 1900 N/mm^2 bei 80 Si 10 an und fallen dann bei 80 Si 13 aufgrund der dort geringeren Restaustenitstabilität wieder auf 1500 N/mm^2 ab.

Beanspruchungsinduzierte Umwandlungen des Restaustenits in Bereichen mit lokalen Spannungsüberhöhungen verzögern bei den bainitisch-austenitischen Stählen den Beginn der Bruch einschnürung, so daß die Werkstoffe stärker verfestigen. Als Folge werden große Zugfestigkeiten von $R_m=2000 \text{ N/mm}^2$ bei 80 Si 6 und $R_m=2400 \text{ N/mm}^2$ bei 80 Si 10 und sehr große Gleichmaßdehnungen von $A_g=18\%$ bei 80 Si 6 und $A_g=32\%$ bei 80 Si 10 beobachtet. Steigende Si-Gehalte begünstigen diesen TRIP-Effekt, solange der Restaustenit nach der Umwandlung noch filmartig zwischen den Bainitplatten vorliegt.

Bei Variation der Verformungstemperatur zeigt sich eine komplexe Überlagerung der Temperaturabhängigkeiten des thermischen Fließspannungsanteils, der Einsatzspannung umwandlungsinduzierter Plastizierungen und dynamischer Reckalterungsprozesse. Bei Temperaturen knapp über der sekundären Martensitstarttemperatur M'_S werden durch den dort auftretenden TRIP-Effekt potentiell bruchauslösende Spannungskonzentrationen optimal abgebaut, so daß hier die größten Bruchdehnungen beobachtet werden können. Dagegen wirkt sich unterhalb M'_S der beim Abkühlen auf Versuchstemperatur thermisch gebildete Martensit negativ auf die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe aus.

Das Wechselverformungsverhalten von 80 Si 10 und 80 Si 13 wird bei Raumtemperatur und großen Beanspruchungsamplituden aufgrund auftretender Eigenerwärmung durch Wechselentfestigung bestimmt. Im Zeitfestigkeitsgebiet wird nach Probenbruch eine der Beanspruchungsamplitude proportionale Restaustenitumwandlung festgestellt. Die Zug-Druck-Wechselzugfestigkeiten von 60 min bei $T_u=400^\circ\text{C}$ umgewandeltem 80 Si 10 und 80 Si 13 betragen etwa 500 N/mm^2 und etwa 300 N/mm^2 . Die Biegewechselzugfestigkeit von 80 Si 10 beträgt, sowohl nach Umwandlungen bei 275°C , als auch nach Umwandlung bei 350°C $R_{bw}\approx 530 \text{ N/mm}^2$. Sie kann durch eine Kugelstrahlbehandlung erheblich auf etwa 780 N/mm^2 gesteigert werden. Beim 80 Si 13 wird dagegen mit $R_{bw}=370 \text{ N/mm}^2$ für $T_u=275^\circ\text{C}$ und $R_{bw}=580 \text{ N/mm}^2$ für $T_u=350^\circ\text{C}$ eine ausgeprägte Abhängigkeit von T_u beobachtet.

45 Si 10, 65 Si 7 und 80 Si 10

- Die ermittelten isothermen ZTU-Diagramme erlauben bei 45 Si 10 und 65 Si 7 hinsichtlich der Merkmale der bainitischen Umwandlung die Festlegung der gleichen Temperaturbereiche wie oben für 80 Si 10. Die Übergangstemperatur $T_{\bar{u},1}$ sinkt mit steigendem Kohlenstoffgehalt von 360°C auf 350°C ab. Dagegen wird bei näherungsweise konstantem Si-Gehalt die Übergangstemperatur $T_{\bar{u},2}$ durch den steigenden C-Gehalt nicht beeinflusst und liegt bei $\approx 380^\circ\text{C}$.
- Mit sinkendem Kohlenstoffgehalt fallen die maximalen Restaustenitgehalte von 33 Vol-% beim 80 Si 10 auf 21 Vol-% beim 45 Si 10 bzw. 19 Vol-% beim 65 Si 7. Durch die relativ geringen Restaustenitgehalte von 45 Si 10 bzw. 65 Si 7 tritt dort kein ausgeprägter TRIP-Effekt auf, so daß sich mit 26% bzw. 18% deutlich kleinere Bruchdehnungen als beim 80 Si 10 einstellen. Dieser Befund und die unterschiedlichen Mischkristallverfestigungen durch gelösten Kohlenstoff bewirken, daß die Maximalwerte der Zugfestigkeit mit wachsendem Kohlenstoffgehalt von 2000 N/mm² bei 45 Si 10 über 2200 N/mm² bei 65 Si 7 bis 2300 N/mm² bei 80 Si 10 steigen.

80 Si 10, 80 Si Cr 10 4 und 80 Si Cr 10 7

- Durch Zusatz von Chrom wird die Form der isothermen ZTU-Diagramme im Vergleich zu der des 80 Si 10 merklich verändert. Trotzdem bleiben wie bei den anderen Werkstoffgruppen die drei Temperaturbereiche mit unterschiedlichen Bainitumwandlungen erhalten. Bei gleichen C- und Si-Gehalten nimmt mit wachsendem Cr-Gehalt $T_{\bar{u},1}$ von 360°C auf 320°C ab, während bei $T_{\bar{u},2}$ zwischen 400°C und 500°C ein umwandlungsträger Bereich auftritt, der den karbidfreien oberen Bainit vom karbidhaltigen oberen Bainit trennt. Innerhalb dieses Bereichs verläuft die bainitische Umwandlung sehr langsam, so daß nach dem Abschrecken von diesen Temperaturen auf Raumtemperatur große Mengen an Martensit vorliegen.
- Gegenüber 80 Si 10 mit maximal 33 Vol-% Restaustenit zeigen die mit 1,5 Ma-% und 1,75 Ma-% Cr legierten Stähle nach gleicher Austenitisierung und gleicher isothermer Umwandlung maximale Restaustenitgehalte bis zu 56 Vol-%. Bei beiden Stählen besitzt der Restaustenit nur eine geringe Stabilität gegen beanspruchungsinduzierte Umwandlung, wodurch sich deren mechanische Eigenschaften gegenüber denen von 80 Si 10 stark verschlechtern.

-
- [1] Davenport E.S., Bain E.C.
Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures
Trans AIME 90 (1930) 117-154
- [2] Wever F., Engel N.
Über den Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit auf die Temperatur der Umwandlung,
das Gefüge und den Feinbau der Fe-C-Legierungen
Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf
(1930) 93
- [3] Pickering F. B.
Bainitic Steels
In "Physical Metallurgy and the Design of Steels"
Applied Science Publishers LTD, London (1978) 101-126
- [4] Schaaber O.
Erfahrung mit der Zwischenstufenvergütung
Härterei Technische Mitteilungen 6/4 (1950) S9-29
- [5] Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.
The Bainite Transformation in a Silicon Steel, Part I + II
Metallurgical Transactions Vol 10A (1979) 895-907
- [6] Chanani G. R., Zackay V. F., Parker R.
Tensile Properties of 0.05 to 0.20 pct C TRIP Steels
Metallurgical Transactions Vol 2 (1971) 133-139
- [7] Hornbogen E.
On the Martensite Start Temperature M_s
Zeitschrift für Metallkunde Bd.75/10 (1984) 741-746
- [8] Kennon N. F., Dunne D. P., Middleton C.
Aging Effects in Copper-Based Shape Memory Alloys
Metallurgical Transactions A vol 13A (1982) 671-673
- [9] Hesse E., Eckstein H. J.
Beitrag zum Umwandlungsverhalten kohlenstoffarmer unlegierter Stähle
Freiburger Forschungshefte VEB-Verlag für die Grundstoffindustrie (1976) 30-44
- [10] Payson P., Savage C.H.
Martensite Reactions in Alloy Steels
Transactions of the American Society for Metals Vol 33 (1944) 261-275
- [11] Rowland E.S., Lyle S.R.
The Application of M_s Points to Case Depth Measurements
Transactions of the American Society for Metals Vol 37 (1946) 27-47

- [12] Grange R.A., Stewart H.M.
The Temperature Range of Martensite Formation
Transactions of the American Society for Metals Vol 167 (1946) 467-490
- [13] Nehrenberg A.E.
Transactions of AIME Vol 167 (1946) 494-498
- [14] Steven W., Haynes A.G.
The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steel
JISI Vol 183 (1956) 349-359
- [15] Andrews K.W.
Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures
JISI Vol 302 (1965) 721-727
- [16] Krauss
Principals of Heat Treatment
American Society for Metals, Ohio 1980
- [17] Vöhringer O., Macherauch E.
Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit
HTM 32 (1977) 153-168
- [18] Koistinen D.P., Marburger R.E.
A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite-Transformation
in Pure Iron Carbon-Alloys and Plain Carbon Steels
Acta Metallurgica 7 (1959) 59-60
- [19] Ansell G.S., Donachie S.J., Messler jun. R.W.
The Effect of Quench Rate on the Martensitic Transformation in Fe-C Alloys
Metallurgical Transactions 2 (1971) 2443-2449
- [20] Bain E.C.
The Nature of Martensite
Trans. AIME, Steel Div. 70 (1924) 25-46
- [21] Kurdjumov G.V.
Martensite Crystal Lattice, Mechanism of Austenite - Martensite Transformation and
Behavior of Carbon Atoms in Martensite
Metallurgical Transactions A Vol 7A (1976) 999-1011
- [22] Roberts C.S.
Effect of Carbon on the Volume Fraction and Lattice Parameters of Retained Austenite
and Martensite
Trans. AIME 197 (1953) 203

- [23] Kurdjumov G.V., Khachaturyan A.G.
Nature of Axial Ratio Anomalies of the Martensite Lattice and Mechanism of Diffusionless $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation
Acta Metallurgica 23 (1975) 1077-1088
- [24] Kurdjumov G.V., Sachs G.
Über den Mechanismus der Stahlhärtung
Z. Phys. 64 (1930) 325-343
- [25] Christian J. W.
Transformations in Metals and Alloys
An International Series on Materials Science and Technology
Pergamon Press Oxford, New York, Frankfurt (1965)
- [26] Moyer J.M., Ansell G.S.
The Volume Expansion Accompanying the Martensite Transformation in Iron-Carbon Alloys
Metallurgical Transactions A Vol 6A (1975) 1785-1791
- [27] Bilby B.A., Christian J.W.
Crystallography of Martensitic Transformations
JISI, Vol.197 (1961) 122-131
- [28] Macherauch E., Vöhringer O.
Verformungsverhalten gehärteter Stähle
Härterei Technische Mitteilungen 41/2 (1986) 71-91
- [29] Pitsch W.
Martensitumwandlung
Grundlagen der Wärmebehandlung von Stahl
Verlag Stahleisen Düsseldorf (1976) 79-91
- [30] Cohen M.
Operational Nucleation in Martensitic Transformations
Metallurgical Transactions 3 (1972) 1095-1098
- [31] Eckstein H. J.
Wärmebehandlung von Stahl
VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig (1971) 199-214
- [32] Singh J.
Slow Massive Transformation in Fe and Fe-Ni-Alloys
Scripta Metallurgica Vol 20 (1986) 173-176
- [33] Bartels R.J.
Einfluß des Restaustenits auf das Verformungsverhalten gehärteter Stähle
Dissertation Universität Karlsruhe 1987
VDI Fortschrittberichte, VDI Verlag Düsseldorf

- [34] Cohen M.
Retained Austenite
Transactions of the American Society for Metals (1949) 35-96
- [35] Sandvik B. P. J., Nevalainen H. P.
Structure-Property Relationship in Commercial Low-Alloy Bainitic-Austenitic Steel
With High Strength, Ductility and Toughness
Metals Technology 8 (1981) 213-220
- [36] Owen W.S.
The Effect of Silicon on the Kinetics of Tempering
Transactions of the American Society for Metals Vol 46 (1954) 812-829
- [37] Hehemann R. F.
The Bainite Transformation in "Phase Transformations"
American Society of Metals 70 (1968) Metals Park Ohio
- [38] Matas S.J., Hehemann R.F.
The Structure of Bainite in Hypoeutectoid Steels
Transactions of the Metallurgical Society of AIME Vol 221 (1961) 179-185
- [39] Nishiyama Z.
Martensitic Transformation
Academic Press, New York (1978)
- [40] Tammann G., Scheil E.
Die Umwandlung des Austenits und Martensits in gehärteten Stählen
Z. anorg. und allg. Chemie 157 (1926) 1-21
- [41] Laux W.
Dilatometrische Untersuchungen zur Restaustenitumwandlung bei der Härtung von
Eisen
Wissenschaftliche Zeitschrift der technischen Hochschule
Karl-Marx-Stadt 11/1 (1969) 33-41
- [42] Rose A.
Wärmebehandelbarkeit der Stähle
Stahl und Eisen 85/20 (1965) 1229-1240
- [43] Kelly P.M., Nutting J.
The Morphology of Martensite
J. Iron Steel Inst. 197 (1961) 199-211
- [44] Mohanty O.N.
Die thermische Austenitstabilisierung von C130
Dissertation Universität Karlsruhe (1975)

- [45] Hsu T. Y., Xuemin L.
Diffusion of Carbon During the Formation of Low Carbon Martensite
Scripta Metallurgica Vol 17 (1983) 1285-1288
- [46] Olson G.B., Bhadeshia H.K.D.H., Cohen M.
Coupled Diffusional / Displacive Transformations
Acta Metallurgica Vol 37 No 2 (1989) 381-389
- [47] Schwendemann H.
Die thermische Restaustenitstabilisierung bei den Stählen 100 Cr 6 und X 210 Cr 12
Dissertation Universität Karlsruhe 1983
- [48] Speich G.R., Leslie W.C.
Tempering of Steel
Metallurgical Transactions 3 (1972) 1043-1054
- [49] Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.V.
Tempered Martensite Embrittlement: Role of Retained Austenite and Cementite
Metal Science (1979) 325-334
- [50] Horn R. M., Ritchie R. O.
Mechanisms of Tempered Martensite Embrittlement in Low Alloy Steels
Metallurgical Transactions Vol 9A (1978) 1039-1053
- [51] Leimbach H.G.
Anlaßuntersuchungen am gehärteten Stahl 100 Cr 6 unter Berücksichtigung einer
Tiefkühlbehandlung
Dissertation, Universität Karlsruhe (1969)
- [52] Zackay V.F., Parker E.R., Busch R.
The Enhancement of Ductility in High Strength Steels
Trans ASM 60 (1967) 252-252
- [53] Cohen M.
Deformation Induced Nucleation of Martensitic Transformations
Int. Conf. on Martensitic Transformations ICOMAT 77
Kiew, UDSSR (1977) 69-74
- [54] Tamura I.
Deformation Induced Martensitic Transformation and Transformation Induced Plasti-
city in Steels
Metal Science 16 (1982) 245-252
- [55] Haidemenopoulos G.N., Grujicic M., Olson G.B., Cohen M.
Transformation Microyielding of Retained Austenite
Acta Metallurgica A Vol 37A/6 (1989) 1677-1682

- [56] Webster D.
Increasing the Toughness of the Martensitic Stainless Steel AFC 77 by Control of Retained Austenite Content, Ausforming and Strain Aging.
Trans. ASM Quart 61 (1968) 816-828
- [57] Wittkamp I., Hornbogen E.
Martensitische Umwandlung an der Rispitze
Praktische Metallographie 14 (1977) 237-250
- [58] Mehl R. F.
The Physics of Hardenability - the Mechanism and the Rate of the Decomposition of Austenite
Hardenability of Alloy Steels Symposium 20. Annual Convention of the American Society for Metals - Detroit (1938)
- [59] Oblak J. M., Hehemann R. F.
Structure and Growth of Widmannstaetten - Ferrite and Bainite
In "Transformation and Hardenability in Steels"
Climax Molybdenum Symposium (1967)
- [60] Pickering F.B.
Structure and Properties of Bainite in Steels
Transformation and Hardenability of Steels
Climax Molybdenum Co, Michigan (1967) 109-132
- [61] Habraken L.J., Econopoulos M.
Bainitic Microstructures in Low Carbon Alloy Steels and Their Mechanical Properties
In "Transformation and Hardenability of Steels"
Climax Molybdenum Co, Michigan (1967) 69-108
- [62] Spanos G., Fang H.S., Sarma D.S., Aaronson H.I.
Influence of Carbon Concentration and Reaction Temperature upon Bainite Morphology in Fe-C-2 Pct Mn Alloys
Metallurgical Transactions A Vol 21A (1990) 1391-1411
- [63] Aaronson H.I.
Bainite Reaction
Encyclopedia of Materials Science and Engineering Vol 1 (1986) 263-266
- [64] Aaronson H.I., Lee H. J.
Another Visit to the Three Definitions of Bainite
Scripta Metallurgica (1987) 1011-1016
- [65] Aaronson H.I., Reynolds jr W. T., Shiflet G.J., Spanos G.
Bainite Viewed Three Different Ways
Metallurgical Transactions A vol 21A (1990) 1343-1380

- [66] Liu S.K., Reynolds W.T., Hu H., Shiflet G.J., Aaronson H.I.
Discussion of "The Bainite Transformation in a Silicon Steel"
Metallurgical Transactions A vol 16A (1985) 457-467
- [67] Srinivasan G.R., Wayman C.M.
The Crystallography of the Bainite Transformation
Acta Metallurgica 16 (1968) 621-636
- [68] Bhadeshia H.K.D.H., Christian J.W.
Bainite in Steels
Metallurgical Transactions A Vol 21A (1990) 767-797
- [69] Nabarro F.R.N.
The Influence of Elastic Strain on the Shape of Particles Segregating in an Alloy
Proceedings of the Physical Society 52 (1940) 91-104
- [70] Warlimont H.
Die Umwandlungen in der Bainitstufe
In "Grundlagen der Wärmebehandlung von Stahl"
Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1976) 93-105
- [71] Jellinghaus W.
Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf den Austenitzerfall und dessen Teilreaktionen
Archiv für das Eisenhüttenwesen 29 Heft 8 (1957) S 469
- [72] Aaronson H.I., Wells C.
Sympathetic Nucleation of Ferrite
Transactions of the Metallurgical Society of AIME (1957) 1216-1223
- [73] Christian J.W.
Simple Geometry and Crystallography Applied to Ferrous Bainits
Metallurgical Transactions A vol 21A (1990) 799-803
- [74] Bhadeshia H.K.D.H.
A Rationalisation of Shear Transformation in Steels
Acta Metallurgica Vol 29 (1981) 1117-1130
- [75] Hehemann R.F., Kinsman K.R., Aaronson H.I.
A Debate on the Bainite Reaktion
Metallurgical Transactions Vol 3 (1972) 1077-1094
- [76] Sandvik B.P.J.
The Bainite Reaktion in Fe-Si-C Alloys:
The Primary Stage, the Secondary Stage
Metallurgical Transactions A Vol 13A (1982) 777-800

- [77] Dahmen U.
Surface Relief and the Mechanism of a Phase Transformation
Scripta Metallurgica Vol 21 (1987) 1029-1034
- [78] Burke J.
The Kinetics of Phase Transformations in Metals
Pergamon Press London, New York, Paris (1965)
- [79] Hobstetter J.N.
Decomposition of Austenite by Diffusional Processes
Interscience Publishers New York, London (1962)
- [80] Olson G. B.
Interphase Kinematics and the Roles of Structure and Composition in Solid-State Transformations
Scripta Met. 21 (1987) 1023-1028
- [81] Bhadeshia H.K.D.H.
Diffusional and Displacive Transformations
Scripta Metallurgica Vol 21 (1987) 1017-1022
- [82] Vasudevan P., Graham L. W., Axon H.J.
The Kinetics of Bainite Formation in a Plain Carbon Steel
Journal of the Iron and Steel Institute (1958) 386-391
- [83] Radcliffe S.V., Rollason E.C.
The Kinetics of the Formation of Bainite in High - Purity Iron - Carbon Alloys
Journal of the Iron and Steel Institute (1959) 56-65
- [84] Barford J.
Kinetic Aspects of the Bainite Reaktion
Journal of the Iron and Steel Institute (1966) 609-614
- [85] Aaronson H.I., Plichta M.R., Franti G.W., Russel K.C.
Precipitation at Interphase Boundaries
Metallurgical Transactions Vol 9A (1978) 363-371
- [86] Bhadeshia H. K. D. H.
The Lower Bainite Transformation and the Significance of Carbide Precipitation
Acta Metallurgica Vol 28 (1980) 1103-1114
- [87] Spanos G., Fang H.S., Aaronson H.I.
A Mechanism for the Formation of Lower Bainite
Metallurgical Transactions A Vol 21A (1990) 1381-1390
- [88] Shackleton D. N., Kelly P. M.
The Cristallography of Cementite Precipitation in the Bainite Transformation
Acta Metallurgica Vol 15 (1967) 979-992

- [89] Dorazil E., Podrabsky T., Svejcar J.
Untersuchung der Bainitumwandlung in Siliciumstahl
Archiv für das Eisenhüttenwesen 53/7 (1982) 289-293
- [90] Honeycombe R.W.K., Pickering F.B.
Ferrit and Bainite in Alloy Steels
Metallurgical Transactions Vol 3 (1972) 1099-1112
- [91] Irvine K.J., Pickering F.B.
High - Carbon Bainitic Steels
Special Report 93: Physical Properties of Martensite and Bainite
The Iron and Steel Institute (1965) 110-125
- [92] Aaronson H.I.
Discussion of "The Bainite Reaktion in Fe-Si-C Alloys:
The Primary Stage" and "... the Secondary Stage"
Metallurgical Transactions A vol 17A (1986) 1095-1100
- [93] Pitsch
Der Orientierungszusammenhang zwischen Zementit und Austenit
Acta Metallurgica 10 (1962) 897
- [94] Aaronson H.I., Domian H.A.
Partition of Alloying Elements Between Austenite and Proeutectoid Ferrite or Bainite
Transactions of the Metallurgical Society of AIME 236 (1966) 781-797
- [95] Stark I., Smith G.D.W., Bhadeshia H.K.D.H.
The Distribution of Substitutional Alloying Elements During the Bainite Transformation
Metallurgical Transactions A Vol 21A (1990) 837-844
- [96] Habraken
Silizium in Stahl, Mangan in Stahl
In "De Ferri Metallurgraphica II"
Band II: Gefüge der Stähle
Editions Berger-Levrault, Paris, Nancy (1966)
- [97] Chatterjee - Fischer R.
Überblick über die Umwandlung in der Bainitstufe und ihre Anwendung
Draht - Fachzeitschrift 26 (1975) 618-622
- [98] Eilender W., Mintrop R., Lutz W.
Untersuchungen über die Zwischenstufenvergütung von Warmarbeitsstählen
Stahl und Eisen 72 (1952) 1149-1156

- [99] Massip A., Meyer L.
Grobblech und Warmband aus bainitischen Stählen mit sehr niedrigem Kohlenstoffgehalt
Stahl und Eisen 98/19 (1978) 989-996
- [100] Ehrlich S.
Umwandlungsverhalten und Gefüge des bainitisch-austenitischen Stahls 80
Diplomarbeit Universität Karlsruhe (1990)
- [101] Sandvik B.P.J
An Experimental Study of Bainite Formed in Fe-Si-C Alloys
American Society of Metals. Material Science Division. Phase Transformation Committee. International Conference on Solid-Solid Phase Transformations. Pittsburgh (1981) 1023-1027
- [102] Röhrig K.
Isothermisches Umwandeln von Gußeisen mit Kugelgraphit in der Bainitstufe
Härterei Technische Mitteilungen 39/2 (1984) 41-49
- [103] Dorazil E., Svejcar J.
Untersuchung des oberen Bainits an Siliciumstahl
Archiv für das Eisenhüttenwesen 50/7 (1979) 293-297
- [104] Bradley J.R., Aaronson H.I.
Growth Kinetics of Grain Boundary Ferrite Allotriomorphs in Fe-C-X Alloys
Metallurgical Transactions A Vol 12A (1981) 1729-1741
- [105] Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.V.
Authors' Reply
Metallurgical Transactions A Vol 16A (1985) 466-468
- [106] Edmonds D.V., Cochrane R.C.
Structure-Property Relationships in Bainitic Steels
Metallurgical Transactions A Vol 21A (1990) 1527-1540
- [107] Eifler D.
Inhomogene Deformationserscheinungen bei Schwingbeanspruchung eines unterschiedlich wärmebehandelten Stahles des Typs 42 Cr Mo
Dissertation, Universität Karlsruhe (1981)
- [108] Schaaber O.
Über Einflußfaktoren bei der isothermen Austenitumwandlung in der Zwischenstufe (Bainitgebiet) I und II
Draht, Coburg Nr1 (1952) 7-13 I
Draht, Coburg Nr5 (1952) 127-137 II

- [109] Tauscher H.
Der Einfluß der Zwischenstufenvergütung auf die Dauerfestigkeit von Stahl
Draht 15 (1964) 519-521
- [110] Macherauch E.
Praktikum in Werkstoffkunde
Vieweg Verlag, Braunschweig, 6. Auflage (1985) 252-291
- [111] Munz D., Schwalbe K., Mayr P.
Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe
Vieweg - Verlag, Braunschweig (1971)
- [112] Macherauch E., Mayr P.
Die strukturmechanischen Grundlagen der Ermüdung von Eisen-Kohlenstofflegierungen
Habilitationsschrift, Universität Karlsruhe (1979)
- [113] Eifler D., Macherauch E.
Inhomogene Deformationserscheinungen bei Schwingbeanspruchung des Vergütungsstahls 42 Cr Mo 4
Zeitschrift für Werkstofftechnik 13 (1982) 395-401
- [114] Macherauch E., Wohlfahrt H.
Prinzipien der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse (RPA)
Härterei Technische Mitteilungen 27 (1972) 230-232
- [115] Beumelburg W., Schreiber E.
Einfluß von Probenform und Probenvorbereitung bei der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse
Härterei Technische Mitteilungen 27 (1972) 265-271
- [116] Faninger G., Hartmann U.
Physikalische Grundlagen der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse (RPA)
Härterei Technische Mitteilungen 27 (1972) 233-244
- [117] Buckstegge J., Bleses K-H., Preisendanz H.
Über die röntgenographische Bestimmung des Restaustenitgehaltes von Stählen mittels der Untersuchung mehrphasiger Pulvergemische
Thyssen Edelst. Techn. Ber. 6/2 (1980) 143-154
- [118] Becker B.
Entwicklung und Erprobung von Software zur flexiblen Meßwerterfassung mit Auswertungs- und Darstellungsroutinen bei verschiedenen werkstoffkundlichen Verformungsexperimenten
Studienarbeit, Institut für Werkstoffkunde I, Universität Karlsruhe (1989)

- [119] Handbuch Elastomat, Fa. Förster, Reutlingen
- [120] Dengel D.
Die $\arcsin \sqrt{P}$ -Transformation, ein einfaches Verfahren zur graphischen und rechnerischen Auswertung geplanter Wöhlerversuche
Zeitschrift für Werkstofftechnik 6 (1975) 253-261
- [121] Okamoto H. Oka M.
Lower Bainite With Midrib in Hypereutectoid Steels
Metallurgical Transactions A Vol 17A (1986) 1113
- [122] Eisenkolb F. Riehle M.
Vergleich der Festigkeitseigenschaften von Vergütungsstählen nach normaler und nach Zwischenstufenvergütung
Wiss. Zeitschrift der tech. Uni Dresden 16/1 (1967) 203-209
- [123] Seo S.
Diskussion der Zwischenstufenumwandlung mit Hilfe dilatometrischer Messungen
Härterei Technische Mitteilungen 31/5 (1976) 273-276
- [124] Straßburg F. W.
Vorteile und Nachteile der Bainithärtung wolframarmer Schnellarbeitsstähle
Härterei Technische Mitteilungen 8/3 (1952) 9-23
- [125] Zener C.
Theory of Growth of Spherical Precipitates from Solid Solution
Journal of Applied Physics Vol 20. (1949) 950-953
- [126] Austin J.B., Rickett R.L.
Kinetics of the Decomposition of Austenite at Constant Temperature
Transactions of the Metallurgical Society of AIME 135 (1939) 396-415
- [127] Berkenpas M.B., Barnard J.A., Ramannjan R.V., Aaronson H.I.
A Critique of Activation Energies for Nucleation Growth and Overall Transformation Kinetics
Scripta Metallurgica Vol 20 (1986) 323-328
- [128] Olson G.B., Bhadeshia H.K.D.H.
Coupled Diffusional / Displacive Transformations:
Part II Solute Trapping
Metallurgical Transactions A vol 21A (1990) 805-809
- [129] Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.V.
The Mechanism of Bainite Transformation in Steels
Acta Metallurgica vol 28 (1980) 1265-1273

- [130] Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.V.
Bainit in Silicon Steels: New Composition-Property Approach
Metal Science Vol 17 (1983) 411-425
- [131] Bhadeshia H.K.D.H., Waugh A.R.
Bainite: An Atome-Probe Study of the Incomplete Reaction Phenomenon
Acta Metallurgica vol 30 (1982) 775-784
- [132] Wever F., Rose A.
Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle Teil I
Verlag Stahleisen m.b.H. Düsseldorf (1954)
- [133] Hougardy H. P.
Die Darstellung des Umwandlungsverhaltens von Stählen in den ZTU- Schaubildern
Härterei-Technische Mitteilungen 33/2 (1978) 63-114
- [134] Babu B.N.P., Bhat M. S., Parker E. R., Zackay V. F.
A Rapid Magnetometric Technique to Plot Isothermal Transformation Diagramms
Metallurgical Transactions A vol 7A (1976) 17-22
- [135] Le Houillier R., Bégin G., Dubé A.
A Study of the Peculiarities of Austenite During the Formation of Bainite
Metallurgical Transactions Vol 2 (1971) 2645-2653
- [136] Kennon N. F., Kaye N. A.
Isothermal Transformation of Austenite to Perlite and Upper Bainite in Eutectoid Steel
Metallurgical Transactions A vol 13A (1982) 975-978
- [137] Irvine K. J.
A Comparison of Bainite Transformation With Other Strengthening Mechanisms in
High Strength Structural Steels
Die Verfestigung von Stahl
Amax Symposium (1969) 55-65
- [138] Macherauch E., Vöhringer O.
Verformungsverhalten gehärteter Stähle
Härterei Technische Mitteilungen 41/2 (1986) 71-91
- [139] Speich G.R., Leslie W.C.
Elastic Constants of Martensite
Metallurgical Transactions 4 (1973) 1873-1875
- [140] Löhe D.
Einfluß des Matrixgefüges auf das Verformungsverhalten von Gußeisen
Härterei Technische Mitteilungen 41/5 (1986) 231-239

- [141] Löhe D., Macherauch E.
Mechanical Behavior of Bainitic-Austenitic Ductile Cast Irons
(ICSMA 8 Tampere Finland 1988)
Strength of Metals and Alloys, Edited by P.O. Kettunen,
Lepistö, Lethonen vol 2 Pergamon Press (1988) 1245-1250
- [142] Löhe D.
Verformungsverhalten von ferritischem Gusseisen mit unterschiedlicher Graphit-
bildung
Dissertation, Universität Karlsruhe, 1980
- [143] Macherauch E.
Praktikum in Werkstoffkunde
Vieweg Verlag Braunschweig, Wiesbaden 9. Auflage (1990)
- [144] Olson G.B., Cohen M.
Stress-Assisted Isothermal Martensitic Transformation:
Application to TRIP Steels
Metallurgical Transactions A 13A (1982) 1907-1914
- [145] Irvine K.J., Pickering F.B., Heselwood W.C., Atkins M.
The Physical Metallurgy of Low-Carbon, Low-Alloy Steel Containing Boron
Journal of the Iron and Steel Institute Vol 5 (1957) 54-67
- [146] Ohtani H., Okaguchi S., Fujishiro Y., Ohmori Y.
Morphology and Properties of Low-Carbon Bainite
Metallurgical Transactions A vol 21A (1990) 877-887
- [147] Irvine K.J., Pickering F.B.
Low Carbon Bainitic Steels
Journal of the Iron and Steel Institute (1957) 292-309
- [148] Ebenau A.
Das Verhalten von kugelgestrahltem 42 Cr Mo 4 im normalisierten und vergüteten
Zustand unter einachsiger homogener und inhomogener Wechselbeanspruchung
Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (1989)
- [149] Starker P.
Der Größeneinfluß auf das Biegeverhalten von Ck45 in verschiedenen
Bearbeitungs- und Wärmebehandlungszuständen
Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (1981)
- [150] Pan Y.
Zum Wechselverformungsverhalten unlegierter Stähle unter besonderer Berücksichti-
gung dynamischer Reckalterungsphänomene
Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (1989)

-
- [151] Hoffmann F., Schaaber O.
Rechnergestützte Analyse des zeitlichen Ablaufs der isothermischen Entmischung unterkühlter, übersättigter fester Lösungen.
HTM 1 (1980) 1-5
- [152] Hüttebräucker K.
Das zügige Verformungsverhalten normalisierter untereutektoider Kohlenstoffstähle
Dissertation, Universität Karlsruhe 1977

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit am Institut für Werkstoffkunde I der Universität Karlsruhe (TH).

Herrn Prof. Dr. rer. nat. Dr.-Ing. E.h. E. Macherauch danke ich für die Möglichkeit zur Durchführung der Arbeit, konstruktive Hinweise bei der Fertigstellung des Manuskriptes und die Übernahme des Hauptreferats.

Herrn Prof. Dr.-Ing. D. Löhe möchte ich für die zahlreichen fachlichen Gespräche und Anregungen, die stete Betreuung, die sorgfältige und kritische Durchsicht des Manuskriptes und die Übernahme des Korreferats danken.

Allen Mitarbeitern des Instituts für Werkstoffkunde I, insbesondere des Festigkeitslabors I, der Elektronikwerkstatt, der Röntgenographie, der Metallographie und der Werkstatt sei an dieser Stelle gedankt.

Durch ihre Studien und Diplomarbeiten sowie durch Hilfsassistententätigkeiten haben Herr Becker, Frau Bräuer, Frau Ehrlich, Herr Friedebach, Herr Gaiselmann, Herr Göbel, Herr Klitzke und Herr Schanz in dankenswerter Weise zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Lebenslauf

- 12.7.1960 geboren in Karlsruhe als Sohn des Walter Lünenbürger und seiner Frau Hannelore, geb. Warnecke
- 1967 - 1971 Grundschule in Etzenrot
- 1971 - 1980 Gymnasium Karlsbad
- 13.6.1980 Reifeprüfung
- 1980 - 1981 Zivildienst im Rehabilitationszentrum Karlsbad
- 1981 - 1987 Studium des allgemeinen Maschinenbaus an der Universität Karlsruhe (TH)
- Praktikantentätigkeit bei:
G. Bauknecht GmbH, Stuttgart
Neff GmbH, Bretten
Karlsruher Glocken- und Kunstgießerei
- 1983 - 1986 Wissenschaftliche Hilfskraft am Institut für technische Thermodynamik
- 1986 - 1987 Wissenschaftliche Hilfskraft am Institut für Werkstoffkunde I
- 22.1.1987 Diplomhauptprüfung
- 1.3.1987 - 29.2.1992 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde I der Universität Karlsruhe (TH)