

Günter Schulze

Die Metallurgie des Schweißens

Eisenwerkstoffe –
Nichteisenmetallische Werkstoffe

4., neu bearbeitete Auflage

 Springer

VDI

Die Metallurgie des Schweißens

Günter Schulze

Die Metallurgie des Schweißens

Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische
Werkstoffe

4., neu bearbeitete Auflage

 Springer

Professor Dr.-Ing. Günter Schulze
dokschu@t-online.de

ISBN 978-3-642-03182-3 ISBN 978-3-642-03183-0 (eBook)
DOI 10.1007/978-3-642-03183-0
Springer Heidelberg Dordrecht London New York

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

© Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2010

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung, des Nachdrucks, des Vortrags, der Entnahme von Abbildungen und Tabellen, der Funksendung, der Mikroverfilmung oder der Vervielfältigung auf anderen Wegen und der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen, bleiben, auch bei nur auszugsweiser Verwertung, vorbehalten. Eine Vervielfältigung dieses Werkes oder von Teilen dieses Werkes ist auch im Einzelfall nur in den Grenzen der gesetzlichen Bestimmungen des Urheberrechtsgesetzes der Bundesrepublik Deutschland vom 9. September 1965 in der jeweils geltenden Fassung zulässig. Sie ist grundsätzlich vergütungspflichtig. Zuwiderhandlungen unterliegen den Strafbestimmungen des Urheberrechtsgesetzes.

Die Wiedergabe von Gebrauchsnamen, Handelsnamen, Warenbezeichnungen usw. in diesem Werk berechtigt auch ohne besondere Kennzeichnung nicht zu der Annahme, dass solche Namen im Sinne der Warenzeichen- und Markenschutz-Gesetzgebung als frei zu betrachten wären und daher von jedermann benutzt werden dürften.

Einbandentwurf: WMXDesign GmbH, Heidelberg

Gedruckt auf säurefreiem Papier

Springer ist Teil der Fachverlagsgruppe Springer Science+Business Media (www.springer.com)

Vorwort zur vierten Auflage

Ein Schwerpunkt der Neubearbeitung war die extrem mühsame und langwierige Anpassung an neue europäische (EURO-Normen) und internationale Normen, soweit sie für Deutschland Bedeutung haben bzw. wichtig sind. Man merkt den Normen vielfach an, dass sehr viele Nationen und Fachleute an ihrer Bearbeitung beteiligt sind. Daher ist eine gewisse Inkonsequenz in vielen Normen – vor allem der »wichtigen« – nicht zu übersehen. Außerdem ist die Vielzahl und der extrem gesteigerte Umfang der neuen bzw. der überarbeiteten Normen für den in der Praxis stehenden Ingenieur häufig verwirrend. Ihre Anwendung ist daher oft unangemessen und mühsam. Von der angestrebten Harmonisierung im europäischen Raum kann also noch längere Zeit nicht die Rede sein.

Neuere Normen sind bis etwa Juli 2009 berücksichtigt worden.

Neu hinzugekommen sind Hinweise zu

- verschiedenen neueren Stahlnormen (Baustähle nach DIN EN 10025, Vergütungsstähle nach DIN EN 10025-6 und DIN EN 10083, verschiedene hochlegierte Stähle nach DIN EN 10088),
- Zusatzwerkstoffen zum Schweißen von Stählen nach DIN EN ISO 2560. Hier wurde erstmals in der Schweißtechnik die Systematik des »Kohabitationsgesetzes« angewendet. Ebenso findet man Hinweise zu Zusatzwerkstoffen zum Schweißen von Aluminium und seinen Legierungen, Kupfer und Kupferlegierungen,
- Fülldrähten zum Schweißen für das UP-Verfahren und die Schutzgasschweißverfahren,
- sowie zu Zusatzwerkstoffen zum Auftragschweißen (DIN EN 14700).
- Unregelmäßigkeiten der Schweißverbindung und Empfehlungen für die Auswahl von Bewertungsgruppen nach DIN EN ISO 5817.

Außerdem wurden verschiedene sachliche Fehler, Schreibfehler und sprachliche Ungenauigkeiten sowie Formulierungsschwächen beseitigt. Schließlich wurde eine große Anzahl von Bildern und Tabellen um- bzw. neu gezeichnet.

Berlin, Juli 2009

G. Schulze

Vorwort zur ersten Auflage

Mit dem vorliegenden Buch sollen dem Studenten des Maschinenbaus wesentliche Grundlagen des ständig an Bedeutung zunehmenden Fügeverfahrens Schweißen in einer möglichst anschaulichen Form präsentiert werden. Darüber hinaus wird es auch dem bereits in der Praxis stehenden Ingenieur helfen, theoretische Grundlagen aufzufrischen und zu vertiefen. Wegen der Vielfalt und des Umfangs der beteiligten Wissensgebiete musste der Stoff auf wichtige Themen begrenzt werden. Die Auswahl ist damit naturgemäß subjektiv. Die Verfasser haben sich bemüht, in einem Band die erforderlichen Grundlagen in einer dem Studenten angemessenen und verständlichen Form darzustellen. Dabei wurden gewisse Redundanzen bewusst in Kauf genommen, die nach der Erfahrung der Autoren den Lernerfolg in vielen Fällen günstig beeinflussen.

Die Autoren strebten eine anschauliche und nicht übermäßig theoretische Darstellung an, die im Bereich der Bruchmechanik zwangsläufig nur teilweise gelang. Diesem Ziel dienen u. a. eine große Anzahl Skizzen, Schaubildern und Tabellen sowie ein sehr ausführliches und aufwändiges Sachwortverzeichnis. Gefügebildungen sind i. Allg. in einer Größe abgebildet, die ein Verständnis des Bildinhalts ermöglicht bzw. erleichtert. Die sehr ausführlichen Bildlegenden erlauben in den meisten Fällen eine sofortige Interpretation der Darstellung. Für weitergehende Informationen des Lesers dient ausgewähltes Schrifttum, das am Ende des jeweiligen Kapitels aufgeführt ist.

Als Problem während der Bearbeitung erwies sich die Umstellung der nationalen auf die häufig erheblich geänderten europäischen Normen. Aus redaktionellen Gründen konnten lediglich die bis Ende 1991 als Weißdruck erschienenen EURO-Normen berücksichtigt werden. Die häufig fehlenden Querverbindungen zu anderen (noch nationalen) Normen führten in einigen Fällen zu einer inkonsistenten Darstellungsweise.

Entsprechend der Tatsache, dass »der Werkstoff die Schweißbedingungen diktiert«, wird den werkstofflichen Grundlagen beim Schweißen der größte Platz eingeräumt. Erfahrungsgemäß bereiten die Besonderheiten der Schweißmetallurgie der verschiedenen (Stahl-)Werkstoffe dem Lernenden oft Schwierigkeiten. Um den Umfang des Buches in Grenzen zu halten, ist nur die Metallurgie der Stahlschweißung ausführlicher behandelt. Eine Beschränkung, die mancher Leser vielleicht bedauernd zur Kenntnis nehmen mag. Die Beschreibungen über das Verhalten der unlegierten, legierten und hochlegierten Stähle beim Schweißen sind um knappe, einführende Kapitel zur klassischen Werkstoffkunde ergänzt. In ihnen werden im wesentlichen einige zum Verständnis der Schweißmetallurgie der Stähle erforderliche wichtige Grundlagen besprochen, die in der vergleichbaren Literatur meist nicht mit dem wünschenswerten Bezug zur Schweißtechnik abgehandelt sind.

Gemäß der Zielsetzung wurde nur eine begrenzte Anzahl typischer schweißmetallurgischer Probleme behandelt, diese aber verhältnismäßig ausführlich. Dazu gehören die Schweiß-eignung, die Zusatzwerkstoffe, der Einfluss der Wärmequelle auf die Eigenschaften der Verbindung und die Schweißmetallurgie der wichtigsten Stähle.

Im Kapitel 5 werden wichtige technologische Einflussgrößen auf die Tragfähigkeit geschweißter Bauteile untersucht, weil die Auswahl der Schweißelemente neben der Gebrauchsfähigkeit hauptsächlich aufgrund einer ausreichenden Tragfähigkeit erfolgt. Unter Berücksichtigung der Grundprinzipien der Gestaltung gelingen dem Anwender so leichter »tragfähige« Entwürfe geschweißter Konstruktionen.

Aus der Vielzahl der gegenwärtig vorhandenen Berechnungsverfahren für geschweißte Bauteile sind die aktuellsten der beiden wichtigsten Vorschläge, die DIN 18800-1 (November 1990) und die DIN 15018-1 (November 1984), in der gebotenen Kürze dargestellt und ihre Anwendung mit einfachen Berechnungsbeispielen erklärt.

Die Darstellung der Prüfung von Schweißverbindungen und ihrer praktischen Anwendung im Kapitel 6 ist als Ergänzung zu den Grundkenntnissen der Werkstoffprüfung für den Studenten und Ingenieur und als Nachschlagewerk für den Schweißpraktiker gedacht. Wegen des begrenzten Umfangs wurden nur einige und besonders wichtige Prüfverfahren ausgewählt. Im wesentlichen sind dies Verfahren zur Werkstoff- und Strukturanalyse, die mechanisch-technologischen Prüfverfahren und schließlich einige bruchmechanische Prüfverfahren und Versagenskonzepte. Besonders hervorgehoben sind die Anwendungsmöglichkeiten und -grenzen.

Die Vielfältigkeit und der Umfang der Werkstoffprüftechnik erforderten vielfach die Beantwortung von Fragen zu Details durch die Fachkollegen von Herrn *Dr. Krafka* in der Bundesanstalt für Materialprüfung und -forschung Berlin (BAM). Dem Präsidenten der BAM, Herrn Prof. *Dr. rer. nat. G. W. Becker* danken der Verfasser und der Herausgeber für die Erlaubnis, diesen Abschnitt schreiben und Bild- und Untersuchungsmaterial der BAM verwenden zu dürfen. Herr *Dr. Krafka* dankt besonders seinen Kollegen, den Herren Dipl.-Ing. *K. Wilken* und *Dr. V. Neumann*, die ihm Unterlagen überließen und für Diskussionen zur Verfügung standen. Frau *Ball* dankt er für die Anfertigung zahlreicher metallografischer Aufnahmen und Herrn Dipl.-Ing. *B. Abassi* für die Herstellung der Zeichnungen zu diesem Kapitel.

Ganz besonderen Dank schuldet der Herausgeber Herrn Dipl.-Ing. *I. Tanyildiz*, dem Geschäftsführer der OTA-Gruppe Berlin, für die großzügige finanzielle und sachliche Unterstützung dieses Projektes.

Berlin, April 1992

G. Schulze

Inhalt

Häufig benutzte Symbole
Abkürzungen

XVIII
XX

1	Grundlagen der Werkstoffkunde und der Korrosion	1
1.1	Schweißtechnik erfordert die Werkstoffkunde	1
1.2	Aufbau metallischer Werkstoffe	2
1.2.1	Bindungsformen der Metalle	2
1.2.1.1	Metallische Bindung	4
1.2.1.2	Ionenbindung (heteropolare Bindung)	5
1.2.1.3	Atombindung (kovalente Bindung)	5
1.2.2	Gitteraufbau der Metalle	6
1.2.2.1	Gitterbaufehler (Realkristalle)	7
1.2.3	Gefüge, Korn, Kristallit, Korngröße	12
1.3	Mechanische Eigenschaften der Metalle	15
1.3.1	Verformungsvorgänge in Idealkristallen	15
1.3.2	Verformungsvorgänge in technischen Metallen	16
1.3.3	Verfestigung der Metalle	18
1.3.4	Einfluss der Korngrenzen	19
1.4	Phasenumwandlungen	22
1.4.1	Phasenumwandlung flüssig-fest	24
1.4.1.1	Primärkristallisation von (reinen) Metallen	24
1.4.1.2	Primärkristallisation von Legierungen	27
1.4.2	Phasenumwandlungen im festen Zustand	30
1.4.2.1	Diffusionskontrollierte Phasenumwandlungen	32
	Ausscheidungsumwandlung	32
	Ordnungsumwandlung	33
	Massivumwandlung	33
	Polymorphe Umwandlung	34
1.4.2.2	Diffusionslose Phasenumwandlungen (Martensitbildung)	34
1.5	Thermisch aktivierte Vorgänge	38
1.5.1	Diffusion	38
1.5.1.1	Nichtstationäre Diffusionsvorgänge	40
1.5.2	Erholung und Rekristallisation	42
1.5.3	Warmverformung	45
1.6	Grundlagen der Legierungskunde	46
1.6.1	Aufbau und Eigenschaften der Phasen	46
1.6.1.1	Mischkristalle	46
	Substitutionsmischkristalle	46
	Einlagerungsmischkristalle	48

1.6.1.2	Intermediäre Verbindungen	48
1.6.2	Zustandsschaubilder	49
1.6.2.1	Zustandsschaubild für vollkommene Löslichkeit im flüssigen und festen Zustand	50
1.6.2.2	Eutektische Systeme	51
1.6.2.3	Systeme mit begrenzter Löslichkeit	53
1.6.2.4	Systeme mit intermediären Phasen	53
1.6.2.5	Systeme mit Umwandlungen im festen Zustand	55
1.6.3	Nichtgleichgewichtszustände	55
1.6.3.1	Kristallseigerung	55
1.6.3.2	Entartetes Eutektikum	57
1.6.4	Aussagefähigkeit und Bedeutung der Zustandsschaubilder für das Schweißen	57
1.6.4.1	Abschätzen des Schweißverhaltens	57
1.6.4.2	Mechanische Güterwerte	58
1.6.5	Dreistoffsysteme	59
1.6.5.1	Ternäre Schaubilder in ebener Darstellung	61
	Isothermische Schnitte	61
	Vertikalschnitte	62
	Quasibinäre Schnitte	62
1.7	Grundlagen der Korrosion	63
1.7.1	Definitionen und Begriffe	64
1.7.2	Elektrochemische Vorgänge	65
1.7.3	Korrosionsmechanismen in wässrigen Lösungen	68
1.7.3.1	Wasserstoffkorrosion (Säurekorrosion)	69
1.7.3.2	Sauerstoffkorrosion	70
1.7.3.3	Das Korrosionsverhalten beeinflussende Faktoren	71
	Ionenkonzentration	71
	Sauerstoffgehalt	74
	Elektrolyttemperatur	75
	Strömungsgeschwindigkeit	76
	Medienkonzentration	77
1.7.4	Elektrochemische Polarisierung	77
1.7.4.1	Stromdichte-Potenzial-Kurven	78
1.7.4.2	Aktivierungspolarisation	78
1.7.4.3	Konzentrationspolarisation	80
1.7.5	Passivität	81
1.7.6	Korrosionsarten	83
1.7.6.1	Korrosionsarten ohne mechanische Beanspruchung	83
1.7.6.1.1	Kontaktkorrosion	84
1.7.6.1.2	Lochkorrosion (Lochfraß)	84
1.7.6.1.3	Spaltkorrosion (Berührungskorrosion)	86
1.7.6.1.4	Selektive Korrosion	87
1.7.6.1.5	Korrosionsvorgänge in besonderen Umgebungen	88
	Atmosphärische Korrosion	88
	Mikrobiologische Korrosion	90
1.7.6.2	Korrosionsarten mit mechanischer Beanspruchung	91
1.7.6.2.1	Spannungsrissskorrosion (SpRK)	91
1.7.6.2.2	Kavitation(skorrosion)	93
1.7.6.2.3	Erosion(skorrosion)	94
1.7.6.2.4	Reibkorrosion (»Fressen«)	94

1.7.7	Gestaltungsrichtlinien; Werkstoffwahl	94
1.7.7.1	Spalt-, Berührungskorrosion	98
1.7.7.2	Konzentrationselemente	98
1.7.7.3	Wasserlinienkorrosion, atmosphärische Korrosion	98
1.7.7.4	Kontaktkorrosion	99
1.7.7.5	Spannungsrissskorrosion (SpRK)	99
1.7.7.6	Besonderheiten beim Schweißen	100
1.7.8	Hinweise zum Korrosionsschutz	101
1.7.8.1	Aktive Schutzverfahren	101
	Inhibitoren	101
	Kathodischer Korrosionsschutz	103
	Anodischer Korrosionsschutz	105
1.7.8.2	Passive Schutzverfahren	106
	Organische Beschichtungen	106
	Anorganische Überzüge	106
	Metallische Überzüge	107
1.8	Aufgaben zu Kapitel 1	110
1.9	Schrifttum	121
2	Stähle – Werkstoffgrundlagen	123
2.1	Allgemeines	123
2.2	Einteilung der Stähle	124
2.3	Stahlherstellung	125
2.3.1	Erschmelzungsverfahren	125
2.3.1.1	Sekundärmetallurgie	128
2.3.2	Vergießungsverfahren; Desoxidieren	130
2.3.2.1	Vergießen und Erstarren des Stahles	131
2.3.2.2	Unberuhigt vergossener Stahl; Kennzeichen FU (U)	132
2.3.2.3	Beruhigt vergossener Stahl; Kennzeichen (R)	132
2.3.2.4	Besonders beruhigt vergossener Stahl; Kennzeichen FF (RR)	133
2.4	Das Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS)	133
2.5	Die Wärmebehandlung der Stähle	136
2.5.1	Glühbehandlungen	138
2.5.1.1	Spannungsarmglühen	138
2.5.1.2	Normalglühen	139
2.5.2	Härten und Vergüten	140
2.5.2.1	Härten	140
2.5.2.2	Vergüten	143
2.5.3	Die Austenitumwandlung im ZTU- und ZTA-Schaubild	145
2.5.3.1	ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung	148
2.5.3.2	ZTU-Schaubilder für isothermische Wärmeführung	150
2.5.3.3	Möglichkeiten und Grenzen der ZTU-Schaubilder	150
2.5.3.4	Anwendbarkeit der ZTU-Schaubilder auf Schweißvorgänge	152
	Allgemeines Verfahren	154

	Isothermisches Schweißen	154
	Stufenhärtungsschweißen	155
2.5.3.5	ZTA-Schaubilder	155
	Isothermische ZTA-Schaubilder	156
	Kontinuierliche ZTA-Schaubilder	157
2.6	Festigkeitserhöhung metallischer Werkstoffe	157
2.6.1	Prinzip der Festigkeitserhöhung	157
2.6.2	Abschätzen der maximalen Festigkeit	158
2.6.2.1	Theoretische Schubfestigkeit	158
2.6.2.2	Theoretische Kohäsionsfestigkeit	159
2.6.3	Methoden zum Erhöhen der Festigkeit	159
2.6.3.1	Kaltverfestigung	159
2.6.3.2	Mischkristallverfestigung	160
2.6.3.3	Ausscheidungshärtung	161
2.6.3.4	Korngrenzenhärtung	165
2.6.3.5	Martensithärtung	165
2.6.3.6	Thermomechanische Behandlung	167
2.7	Unlegierte und (niedrig-)legierte Stähle	167
2.7.1	Wirkung der Legierungselemente	167
2.7.2	Unlegierte Baustähle nach DIN EN 10025-2	168
2.7.3	Stähle für den Maschinen- und Fahrzeugbau	171
2.7.3.1	Vergütungsstähle	174
2.7.3.2	Einsatzstähle	175
2.7.4	Warmfeste Stähle	177
2.7.5	Kaltzähe Stähle	182
2.7.6	Feinkornbaustähle	184
2.7.6.1	Normalgeglühte Feinkornbaustähle	188
	Terrassenbruch	189
2.7.6.2	Thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustähle	190
	Metallkundliche Grundlagen; Stahlherstellung	191
	Eigenschaften und Verarbeitung	192
2.7.6.3	Vergütete Feinkornbaustähle	197
2.8	Korrosionsbeständige Stähle	200
2.8.1	Erzeugen und Erhalten der Korrosionsbeständigkeit	200
2.8.2	Korrosionsverhalten der Stähle in speziellen Medien	202
	Korrosion in Wässern	202
	Korrosion durch chemischen Angriff	202
2.8.3	Werkstoffliche Grundlagen	203
2.8.3.1	Die Zustandsschaubilder Fe-Cr, Fe-Ni	203
2.8.3.2	Das Zustandsschaubild Fe-Cr-Ni	204
2.8.3.3	Einfluss wichtiger Legierungselemente	205
	Nickel	205
	Kohlenstoff	206
	Stickstoff	206
	Molybdän	207
	Silicium	207
	Wasserstoff	207
2.8.3.4	Ausscheidungs- und Entmischungsvorgänge	208
2.8.3.4.1	Interkristalline Korrosion (IK)	208

	Gegenmaßnahmen	210
2.8.3.4.2	Sigma-Phase (σ -Phase)	210
2.8.3.4.3	475 °C-Versprödung	211
2.8.4	Einteilung und Stahlsorten	214
2.8.4.1	Martensitische Chromstähle	215
2.8.4.2	Ferritische Chromstähle	215
2.8.4.3	Austenitische Chrom-Nickel-Stähle	217
	Stickstofflegierte austenitische Stähle	220
2.8.4.4	Austenitisch-ferritische Stähle (Duplexstähle)	221
2.9	Aufgaben zu Kapitel 2	224
2.10	Schrifttum	235
3	Einfluss des Schweißprozesses auf die Eigenschaften der Verbindung	237
3.1	Schweißbarkeit – Begriff und Definition	237
3.1.1	Schweißbeignung	238
3.1.2	Schweißsicherheit	238
3.1.3	Schweißmöglichkeit	238
3.1.4	Bewertung und Folgerungen	239
3.2	Schweißbeignung der Stähle	239
3.2.1	Unlegierte Stähle	239
3.2.1.1	Erschmelzungs- und Vergießungsart	239
3.2.1.2	Chemische Zusammensetzung	240
3.2.2	Legierte Stähle	243
3.3	Wirkung der Wärmequelle	244
3.3.1	Temperatur-Zeit-Verlauf	245
3.3.2	Eigenspannung; Schrumpfung, Verzug	249
3.3.2.1	Querschrumpfung	252
3.3.2.2	Winkelschrumpfung	252
3.3.2.3	Längsschrumpfung	253
3.3.2.4	Haupteinflüsse auf Schrumpfungen und Spannungen	253
	Wärmemenge und Schweißverfahren	253
	Werkstoffeinfluss	254
	Konstruktionseinfluss	254
3.3.3	Metallurgische Wirkungen des Temperatur-Zeit-Verlaufs	254
3.3.3.1	Sauerstoff	256
3.3.3.2	Stickstoff	257
3.3.3.3	Wasserstoff	258
3.4	Das Sprödbruchproblem	261
3.4.1	Werkstoffmechanische Grundlagen	261
3.4.2	Probleme konventioneller Berechnungskonzepte	263
3.4.3	Sprödbruchbegünstigende Faktoren	265
3.4.3.1	Werkstoffliche Faktoren	266
3.4.3.2	Konstruktive Faktoren	267
3.4.4	Maßnahmen zum Abwenden des Sprödbruchs	268

3.5	Fehler in der Schweißverbindung	268
3.5.1	Metallurgische Fehler	269
3.5.1.1	Die Wirkung der Gase	270
	Verhindern der Gasaufnahme	271
3.5.1.2	Fehler beim Schweißbeginn und Schweißende	271
3.5.1.3	Probleme des Einbrands	273
3.5.1.4	Einschlüsse; Schlacken	274
3.5.1.5	Zündstellen	275
3.5.1.6	Rissbildung im Schweißgut und in der WEZ	276
3.5.2	Bewertung der Fehler	286
3.6	Aufgaben zu Kapitel 3	289
3.7	Schrifttum	296
4	Schweißmetallurgie der Eisenwerkstoffe	299
4.1	Aufbau der Schweißverbindung	299
4.1.1	Vorgänge im Schweißbad	300
4.1.1.1	Die Primärkristallisation der Schweißschmelze	300
4.1.1.2	Massentransporte im Schweißbad	307
4.1.2	Werkstoffliche Vorgänge in der Wärmeeinflusszone	309
4.1.3	Die WEZ in Schweißverbindungen aus umwandlungsfähigen Stählen	310
4.1.3.1	Der Einfluss des Nahtaufbaus; Einlagen-, Mehrlagentechnik	316
4.1.3.2	Eigenschaften und mechanische Gütewerte	318
	Härteverteilung	319
	Mechanische Eigenschaften des Schweißguts	322
	Mechanische Eigenschaften der Wärmeeinflusszone	325
4.1.3.3	Vorwärmen der Füge­teile	327
4.1.3.4	Einfluss der Stahlherstellungsart und der chemischen Zusammensetzung	333
	Seigerungen	333
	Alterungsprobleme	334
4.1.4	Verbinden unterschiedlicher Werkstoffe	334
4.2	Zusatzwerkstoffe und Hilfsstoffe zum Schweißen unlegierter Stähle und von Feinkornbaustählen	336
4.2.1	Konzepte der Normung	336
4.2.2	Metallurgische Betrachtungen	337
4.2.3	Schweißzusätze für Stähle mit einer Mindeststreckgrenze bis 500 N/mm ²	337
4.2.3.1	Umhüllte Stabelektroden für das Lichtbogenhandschweißen (DIN EN ISO 2560)	337
4.2.3.1.1	Aufgaben der Elektrodenumhüllung	338
4.2.3.1.2	Metallurgische Grundlagen	339
4.2.3.1.3	Eigenschaften der wichtigsten Stabelektroden	341
	Sauer-umhüllte Stabelektroden (A)	341
	Rutil-umhüllte Stabelektroden (R)	342
	Basisch-umhüllte Stabelektroden (B)	342
	Zellulose-umhüllte Stabelektroden (C)	344

4.2.3.1.4	Bedeutung des Wasserstoffs	344
4.2.3.1.5	Normung der umhüllten Stabelektroden	349
4.2.3.2	Schweißzusätze für das Schutzgasschweißen	353
	WIG-Schweißen	353
	MSG-Schweißen	355
4.2.3.3	Schweißzusätze für das UP-Schweißen	363
4.2.3.3.1	Drahtelektroden	363
4.2.3.3.2	Schweißpulver	366
	Schmelzpulver	368
	Agglomerierte Pulver	368
	Metallurgisches Verhalten der Schweißpulver	369
4.2.4	Schweißzusätze für Stähle mit einer Mindeststreckgrenze über 500 N/mm ²	374
4.3	Schweißen der wichtigsten Stahlsorten	374
4.3.1	Unlegierte niedriggekohlte C-Mn-Stähle	374
4.3.1.1	Baustähle nach DIN EN 10025-2	379
	Gütegruppen (Stahlgütegruppen)	382
	Wahl der Gütegruppe	383
4.3.2	Feinkornbaustähle; normalgeglüht und thermomechanisch behandelt	384
4.3.2.1	Allgemeine Konzepte	384
4.3.2.2	Einfluss der Abkühlbedingungen auf die mechanischen Gütewerte der Verbindung	385
4.3.2.3	Fertigungstechnische Hinweise	389
	Nahtvorbereitung	389
	Wärmebehandlung	390
	Schweißtechnologie	392
	Risserscheinungen	392
4.3.2.4	Schweißzusatzwerkstoffe	393
	Stabelektroden	393
	Drahtelektroden; Schweißpulver (UP-Schweißen)	395
	Drahtelektroden; Schutzgase (MSG-Schweißen)	398
4.3.3	Feinkornbaustähle; vergütet	398
4.3.4	Höhergekohlte Stähle	402
4.3.5	Warmfeste Stähle	406
4.3.5.1	Ferritische Stähle (ferritisch-perlitisch)	407
4.3.5.2	Ferritische Stähle (ferritisch-bainitisch)	407
4.3.5.3	Ferritische Stähle (martensitisch)	409
4.3.5.4	Austenitische Stähle	411
4.3.5.5	Versprödungs- und Rissmechanismen	411
	Wiedererwärmungsriß (Ausscheidungsriß)	411
	Anlassversprödung	412
4.3.6	Kaltzähe Stähle	413
4.3.7	Korrosionsbeständige Stähle	414
4.3.7.1	Einfluss der Verarbeitung auf das Korrosionsverhalten	414
4.3.7.2	Konstitutions-Schaubilder	417
4.3.7.3	Martensitische Chromstähle	422
4.3.7.4	Ferritische und halferritische Stähle	425
4.3.7.5	Austenitische Chrom-Nickel-Stähle	431
	Primärkristallisation	433
	Heißrißbildung	433

	Messerlinienkorrosion	436
	Metallurgie des Schweißens	437
4.3.7.6	Austenitisch-ferritische Stähle (Duplexstähle)	440
4.3.8	Verbinden/Auftragen unterschiedlicher Werkstoffe	446
4.3.8.1	Austenit-Ferrit-Verbindungen	446
4.3.8.2	Schweißplattieren	448
4.3.8.3	Schweißpanzern	451
4.4	Eisen-Gusswerkstoffe	456
4.4.1	Stahlguss (G, GS, GE, GX)	456
4.4.1.1	Stahlguss für allgemeine Verwendung	456
	Fertigungsschweißen	457
	Instandsetzungsschweißen	460
	Konstruktionsschweißen	460
4.4.1.2	Hochfester schweißgeeigneter Stahlguss	460
4.4.1.3	Legierter Stahlguss	462
4.4.2	Gusseisen (EN-GJL, alt: GG; EN-GJS, alt: GGG; ISO/JV, alt: GJV)	462
4.4.2.1	Gusseisen mit Lamellengrafit (EN-GJL, alt: GG)	463
	Artgleiches Schweißen (Gusseisenwarmschweißen)	466
	Artfremdes Schweißen (Gusseisenkaltschweißen)	467
4.4.2.2	Gusseisen mit Kugelgrafit (EN-GJS, alt: GGG)	467
	Artgleiches/artähnliches Schweißen	471
	Artfremdes Schweißen	471
	Schweißverfahren	471
	Legiertes (austenitisches) Gusseisen mit Kugelgrafit	473
4.4.3	Temperguss (EN-GJMW, alt: GTW; EN-GJMB, alt: GTS)	474
4.4.3.1	Weißer Temperguss (EN-GJMW, alt: GTW)	474
4.4.3.2	Schwarzer Temperguss (EN-GJMB, alt: GTS)	475
4.5	Aufgaben zu Kapitel 4	478
4.6	Schrifttum	495
5	Schweißmetallurgie der nichteisenmetallischen Werkstoffe	503
5.1	Die WEZ in Schweißverbindungen aus Nichteisenmetallen	503
5.1.1	Einphasige Werkstoffe	504
5.1.2	Mehrphasige Werkstoffe	505
5.1.3	Ausscheidungshärtende Legierungen	505
5.1.4	Hochreaktive Werkstoffe	507
5.1.5	Kaltverfestigte Werkstoffe	508
5.2	Schwermetalle	508
5.2.1	Kupfer und Kupferlegierungen	509
5.2.1.1	Hinweise zum Schweißen	511
5.2.1.1.1	Kupfer	511
5.2.1.1.2	Kupferlegierungen	515
	Kupfer-Zink-Legierungen (Messinge)	516
	Kupfer-Zinn-Legierungen (Zinnbronzen)	518
	Kupfer-Aluminium-Legierungen (Aluminiumbronzen)	518
	Kupfer-Nickel-Legierungen	519

5.2.2	Nickel und Nickellegierungen	520
5.2.2.1	Einfluss der Legierungselemente auf das Schweißverhalten	524
5.2.2.2	Schweißmetallurgie	525
5.2.2.2.1	Allgemeine Werkstoffprobleme	525
	Nickel-Chrom-(Eisen-)Legierungen	526
	Molybdänhaltige Nickelbasis-Legierungen	526
	Ausscheidungshärtende Nickelbasis-Legierungen	527
5.2.2.3	Schweißpraxis	529
5.3	Leichtmetalle	531
5.3.1	Aluminium und Aluminiumlegierungen	531
5.3.1.1	Lieferformen	533
5.3.1.2	Bezeichnungsweise	533
5.3.1.3	Metallurgisch bedingte Schweißnahtdefekte	535
	Heißrisse	535
	Spannungsrisse	536
	Poren	536
5.3.1.4	Aluminium-Knetlegierungen	536
5.3.1.5	Aluminium-Gusslegierungen	537
5.3.1.6	Ausscheidungshärtende Aluminiumlegierungen	537
5.3.1.7	Aluminium-Sonderlegierungen	543
	Aluminium-Lithiumlegierungen	543
	Aluminium-Druckgusslegierungen	543
	Dispersionshärtende Aluminiumlegierungen	544
5.3.1.8	Schweißzusatzwerkstoffe	545
5.3.1.9	Schweißpraxis	547
5.3.1.9.1	Vorbereitende Maßnahmen	547
5.3.1.9.2	Schweißverfahren	548
	Wolfram-Inertgasschweißen (WIG)	548
	Metall-Inertgasschweißen (MIG)	550
	Laserschweißen	550
5.3.2	Magnesium und Magnesiumlegierungen	551
5.3.3	Beryllium	553
5.4	Hochschmelzende und hochreaktive Werkstoffe	553
5.4.1	Titan und Titanlegierungen	554
5.4.1.1	Eigenschaften und Schweißverhalten der Titanwerkstoffe	556
	Unlegiertes Titan	557
	Alpha- und Nah-Alpha-Legierungen	557
	Alpha-Beta-Legierungen	558
	Beta-Legierungen	559
	Titan-Sonderlegierungen	559
5.4.1.2	Metallurgisch bedingte Schweißnahtdefekte	560
5.4.1.3	Schweißpraxis	561
5.4.2	Molybdän und Molybdänlegierungen	562
5.4.3	Zirkonium und Zirkoniumlegierungen	563
5.4.4	Tantal und Tantallegierungen	564
5.5	Aufgaben zu Kapitel 5	566
5.6	Schrifttum	574

6	Anhang (spezielle Werkstoffprüfverfahren)	579
6.1	Prüfung auf Heibrissanfälligkeit	579
6.1.1	Verfahren mit Selbstbeanspruchung der Probe	580
6.1.2	Verfahren mit Fremdbeanspruchung der Probe	580
6.2	Prüfung auf Kaltrissanfälligkeit	583
6.2.1	Implant-Test	583
6.2.2	Der <i>Pellini</i> -Versuch	586
6.3	Der Kerbschlagbiegeversuch (DIN EN 10045)	587
	Prüfung von Proben mit Schweißnaht	591
6.4	Der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch	591
6.5	Das COD-Konzept von <i>Cottrell</i> und <i>Wells</i>	594
6.6	Schrifttum	596
7	Sachwortverzeichnis	597

Häufig benutzte Symbole

a	Gitterkonstante
$2a$ bzw. a	Risslänge ($2a$) bzw. halbe Risslänge (a)
a_k	Kerbschlagzähigkeit
A	Bruchdehnung
A	Aufschmelzgrad
A_w	Schweißnahtquerschnitt
α	Wärmeausdehnungskoeffizient
a_k	Formzahl (auch elastischer Spannungskonzentrationsfaktor K_s genannt)
b	<i>Burgers</i> -Vektor
c	Konzentration
c	spezifische Wärme
\bar{d}	mittlerer (»quadratischer«) Korndurchmesser nach DIN EN ISO 643
d	Korndurchmesser
d	Werkstückdicke (auch t und s)
D_0	Diffusionskonstante
D	Diffusionskoeffizient
$\Delta\phi_0$	Urspannung
E	Elastizitätsmodul
E	Potenzial einer elektrochemischen Reaktion (allgemein)
E	Streckenenergie ($E = U \cdot I / v$)
E_0	Standardpotenzial (gemessen gegen die Standardwasserstoffelektrode)
ε	Dehnung (allgemein)
F	<i>Faraday</i> konstante
F	Kraft (allgemein)
F	Anzahl der Freiheitsgrade in einem metallurgischen System
F	Grenzlast einer gekerbten oder ungekerbten Probe (Bauteil)
F_k^f	Kohäsionskraft
G	Schubmodul
G	freie Enthalpie
G	Korngrößen-Kennzahl
G	Temperaturgradient
H	Enthalpie
η	Überspannung ($\eta = E - E_0$)
ϕ	Verformungsgrad
γ	Oberflächenenergie
k	thermischer Wirkungsgrad
k	Korngrößenwiderstand
K	Anzahl der Komponenten eines metallurgischen Systems
K	Kerbschlagarbeit (allgemein)
K_f	größte Abkühlzeit, unterhalb der sich nach der Austenitumwandlung kein Ferrit mehr gebildet hat
K_m	größte Abkühlzeit, unterhalb der aus dem Austenit vollständig Martensit gebildet wird
K_p	kleinste Abkühlzeit, oberhalb der aus dem Austenit ausschließlich Gefüge der Perlitstufe (Ferrit und Perlit) entstehen
KU	Kerbschlagarbeit, gemessen mit <i>Charpy</i> -U-Proben
KV	Kerbschlagarbeit, gemessen mit <i>Charpy</i> -V-Proben
λ	Wärmeleitfähigkeit
λ	mittlerer Teilchenabstand (Ausscheidungshärtung)
M	Mehrsigkeitsgrad der Spannungen

ν	Querkontraktionszahl (<i>Poissonsche Zahl</i>)
p	Druck (allgemein)
P	Anzahl der Phasen in einem metallurgischen System
Q_A	Aktivierungsenergie
Q	Wärmeeinbringen beim Schweißen ($Q = k \cdot E$)
r	Keimradius
r_k	Keimradius kritischer Größe
R	Gaskonstante
R	Kristallisationsgeschwindigkeit
R_E	Ausbringung, effektive
R_{eH}	Streckgrenze
R_m	Zugfestigkeit
R_p	Dehngrenze (allgemein)
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze
ρ	Kerbradius, Rissradius
ρ	Dichte
s	Werkstückdicke (auch d und t)
S	Abschmelzleistung
S	Entropie
S	Querschnittsfläche
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Hauptnormalspannungen ($\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$)
σ	Normalspannung
σ_f	Bruchspannung (auch R_{Br})
σ_F	Fließgrenze
t	Zeit
t	Werkstückdicke (auch d und s)
$t_{8/5}$	Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C
$t_{12/8}$	Abkühlzeit zwischen 1200 °C und 800 °C
T	Temperatur (allgemein)
T_A	Austenitisierungstemperatur
T^H	Haltetemperatur
T_i^m	Zwischenlagentemperatur
T_i	Rekristallisationstemperatur
T_{Rk}	Schmelztemperatur
T_S	Schmelztemperatur
T^p	Vorwärmtemperatur zum Schweißen (in Gleichungen auch T_0)
τ	Schubspannung
ν, ν_{ab}	Abkühlgeschwindigkeit (allgemein)
ν_{ok}, ν_{uk}	obere bzw. untere kritische Abkühlgeschwindigkeit des Austenits
ν_{um}	Umwandlungsgeschwindigkeit des Austenits
x_m	mittlerer Diffusionsweg
Z	Brucheinschnürung (Zugversuch)

Abkürzungen

A	Austenit
α	α -Ferrit (allgemein metallografische Phasen)
B	Bainit
δ	δ -Ferrit (allgemein metallografische Phasen)
EKS	Eisen-Kohlenstoff-Schaubild
EMK	Einlagerungsmischkristall
ESZ	ebener Spannungszustand
EVZ	ebener Verzerrungszustand
F	Ferrit
FF	vollberuhigter Stahl (Bezeichnung nach DIN EN 10027-1)
FN	nicht unberuhigter Stahl (nach DIN EN 10027-1, nach DIN 17006 unbekannt)
FU	unberuhigter Stahl (Bezeichnung nach DIN EN 10027-1)
hdP	hexagonal dichteste Packung
HB	<i>Brinell</i> härte
HV	<i>Vickers</i> härte
γ	Austenit (allgemein metallografische Phasen)
iV	intermediäre Verbindung (auch V)
IK	interkristalline Korrosion
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
M	Martensit
M_s, M_f	Martensitstart- bzw. Martensitfinishing-Temperatur
N	normalgeglüht (Bezeichnung nach DIN 17006)
P	Perlit
R	beruhigter Stahl (alte Bezeichnung nach DIN 17006, nach DIN 10027-1 unbekannt)
REM	Rasterelektronenmikroskop
RR	besonders beruhigter Stahl (alte Bezeichnung nach DIN 17006, neue: FF)
RT	Raumtemperatur
SMK	Substitutionsmischkristall
SpRK	Spannungsrisskorrosion
SRC	Stress Relief Cracking (Wiedererwärmungsriß)
trz	tetragonal-raumzentriert
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
TM	thermomechanische Behandlung
U	unberuhigter Stahl (alte Bezeichnung nach DIN 17006, neue: FU)
V	intermediäre Verbindung (auch iV)
WEZ	Wärmeeinflusszone
ZTA	Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Schaubild
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubild
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild

1 Grundlagen der Werkstoffkunde und der Korrosion

1.1 Schweißtechnik erfordert die Werkstoffkunde

Vor allem bei Schmelzschweißprozessen entstehen im

- Schweißgut und in der
- Wärmeeinflusszone (WEZ)

die vielfältigsten Werkstoffänderungen. Das Schweißverfahren und die Schweißparameter bestimmen weitestgehend die Ausdehnung und die Eigenschaften der WEZ. Die Zähigkeit der WEZ nimmt praktisch immer ab, oft verbunden mit einer höheren Festig-

keit und Härte. Sie ist die für die Bauteilsicherheit geschweißter Konstruktionen wichtigste Eigenschaft. Art und Umfang der Änderungen sind wie bei jeder Wärmebehandlung von deren Temperatur-Zeit-Führung abhängig. Für ein tieferes Verständnis ist allerdings die Einsicht nötig, dass die Temperatur-Zeit-Verläufe bei den unterschiedlichen Schweißverfahren z. T. beträchtlich von denen üblicher technischer Wärmebehandlungen abweichen, Bild 1-1.

Die Aufheizgeschwindigkeiten beim Schweißen mit den unterschiedlichen Verfahren betragen etwa 400 K/s bis 1000 K/s, die Abkühlgeschwindigkeiten einige 100 K/s und die Haltedauer (Abschn. 4.1.2, S. 309) beträgt nur wenige Sekunden. Die Wärmeeinflusszone wird also nur höchstens einige zehn Sekunden thermisch beeinflusst. Bei technischen Wärmebehandlungen bleibt das Werkstück aber mindestens mehrere zehn Minuten auf der erforderlichen Temperatur. Die werkstofflichen Änderungen beim Schweißen laufen also immer in Richtung extremer Ungleichgewichtszustände.

Daher sind Vorhersagen über die zu erwartenden Gefüge, Gefügeänderungen bzw. die mechanischen Güterwerte mit Methoden der »konventionellen« Werkstoffprüfung oft ungenau. Die Gefüge der Schweißverbindung weichen aus diesem Grunde häufig und in überraschender Weise von denen des unbeeinflussten Grundwerkstoffs ab. In den meisten Fällen bildet die Wärmeeinflusszone ein Kontinuum unterschiedlichster Gefüge und Eigenschaften. Für eine fachgerechte Beurteilung der Schweißnahtverbindung ist die Kenntnis dieser Zusammenhänge wichtig. In Abschn. 4.1, S. 299, werden die Eigenschafts- und Gefügeänderungen in der WEZ und des Schweißgutes ausführlicher besprochen.

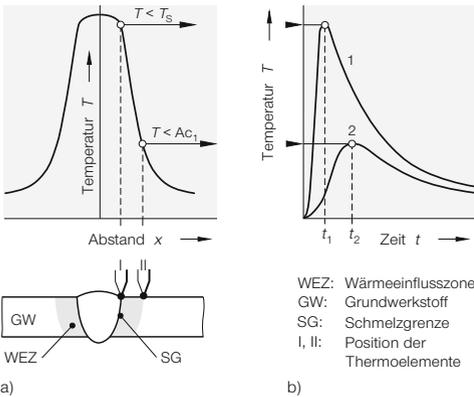


Bild 1-1

Temperaturverteilung in der Schweißverbindung, gemessen während des Schweißens mit Thermolementen, die an verschiedenen Stellen (I, II) im Abstand x von Schweißnahtmitte angebracht wurden.

- a) Verlauf der jeweils erreichten Maximaltemperatur in Abhängigkeit vom Abstand x von Schweißnahtmitte, T_s = Schmelztemperatur.
- b) Verlauf der Temperatur an bestimmten Orten neben der Schweißnaht (Kurve 1 und 2). Beachte, dass die Maximaltemperaturen an den verschiedenen Punkten nach unterschiedlichen Zeiten erreicht werden: $t_1 < t_2$!

Das Gefüge des Schweißguts (Abschn. 4.1.1.1, S. 300) ist wegen der extrem raschen Abkühlung typisch transkristallin (anisotrop). Die Gefügeausbildung in der Wärmeeinflusszone (WEZ) ist außerdem abhängig von der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffs und meistens sehr komplex und unübersichtlich. Die Gefüge der Wärmeeinflusszone sind bei den unterschiedlichen Werkstoffen durch verschiedene Besonderheiten gekennzeichnet:

- Als Folge der großen Wärmeleitfähigkeit metallischer Werkstoffe kühlt der schmelzgrenznahe Bereich der WEZ z. T. sehr schnell ab. Daher besteht z. B. bei der Werkstoffgruppe »umwandlungsfähiger (und höhergekohlter, legierter) Stahl« die Gefahr, dass sich harte, spröde, d. h. rissanfällige Gefügebestandteile bilden (höhergekohlter Martensit). Durch *Vorwärmen* (Abschn. 4.1.3.3, S. 327) der Fügeteile oder (und) erhöhte Energiezufuhr beim Schweißen muss die Abkühlgeschwindigkeit soweit verringert werden, dass möglichst kein *Martensit* entsteht bzw. die Bauteilsicherheit gewährleistet ist.
- Die hohe Temperatur begünstigt z. B. die Bildung eines grobkörnigen Gefüges, das i. Allg. eine deutlich geringere Zähigkeit besitzt als der Grundwerkstoff.
- Ausscheidungen aller Art im Schweißgut und vor allem in der WEZ setzen die mechanischen Gütewerte herab und verringern die Korrosionsbeständigkeit.
- Einige Werkstoffe, in erster Linie die sog. hochreaktiven Metalle, wie z. B. Titan, Tantal, Molybdän, Zirkonium, nehmen schon bei Temperaturen über etwa 300 °C atmosphärische Gase (H_2 , O_2 , N_2) auf, die die Schweißverbindung völlig verspröden können. Die über 300 °C erwärmten Bereiche der Schweißverbindung müssen daher beim Schweißen großflächig vor einem Luftzutritt geschützt werden.
- Verbindungs- und Auftragschweißungen unterschiedlicher Werkstoffe sind komplexe metallurgische Prozesse. Es entstehen häufig und oft in unvorhergesehenem Umfang Gefüge mit extremer Härte und Sprödigkeit. Die Sicherheit des Bauteils bzw. seine Gebrauchseigenschaften sind dann nicht gewährleistet.

Die sich beim Schweißen ergebenden werkstofflichen Änderungen sind praktisch immer das Ergebnis einer extremen metallurgischen *Ungleichgewichtsreaktion*. Die Beschreibung und Deutung dieser Vorgänge ist mit dem Instrumentarium der »üblichen« Werkstoffkunde nicht einfach. In den meisten Fällen sind zusätzliche schweißspezifische Kenntnisse erforderlich.

1.2 Aufbau metallischer Werkstoffe

1.2.1 Bindungsformen der Metalle

In einem Metall sind die Atome periodisch regelmäßig nach einem geometrischen »Muster« *kristallin* angeordnet. Das Gefüge der Metalle besteht aus Kristallen (genauer *Kristalliten*). Flüssigkeiten, Gläser und z. T. die Kunststoffe sind im Gegensatz zu den Metallen *amorph*, ihre Atome bzw. Moleküle sind also *regellos* angeordnet.

Die Art des Atomaufbaus (Mikrostruktur) sowie die Bindungsart bestimmen die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften. Die unterschiedlichen Mechanismen der atomaren Bindung hängen von der Atomart, bzw. von ihrer Elektronegativität ab.

Für ein erstes Verständnis dieser komplizierten Einzelheiten ist die *Bohrsche* Theorie hinreichend. Danach besteht jedes Atom aus einem positiv geladenen Kern, um den eine negativ geladene Atomhülle angeordnet ist, in der sich die Elektronen nach bestimmten Gesetzmäßigkeiten auf bis zu sieben räumlichen Schalen (Energieniveaus) befinden. Die Schalen werden von innen nach außen als 1., 2., 3., ... n. Schale (Schale der Hauptquantenzahl $n = 1, 2, 3, \dots$) oder mit den Buchstaben K, L, M, N, ... bezeichnet. Jede Schale kann maximal $2 \cdot n^2 = 2$ Elektronen aufnehmen, die K-Schale also $2 \cdot 1^2$, die L-Schale $2 \cdot 2^2 = 8$ Elektronen. Die Anzahl der Elektronen auf der äußersten Schale kann nur zwischen 1 und 8 liegen.

Die Eigenschaften eines Festkörpers sind durch seine Bindungsart vorgegeben. Die

elektrische Anziehung zwischen negativ geladenen Elektronen und den positiv geladenen Atomkernen ist die einzige Ursache für den Zusammenhalt des Festkörpers. Sie bestimmt daher in der Hauptsache sein Verhalten bei mechanischer Beanspruchung. Die wichtigsten Eigenschaften eines Festkörpers, wie das chemische Reaktionsverhalten, die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften werden von diesen Außenelektronen bestimmt.

Die periodische Wiederkehr vieler Eigenschaften ermöglicht die Einordnung der Elemente in das *Periodensystem*. Die Elemente lassen sich in acht große *Gruppen* (senkrechte Spalten) einteilen. Die Gruppennummer (I bis VIII) gibt die Zahl der Außenelektronen an, die der positiven Kernladung Z (Protonenzahl) entspricht. Innerhalb einer Gruppe sind wegen der gleichen Zahl der Außenelektronen jeweils chemisch ähnliche Elemente angeordnet. In den sieben *Perioden* (waagerechte Reihen) werden die Schalen aufgefüllt. Die Außenelektronen befinden sich hier aber immer auf der gleichen Schale. Die Ziffer der jeweiligen Periode entspricht damit der Anzahl der Elektronenschalen des betreffenden Elements.

Die Außenelektronen der Metalle sind relativ locker an das Atom gebunden, da bei ihnen die Anziehungskraft des Atomkerns am kleinsten ist. Der leichte Verlust dieser Elektronen ist die Ursache für die geringe Korrosionsbeständigkeit der Gebrauchsmetalle. Das chemische Verhalten der Elemente wird durch Zahl und Anordnung der Außenelektronen bestimmt. Die Systematik des Periodensystems gibt diese Besonderheit sehr deutlich und anschaulich wieder.

Der metallische Charakter nimmt innerhalb der Perioden von rechts nach links, innerhalb der Gruppen von oben nach unten zu. Die typischen **Metalle** findet man daher im Periodensystem links unten, die typischen **Nichtmetalle** rechts oben. Diese Tatsachen beruhen darauf, dass innerhalb einer Periode der Atomradius wegen der wachsenden Anziehung des positiven Kerns auf die Elektronenhülle mit zunehmender Kernladung abnimmt. Innerhalb einer Gruppe nimmt dagegen der Atomradius von oben nach unten zu, da jeweils eine Elektronenschale hinzukommt. Der metallische Charakter ist also bei Elementen mit großem Atomdurchmesser und geringer Ladung des Atomrumpfes besonders ausgeprägt. Bild 1-2 zeigt diese Zusammenhänge sehr anschaulich.

Das (unter »normalen« Bedingungen vorhandene) Unvermögen der Edelgase, chemische Verbindungen einzugehen, beruht auf der besonders großen Stabilität der mit acht Außenelektronen besetzten Schalen. Danach lassen sich chemische Reaktionen anschaulich durch ihr Bestreben verstehen, Verbindungen mit äußeren Elektronenschalen zu bilden, die die stabile »Edelgaskonfiguration« besitzen.

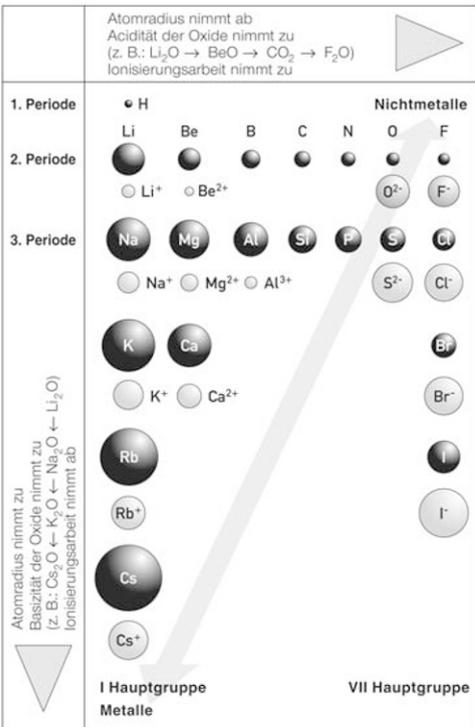


Bild 1-2
Atomaufbau (Anordnung der Elektronenschalen, Atomdurchmesser) ausgewählter Elemente im Periodensystem (3. Periode). Der metallische Charakter nimmt von rechts nach links und von oben nach unten zu, der nichtmetallische von links nach rechts und von unten nach oben. Beachte, dass die Atomdurchmesser der Metallionen kleiner, die der Nichtmetallionen aber größer sind als die der Elemente!

Bild 1-2 zeigt schematisch, dass die im Periodensystem linksstehenden Elemente Elektronen abgeben, rechtsstehende Elemente Elektronen aufnehmen, um den stabilen Edelgaszustand zu erreichen. Der hierfür notwendige Elektronenausgleich kann daher grundsätzlich auf drei verschiedene Arten erreicht werden, je nachdem ob die Bindung zwischen zwei Elementen erfolgen soll, die

- beide links,
- beide rechts,
- eins links, eins rechts im Periodensystem stehen.

Die Festigkeit eines Werkstoffes, d. h., auch die chemische Affinität beruht auf den anziehenden (und abstoßenden) Kräften zwischen den Atomen. Bild 1-3 zeigt schematisch den Verlauf der Kräfte (bzw. der potenziellen Energie) zwischen zwei Atomen, in Abhängigkeit von ihrem Abstand. Danach ergeben sich die resultierenden Kräfte (potenzielle Energien) aus dem Gleichgewicht der anziehenden und der abstoßenden Kräfte (potenzielle Energien). Die anziehenden Kräfte, die den Atomverband erzeugen, wirken im Wesentlichen zwischen dem Atomkern und der Elektronenhülle des anderen Atoms. Bei genügender Annäherung zieht also der Kern nicht nur seine Elektronenschale an, sondern auch die des benachbarten Atoms. In bestimmten Fällen können locker gebundene Elektronen eines Atoms dann vollständig vom anderen gebunden werden.

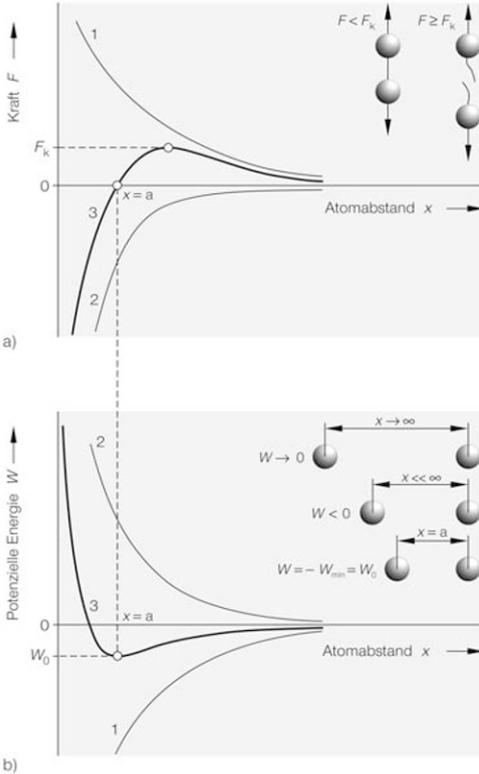


Bild 1-3
Verlauf der Kräfte (a) bzw. potenziellen Energien (b) in einem aus zwei Atomen bestehenden System in Abhängigkeit von ihrem Abstand.

- a) 1 = Anziehende Kräfte zwischen zwei Atomen.
 2 = Abstoßende Kräfte der sich zunehmend nähernden positiv geladenen Atomkerne.
 3 = Resultierende Kräfte F , F_k = Kohäsionskraft.
- b) 1 = Verlauf der potenziellen Energie der zwei sich zunehmend nähernden Atome (alleinige Wirkung der anziehenden Kräfte).
 2 = Energieverlauf als Folge der abstoßenden Wirkung der Atomkerne.
 3 = Resultierender Verlauf der potenziellen Energie, W_0 = Energie, die zum vollständigen Trennen der beiden Atome erforderlich ist.

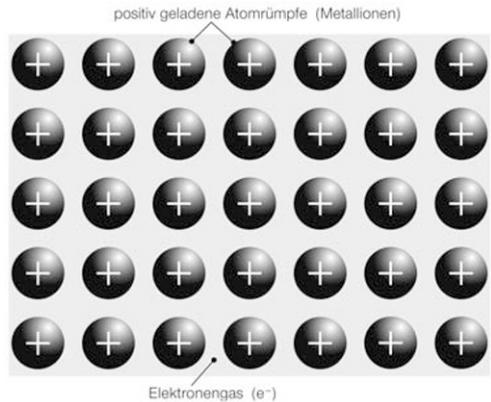


Bild 1-4
Metallische Bindung, schematisch.

1.2.1.1 Metallische Bindung

Metalle besitzen nur eine geringe Anzahl schwach gebundener Außenelektronen, die im Metallverband praktisch frei beweglich sind (Valenzelektronen). Die Metallbindung entsteht durch die Coulombsche Anziehungskraft zwischen den negativen Elektronen und den positiven Metallionen, wie in Bild 1-4 gezeigt wird.

Die anziehenden Kräfte sind nicht gerichtet, d. h. nicht nur auf zwei Atome beschränkt, sie erfassen vielmehr den gesamten Atomverband. Als Folge dieser allseitig wirkenden Kräfte ordnen sich die Atomrümpfe in einem dicht gepackten nach geometrischen Gesetzmäßigkeiten aufgebauten Gitterverband an. Da die einzelnen Atomrümpfe völlig gleichwertig sind, erzeugt ihre gegenseitige Verschiebung keine wesentlichen Änderungen des Gitterzusammenhangs. Metalle können daher plastisch verformt werden, ohne dass die metallische Bindung zerstört wird. Eine weitere Konsequenz dieser Bindungsart ist die Möglichkeit, zwei oder mehr Atomsorten in einem Metallgitter zu »verbinden«. Es muss also nicht ein bestimmtes charakteristisches Atomverhältnis vorliegen wie bei einer »echten« chemischen Verbindung. Diese Tatsache ist die Grundlage der »Legierungsbildung« (Abschn. 1.6).

1.2.1.2 Ionenbindung (heteropolare Bindung)

Diese Art der Bindung ist typisch für die Reaktion eines Metalles mit einem Nichtmetall. Der stabile Edelgaszustand der Außenschalen wird erreicht, indem die wenigen schwach gebundenen Valenzelektronen des Metalls von dem sehr stark elektronegativen Nichtmetall angezogen werden, Bild 1-5. Das Metall wird also durch Elektronenabgabe negativ geladen. Die elektrostatische Anziehung der

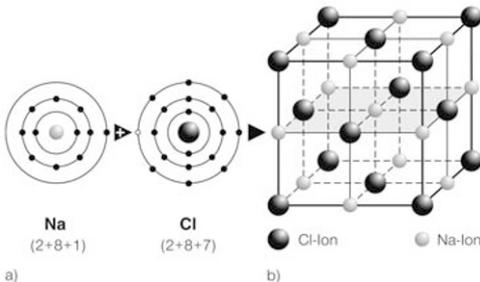


Bild 1-5

Entstehung der Ionenbindung. Die in Klammern stehenden Werte geben die Anzahl der Elektronen auf der K-, L- und M-Schale von Na bzw. Cl an.

- a) Durch Elektronenabgabe ($\text{Na} \rightarrow \text{Na}^+ + e^-$) und Elektronenaufnahme ($\text{Cl} \rightarrow \text{Cl}^- + e^-$) entsteht die Verbindung durch die Wirkung der Coulombschen Anziehungskräfte.
b) Anordnung der Ionen im NaCl-Gitter.

unterschiedlich geladenen Teilchen (Ionen) bewirkt ihren Zusammenhalt. Daher wird diese Bindungsform auch *heteropolar* genannt.

Die von den Ionen ausgehenden Kräfte wirken *allseitig*. Die Ionen sind daher wie bei der Metallbindung regelmäßig in einem *Ionen-gitter* angeordnet, Bild 1-5b. Heteropolar gebundene Stoffe können nicht plastisch verformt werden, da sich bei Verschiebungen um nur einen Atomabstand gleichnamig geladene Teilchen gegenüber stünden. Die entstehenden großen abstoßenden Kräfte würden den Kristall ohne jede plastische Verformung trennbruchartig zerstören.

1.2.1.3 Atombindung (kovalente Bindung)

Bei dieser Form der Bindung, die vor allem bei Nichtmetallen und Gasen auftritt, kann der Edelgaszustand der Außenschale weder durch Elektronenaufnahme noch -abgabe erreicht werden. Den im Periodensystem rechts stehenden Nichtmetallen fehlen nur wenige Elektronen, um die stabile Edelgasschale bilden zu können. Die Bindung ist möglich, indem sich zwei Atome ein Elektron oder mehrere Elektronen gemeinsam teilen, je nachdem wieviel Elektronen zum Auffüllen der Außenschale fehlen.

Bei der Atombindung gleicher Atome fällt der Schwerpunkt der negativen und positiven Ladung zusammen. Bei unterschiedlichen Atomen wird die Atomsorte mit der größeren positiven Ladung die gemeinsamen Elektronen stärker anziehen als die andere und gleichzeitig dessen positiven Kern stärker abstoßen. Das Molekül wird *polar*, (*Dipol*) d. h., die Atombindung hat dann heteropolare Anteile.

Eine genauere Untersuchung zeigt, dass bei den meisten Stoffen derartige Übergangsbindingen vorliegen. Die Bindungen entstehen also in den meisten Fällen durch die gemeinsame Wirkung der Atom-, Ionen- und Metallbindung. Die durch diese Bindungsformen entstehenden Stoffe werden auch *intermediäre Verbindungen* genannt. Damit wird ausgedrückt, dass die vorliegende Bindungs-

form zwischen (engl. *intermediate*) der Atom- und der Ionenbindung liegt.

Man beachte, dass die plastische Verformbarkeit eines Werkstoffes mit zunehmendem metallischem Bindungsanteil größer, und mit zunehmendem Anteil der Ionen- bzw. Atombindung kleiner wird.

1.2.2 Gitteraufbau der Metalle

Die zwischen den Metallionen und der sie umgebenden Elektronenwolke herrschenden allseitig wirkenden *Coulombschen* Anziehungskräfte erzwingen eine regelmäßige räumliche Anordnung der Atome. Diese Gruppierung nennt man *Raum-* oder *Kristallgitter*. Das kleinste Element, das die Art des Gitteraufbaus eindeutig kennzeichnet, ist die *Elementarzelle*.

Bild 1-6 zeigt die für Metalle wichtigsten Gittertypen. Das *kubisch-flächenzentrierte Gitter (kfz)* und das Gitter mit der *hexagonal dichtesten Packung (hdP)* unterscheiden sich bei allerdings unterschiedlicher Packungsdichte nur durch die Reihenfolge der sie aufbauenden »Schichten« (Netz- oder Atomebenen). Dieser scheinbar geringfügige Unterschied ist die Ursache für die große Anzahl dichtest gepackter Netzebenen im kfz Gitter und das Vorhandensein nur einer einzigen (Basisebene) im hdP Gitter. Die hervorragende Verformbarkeit und die grundsätzlich gute Schweißneigung der kfz Werkstoffe, z. B. Aluminium, Kupfer, Nickel, lassen sich wenigstens z. T. damit erklären.

Der Gitteraufbau einiger Metalle weicht erheblich von der für Metalle typischen kubischen Packungsanordnung ab. Antimon, Bismut und Gallium z. B. kristallisieren in der

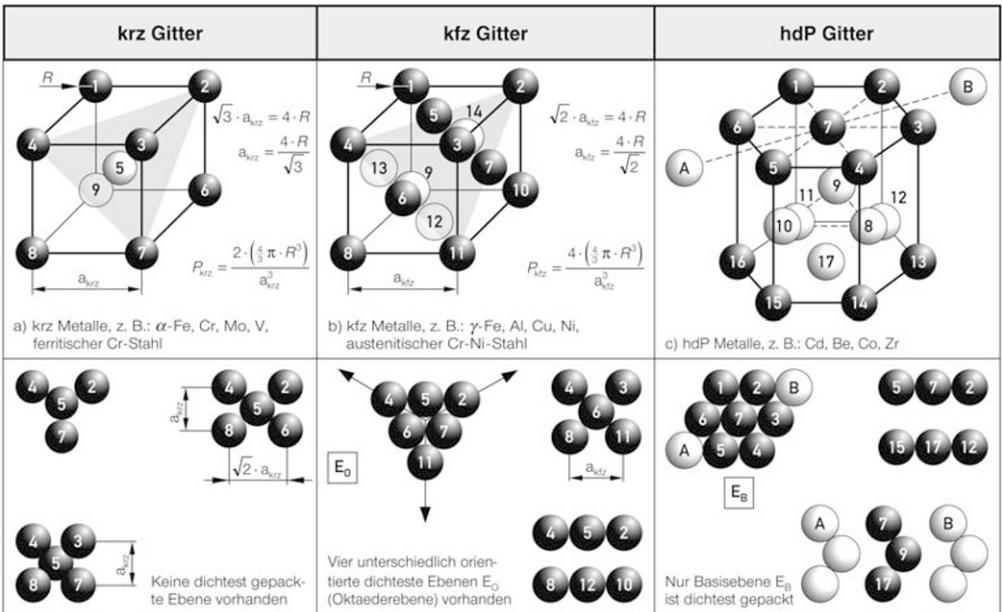


Bild 1-6

Die wichtigsten Arten von Elementarzellen bei Metallen und ausgewählte Gitterebenen. a_{krz} , a_{kfz} = Gitterkonstanten des krz bzw. kfz Gitters, R = Atomradius, V_{Atom} = Atomvolumen: $V_{Atom} = 4\pi \cdot R^3 / 3$.

a) Kubisch-raumzentriert: krz, Packungsdichte $P_{krz} = 2 \cdot V_{Atom} / a_{krz}^3 = 0,68$, s. a. Aufgabe 1-2 und 1-3, S. 110;

b) kubisch-flächenzentriert: kfz, Packungsdichte $P_{kfz} = 4 \cdot V_{Atom} / a_{kfz}^3 = 0,74$;

c) hexagonal dichteste Packung: hdP.

Beachte die sehr unterschiedliche Massenbelegung (»Packungsdichte«) der herausgehobenen Gitterebenen! Nur die vier zueinander nicht parallelen »Oktaederebenen« des kfz Gitters und eine Basisebene des hdP Gitters sind dichtest gepackt. G_1 , G_2 , G_3 sind bevorzugte Gleitrichtungen in dichtest gepackten Gitterebenen.

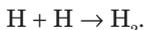
sog. *offenen Struktur*. Mit dieser Bezeichnung wird angedeutet, dass die theoretische dichteste Packung nicht annähernd erreicht wird. Bei diesen Metallen ist daher z. B. auch das spezifische Volumen im flüssigen Zustand kleiner als im festen.

Der fehlerfreie aus Elementarzellen aufgebaute Kristall wird *Idealkristall* genannt. Diese Anordnung ist bei technischen Werkstoffen nicht vorhanden. Diese sind vielmehr in bestimmter Art »*fehlgeordnet*«, d. h., sie enthalten verschiedene Gitterbaufehler mit einem unterschiedlichen Energiegehalt, die die Eigenschaften der Werkstoffe entscheidend ändern. Mit Hilfe der Vorstellung des idealen, fehlerfreien Gitters lassen sich die *strukturunempfindlichen* Eigenschaften (z. B. *E*-Modul, Schmelzpunkt, Dichte, Anisotropie) erklären, die *strukturempfindlichen* (z. B. Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften) nur, wenn der Einfluss bestimmter Unregelmäßigkeiten im Aufbau des Gitters berücksichtigt wird.

1.2.2.1 Gitterbaufehler (Realkristalle)

Jede Abweichung vom *Idealkristall* wird Gitterbaufehler genannt. Die Gesamtheit aller möglichen Defekte im Gitter ist das *Fehlordnungssystem*. Die Defekte verspannen das Gitter in ihrer näheren Umgebung in einer für sie charakteristischen Weise, wodurch der Energiegehalt der Kristallite zunimmt. Gitterstörungen können im Gefüge durch verschiedene Prozesse erzeugt werden. Die wichtigsten sind:

- Kristallisationsvorgänge,
- elastische und vor allem plastische Verformung,
- Kernstrahlung (z. B. Neutronenbeschuss),
- Aufheiz- und Abkühlbedingungen, die während der Herstellung oder Weiterverarbeitung (z. B. Schweißen) der Werkstoffe zu ausgeprägten Gleichgewichtsstörungen führen,
- Reaktionen im Festkörper, z. B. die Wasserstoffrekombination:



Nach der räumlichen Ausdehnung und der Anordnung der Atome im Bereich der Gitterfehler unterscheidet man, Bild 1-7:

- **0-dimensionale (Punktfehler):**
z. B. Leerstellen, Fremdatome, Einlagerungs-, Substitutionsatome,
- **1-dimensionale (Linienfehler):**
z. B. Versetzungen,
- **2-dimensionale (Flächenfehler):**
z. B. Korngrenzen, Zwillingsgrenzen,
- **3-dimensionale (räumliche Fehler):**
z. B. Poren, »Löcher«, Ausscheidungen.

Die Anzahl der *Leerstellen* (nicht besetzte Gitterplätze) nimmt mit der Temperatur stark zu. Ihre Dichte beträgt bei Raumtemperatur etwa 10^{-12} , d. h., von einer Billion Gitterplätzen (das ist etwa eine 1 mm^2 große Gitterebene!) ist ein Platz nicht besetzt. Im Bereich der Schmelztemperatur steigt sie aber auf 10^{-3} bis 10^{-4} . Leerstellen *können* sich im Kristall im thermodynamischen Gleichgewicht befinden. Durch rasches Abkühlen bleibt die große Leerstellenkonzentration aber weitgehend erhalten, wodurch Gleitbewegungen

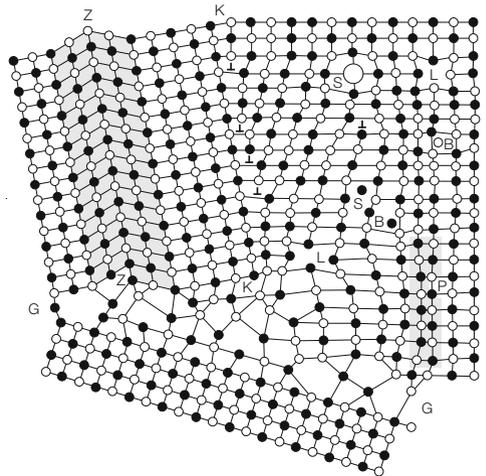


Bild 1-7

Die wichtigsten mikrostrukturellen Gitterbaufehler, dargestellt in einem Gefüge geordneter Substitutionsmischkristalle, schematisch nach Hornbogen und Petzow.

Es bedeuten: L = Leerstelle, B = Zwischengitteratom, S = Fremdatome, \perp = Versetzung, Z-Z = Zwillingsgrenze, K-K = Kleinwinkelkorngrenze, G-G = Großwinkelkorngrenze, P = kohärente Phasengrenze, entstanden durch Scherung.

merklich erschwert werden. *Defektreiche* Gefüge sind daher härter und weniger verformbar als die *defektärmeren*, gleichgewichtsnahen Gefüge, s. a. Beispiel 5-1, S. 513.

Die Zahl der Leerstellen n steigt exponentiell mit der Temperatur T gemäß einer einfachen *Arrhenius-Funktion*:

$$n = N \cdot \exp\left(-\frac{Q_L}{RT}\right) \quad [1-1]$$

In Gl. [1-1] bedeuten N die Anzahl der Gitterplätze in m^3 , Q_L die (*Aktivierungs-*)*Energie* zum Erzeugen einer Leerstelle und R die Gaskonstante (= 8,31 J/mol · K).

Leerstellen beeinflussen entscheidend den Ablauf und das Ergebnis der diffusionsgesteuerten Platzwechselvorgänge z. B. bei

- Wärmebehandlungen (Rekristallisation, Glühbehandlungen) oder
- Hochtemperaturbeanspruchungen (Kriechen).

Interstitielle Defekte entstehen, wenn andere Atome in bestimmte Positionen im Gitter (Tetraeder- oder Oktaederlücken, s. Abschn. 1.6.1.1) eingefügt werden. Die Folge sind z. T. extreme Gitterverzerrungen, die meistens zu einer erheblichen Härtezunahme und nahezu immer zu einer außerordentlich großen Zähigkeitsabnahme führen. Kohlenstoff und Wasserstoff sind wegen ihres kleinen Atomdurchmessers typische Elemente, die diese Defektart erzeugen. Man beachte, dass der Begriff »Defekt« lediglich auf einen *geometrisch* nicht exakten Gitteraufbau hinweist. Keinesfalls ist mit dieser Bezeichnung ein »mangelhaftes« Gefüge bzw. »unbrauchbarer« Werkstoff oder Gefügestand gemeint. Allerdings *können* verunreinigende Elemente verschiedene Werkstoffeigenschaften sehr verschlechtern, absichtlich als Legierungselement zugesetzte diese aber erheblich verbessern, s. genauer Abschn. 1.6.

Substitutionelle Defekte entstehen, wenn Gitteratome (= Matrixatome) durch andere Atome *ausgetauscht* werden. Die Gitterverspannungen sind im Allgemeinen wesentlich geringer als die, die durch interstitielle Defekte hervorgerufen werden. Auch hier muss

zwischen verunreinigenden und damit die Werkstoffeigenschaften nachteilig beeinflussenden Elementen und absichtlich zugesetzten (= güteverbesserndes Legierungselement) unterschieden werden.

Versetzungen sind linienförmige Gitterfehler unterschiedlicher Bauart (Stufen- und Schraubenversetzungen) im Kristall. Sie sind für das Verständnis der Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften von großer Bedeutung. Der Rand einer in den Kristall eingeschobenen Halbebene, E-F in Bild 1-8a, wird als *Versetzung*, genauer als *Stufenversetzung* bezeichnet. Die zweite Form ist die *Schraubenversetzung*. Der Kristall besteht im Bereich

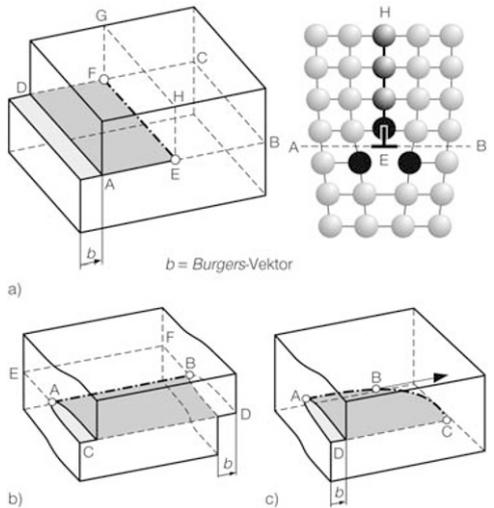


Bild 1-8
Schematische Darstellung von Versetzungen.
 a) **Reine Stufenversetzung (E-F)**, Symbol \perp . Das ist die Spur E-F der eingeschobenen Halbebene E-F-G-H; b \perp V. Der Gleitschritt beträgt b.
Es wird die Anordnung der Atome im Bereich der eingeschobenen Halbebene E-F-G-H gezeigt. In der Gleitebene A-B-C-D wurde der über ihr liegende Werkstoffbereich um den Betrag des Burgers-Vektors b plastisch verformt.
 b) **Reine Schraubenversetzung (A-B)**, Symbol \parallel . Die Verformung erfolgt auf der zufälligen Gleitebene A-B-C-D; b \parallel V. Der Gleitschritt beträgt b.
 c) **Gemischte Versetzung (A-B-C)**, bei A ist es eine reine Schraubenversetzung (b \parallel V), bei C eine reine Stufenversetzung (b \perp V). Man beachte, dass die Verformung immer parallel zur Richtung des Burgers-Vektors verläuft.

der Versetzungslinie nicht aus parallel aufgebauten Netzebenen, sondern aus einer Ebene, die sich *spiralförmig* um die Versetzungslinie windet, Bild 1-8b.

Ein Maß für die Größe und Richtung der durch die Versetzung erzeugten Gitterverzerrung ist der *Burgers-Vektor* b . Bild 1-9 enthält Einzelheiten für seine Ermittlung. Danach steht bei der Stufenversetzung der *Burgers-Vektor* b senkrecht auf der Versetzungslinie V ($b \perp V$), bei der Schraubenversetzung liegt b parallel zu ihr ($b \parallel V$). Versetzungen können nur an der Oberfläche bzw. an geeigneten Störstellen im Inneren des Kristalls enden (z. B. Ausscheidungen, Poren, verankerte Versetzungen). Es können auch geschlossene Ringe bzw. netzförmige Anordnungen entstehen.

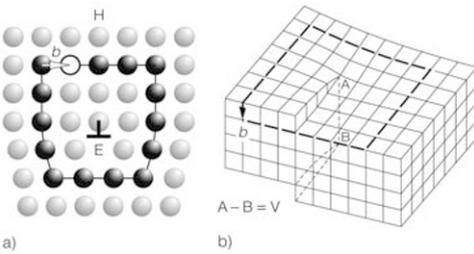


Bild 1-9
Zur Bestimmung des Burgers-Vektors.

- a) Der Gefügebereich, der die Stufenversetzung enthält (\perp), wird mit gleichen Beträgen auf gegenüberliegenden Seiten umlaufen. Das für einen vollständigen Umlauf fehlende Wegstück ist der Burgers-Vektor b . Er steht senkrecht auf der Versetzungslinie $V = E - F$; $b \perp V$, Bild 1-8a.
- b) Bei der Schraubenversetzung ergibt ein ähnlicher Umlauf, dass b parallel zu der Versetzungslinie V ($V = A - B$, s. a. Bild 1-8b) liegt: $b \parallel V$. Man beachte, dass bei der Stufenversetzung die Gleitebene die durch b und V aufgespannte Ebene ist. Bei der Schraubenversetzung ist wegen $b \parallel V$ eine bestimmte Gleitebene nicht definierbar, d. h., die Anzahl der Gleitrichtungen ist beliebig groß.

Die *Versetzungsdichte* wird als Länge der Versetzungslinien je Volumeneinheit angegeben. In einem gleichgewichtsnahen Gefüge beträgt sie etwa $10^{5...6}$ cm/cm³, nach einer Kaltverformung steigt sie auf $10^{10...12}$ cm/cm³ (Abschn. 1.3 und 1.5.2). Durch die große Anzahl der Versetzungen wird die Gitterenergie deutlich erhöht. Außerdem entstehen cha-

rakteristische Wechselwirkungen zwischen den von ihnen erzeugten Spannungsfeldern, die von großer Bedeutung für die Werkstoffeigenschaften sind.

Eine Versetzung entsteht, wenn eine Halbebene in das Gitter eingeschoben wird. Oberhalb der *Gleitebene* $G - G$ erzeugt die Versetzung daher Druck- unterhalb Zugspannungen, Bild 1-10. Das Bild zeigt die Richtungen der Kräfte in den einzelnen Quadranten, die eine Stufenversetzung auf *gleichartige* Versetzungen als Folge der Wechselwirkung ihrer Spannungsfelder ausüben. Danach können sich bei Versetzungen, die in den Sektoren B angeordnet sind, die Druck- und Zugspannungen annähernd ausgleichen. Wenn genügend Energie zugeführt wird, dann nähern sich die Versetzungen. Sie ordnen sich dabei etwa »senkrecht« übereinander an, weil durch diese Versetzungsumlagerung der Energieinhalt des Gefüges abnimmt. Diese metallphysikalischen Vorgänge spielen auch bei der Vorstufe der *Rekristallisation*, Abschn. 1.5.2 – der *Polygonisation* – eine wichtige Rolle.

Versetzungslinien sind meistens beliebig gekrümmt, d. h., sie enthalten alle Übergänge zwischen reinen Stufen- und reinen Schraubenversetzungen, Bild 1-8c. Ihre wichtigste Eigenschaft ist die sehr leichte Beweglichkeit in der durch den *Burgers-Vektor* und der Gleitebene aufgespannten Fläche, Abschn. 1.3.2. Die Bewegung einer Schraubenversetzung ist *nicht* an eine bestimmte Ebene

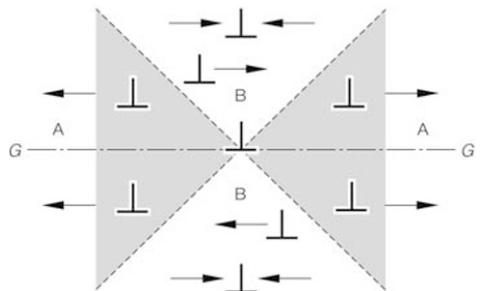


Bild 1-10
Kraftwirkungen zwischen gleichartigen Versetzungen als Folge ihrer wechselwirkenden Spannungsfelder.

- Felder A:** Die Versetzungen stoßen sich ab.
- Felder B:** Die Versetzungen ziehen sich an und können sich übereinander anordnen.

ne gebunden, da in diesem Fall ($b \parallel V$) keine definierte Ebene beschrieben wird. Die Bewegung kann daher in jeder beliebigen Ebene erfolgen.

Der wichtigste zweidimensionale Gitterbaufehler ist die **Korngrenze**. Je nach dem Grad der Kohärenz zwischen den sie trennenden Kristallbereichen unterscheidet man die folgenden Varianten:

- Zwillingsgrenzen,
- Kleinwinkelkorngrenzen,
- Großwinkelkorngrenzen.

Die *Zwillingsgrenze* ($Z-Z$ in Bild 1-11) ist frei von Gitterverzerrungen. Die beiden Kristallbereiche liegen spiegelsymmetrisch zu ihr. Die Zwillingsgrenze ist kohärent, weil die Gitter dieser Bereiche gleichartig sind. Bild 1-11 zeigt, dass die für die Zwillingsbildung erforderlichen Verschiebungen der Atome nur sehr klein sind. Diese Bewegung kann also im Gegensatz zum Abgleitprozess sehr rasch erfolgen.

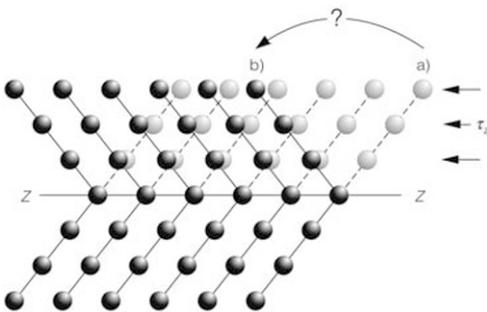


Bild 1-11
Schematische Darstellung der Zwillingsbildung. Man beachte die nur geringe erforderliche Verschiebung der Atome in den drei gezeichneten Netzebenen. Ein Umklappen von a) nach b) ist also keinesfalls notwendig. τ_z = Die zum Erzeugen von Zwillingen erforderliche Schubspannung.

- = Position der Atome vor,
- = Position der Atome nach der Zwillingsbildung.

Zwillinge können durch mechanische (meist schlagartige) Verformung (*Verformungszwillinge*) entstehen oder nach dem Glühen eines kaltverformten Werkstoffes. Die *Glühzwillinge*, Bild 1-12, sind breiter und i. Allg. gerade verlaufend, im Gegensatz zu den meistens gekrümmten Verformungszwillingen.

Da durch die Zwillingsbildung eine Orientierungsänderung der Kristallbereiche entsteht, können neue zur angreifenden Kraft günstiger verlaufende Gleitebenen aktiviert werden, die ein weiteres Abgleiten ermöglichen bzw. erleichtern. Das bekannte »*Zinn-geschrei*« beruht z. B. auf einer spontanen Bildung von (Verformungs-)Zwillingen.

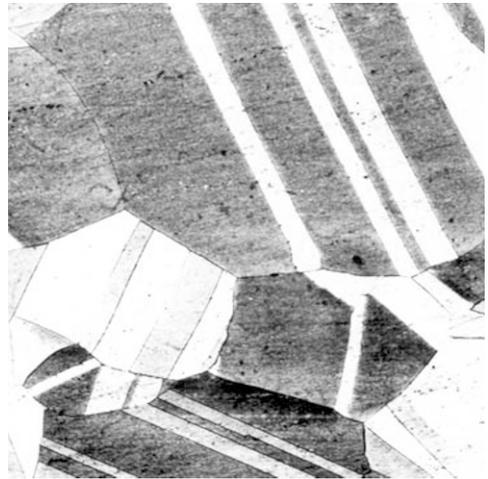


Bild 1-12
Glühzwillinge in Kupfer, $V=200:1$.

Die meisten Metalle bestehen aus Kristalliten, die voneinander durch Korngrenzen getrennt sind (Abschn. 1.4.2). Das sind Bereiche mit einer relativ großen Fehlanpassung der Atome, Bild 1-7. Als Folge der hohen Fehlstellendichte (insbesondere Leerstellen und Versetzungen) ist hier die Konzentration gelöster Atome, z. B. Verunreinigungen aller Art, besonders groß. Die Phasengrenzflächen »Korngrenzen« befinden sich in einem nicht stabilen Zustand, weil die der Oberfläche angehörenden Atome nicht wie die im Kristallinneren allseitig von Nachbaratomen umgeben sind. An der Oberfläche fehlen die nach außen gerichteten Kräfte. Die Folge ist eine in Richtung des *Kristallinneren* weisende resultierende Kraft F_{res} , die die Oberfläche »zusammenhält«. Kenngröße dieser Eigenschaft ist die *Oberflächenenergie* γ (genauer freie Enthalpie) bei *festen* Grenzflächen, bei *flüssigen* Grenzflächen wird sie auch *Oberflächen-spannung* genannt. Ihr Wert wird meistens in J/cm^2 angegeben.

Die Oberflächenenergie der Großwinkelkorn-
grenze in Eisen beträgt z. B. $\gamma_{Fe} \approx 800 \text{ J/cm}^2$,
sie ist damit größer als die jedes anderen Gitter-
baufehlers. Eine Gitterkohärenz ist also nicht
vorhanden. Diffusions-, Ausscheidungs-, Um-
wandlungs-, Korrosionsvorgänge d. h., Pha-
senänderungen jeder Art beginnen bevor-
zugt an den Korngrenzen, weil hier die Akti-
vierungsenergie für die Keimbildung der
neuen Phase am geringsten ist. Mit ungünsti-
ger werdenden Diffusionsbedingungen – z.
B. große Abkühlgeschwindigkeit, bestimmte
Legierungselemente, zunehmende Korn-
größe des umwandelnden Gefüges – erfolgt
die Phasenänderung bzw. -umwandlung zu-
nehmend auch im Korninneren bzw. an an-
deren energieärmeren Gitterbaufehlern.

Die Oberflächenenergien der Phasengrenzen
bestimmen die Form einer im Korngrenzen-
bereich einer Phase oder innerhalb der
Phase ausgeschiedenen weiteren Phase. Die

Gleichgewichtsbedingungen für drei inein-
ander laufende Korngrenzen bzw. Phasen er-
geben für das metastabile Gleichgewicht die
Beziehungen $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 120^\circ$, Bild 1-13a.
Der Begriff »metastabil« wird genauer in Auf-
gabe 1-10, S. 115, erläutert.

In heterogenen Gefügen besitzen die Phasen
u. U. sehr unterschiedliche Oberflächenener-
gien. Gemäß Bild 1-13b beträgt die Energie
der Korngrenzen z. B. γ_{AA} , die der Phasengren-
ze γ_{AB} . Die Gleichgewichtsbedingungen an
einem Knotenpunkt ergeben:

$$\gamma_{AA} = 2 \cdot \gamma_{AB} \cdot \cos(\beta/2) \quad [1-2]$$

Die Größe des Winkels β bestimmt weitge-
hend die Form der Phase. Zwei Sonderfälle
sind wichtig:

- $\beta \rightarrow 0^\circ$, damit wird Gl. [1-1]: $2 \cdot \gamma_{AB} \ll \gamma_{AA}$.
Die Phase »B« breitet sich filmartig an
den Korngrenzen der Matrix aus. Dieses

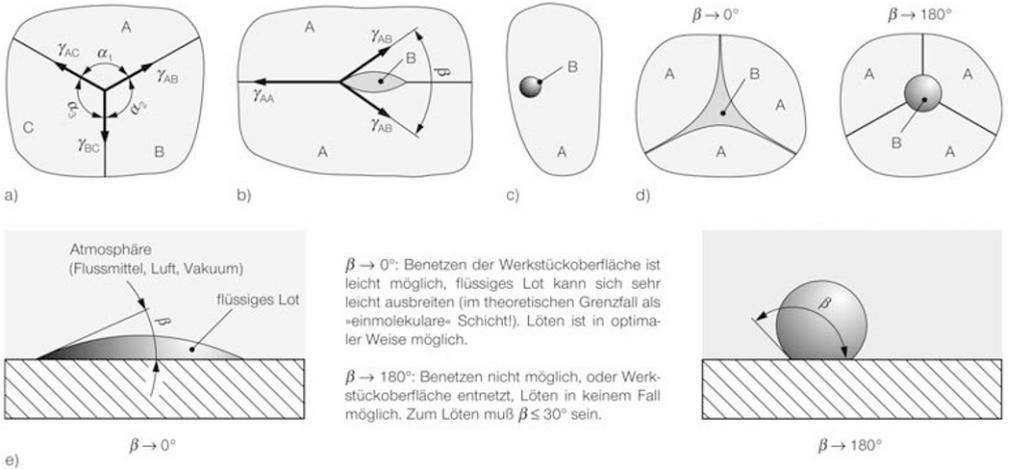


Bild 1-13

Einfluss der Oberflächenenergie (Oberflächenspannung) an Phasengrenzen auf die Form und Anordnung von Phasen, die sich im metastabilen Gleichgewicht befinden. Siehe auch Aufgabe 1-10, S. 115.

- a) Die Winkel α zwischen den Korngrenzen dreier sich in einem Punkt treffender Körner bzw. beliebiger Phasen (A, B, C) betragen im Gleichgewicht $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 120^\circ$; es gilt: $\gamma_{BC}/\sin \alpha_1 = \gamma_{AC}/\sin \alpha_2 = \gamma_{AB}/\sin \alpha_3$.
- b) Die unterschiedlichen Oberflächenenergien der Korngrenze (γ_{AA}), und der Phasengrenzfläche (γ_{AB}) bestimmen die Form der an der Korngrenze ausgeschiedenen Phase B. Es gilt: $\gamma_{AA} = 2 \cdot \gamma_{AB} \cos(\beta/2)$.
- c) Die sich in der Matrix (A) gebildete Phase (B) bzw. inkohärente Ausscheidung hat die Form einer Kugel.
- d) Der Winkel β , d. h., die Oberflächenenergie der ausgeschiedenen Phase bestimmt weitgehend deren Form.
 $\beta \rightarrow 0^\circ$: Phase breitet sich **filmartig** an den Korngrenzen aus: sie »filmt« die Körner ein.
 $\beta \rightarrow 180^\circ$: Phase liegt **kugelförmig** an den Korngrenzen.
- e) Anwendung auf technische Benetzungsvorgänge der ausgeschiedenen Phase, z. B. Löten (s. a. Aufgabe 3-4):
 $\beta \rightarrow 0^\circ$: hervorragende Benetzbarkeit (Lot verläuft als einmolekulare Schmelzschicht!),
 $\beta \rightarrow 180^\circ$: Benetzen nicht möglich, oder Werkstückoberfläche entnetzt, Löten ist unmöglich.

häufig bei niedrigschmelzenden Phasen anzutreffende Verhalten ist eine wichtige Ursache für den Heißriss, Abschn. 1.6.3.1.

- $\beta \rightarrow 180^\circ$, damit wird Gl. [1-1]: $2 \cdot \gamma_{AB} \gg \gamma_{AA}$. Die Phase »B« wird kugelförmig eingeformt, ein Ausbreiten ist nicht möglich.

Es ist bemerkenswert, dass die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften der vielkristallinen technischen Werkstoffe trotz der Anwesenheit der energiereichen weitgehend fehlgeordneten Korngrenzen in den meisten Fällen außerordentlich verbessert werden (Abschn. 1.3.4).

Wird die Orientierungsdifferenz der Netzebenen benachbarter Kristallbereiche nicht größer als etwa 15° , dann entstehen *Kleinwinkelkorngrenzen*, die durch Reihen von Stufenversetzungen gebildet werden, Bild 1-14. Zwischen ihnen liegen kohärente Bereiche (*Teilkohärenz*). Der relativ geringe Energiegehalt dieses Gitterbaufehlers ist die Ursache für seine geringe Anätzbarkeit, d. h., in einem Mikroschliff sind sie nur in besonderen Fällen erkennbar. Sie werden auch als *Subkorngrenzen* bezeichnet, weil sie jedes Korn in *Subkörner* oder *Mosaikblöckchen* unterteilen.

Bild 1-15 zeigt eine elektronenoptische Aufnahme eines perlitarms Baustahls, in der Subkorngrenzen (S), Stufenversetzungen (V) und Mosaikblöckchen (M) deutlich erkennbar sind. Mit zunehmender Dichte der Subkorngrenzen und der Großwinkelkorngrenzen im Gefüge werden die mechanischen Gütewerte – vor allem die Festigkeit (genauer die Fließgrenze) und die Zähigkeit des metallischen Werkstoffs – erheblich erhöht¹⁾, s. Abschn. 2.6.3.1, S. 159.

¹⁾ Das kann z. B. durch Kaltverformen und anschließendes Erwärmen auf Temperaturen unterhalb der Rekristallisationstemperatur erreicht werden. Dabei entsteht abhängig vom Grad der Kaltverformung ein Gefüge mit hoher Subkorngrenzendichte. Eine weitere, wirtschaftlich und technisch sehr wichtige Methode ist die Verringerung der Sekundärkorngröße durch spezielle Maßnahmen bei der Stahlherstellung: Feinkornstähle, s. Abschn. 2.7.6, S. 184.

1.2.3 Gefüge, Korn, Kristallit, Korngröße

Die meisten Werkstoffe bestehen aus Körnern (*Kristalliten*), die voneinander durch Korngrenzen getrennt und in bestimmter Weise fehlgeordnet sind. Sie enthalten Leerstellen, Versetzungen, Korn- bzw. Phasengrenzen und andere Gitterbaufehler. Deren Menge und Verteilung ist weitgehend von der Vorgeschichte des Werkstoffes abhängig: Kalt-, Warmverformung, Schweißen, Gießen usw. Diese meistens nur mit dem Licht- oder Elektronenmikroskop sichtbare Anordnung der Kristallite wird Gefüge genannt.

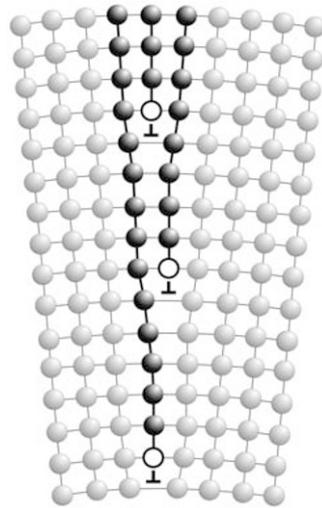


Bild 1-14 Kleinwinkelkorngrenze, schematisch.

Der vielkristalline, technische Werkstoff zeigt wegen der im Allgemeinen völlig regellosen Kornverteilung (im Gegensatz zum Einkristall) kein *anisotropes* Verhalten, er verhält sich *quasiisotrop*.

Die *Korngröße* (d) liegt für viele Werkstoffe zwischen einigen μm und etwa 1 mm. Quantitativ wird sie bzw. die Kornfläche in der Praxis genügend genau mit Hilfe von Vergleichsbildern ermittelt, die z. B. durch optischen Vergleich unter dem Mikroskop bei einer Vergrößerung von i. Allg. $V=100:1$ dem Werkstoff zugeordnet werden (DIN EN ISO 643). Der Zusammenhang zwischen der mittleren

Anzahl der auf einer Fläche von 10000 mm² der Schlifffebene bei V = 100:1 gezählten Körner *m* und der *Korngrößen-Kennzahl G* lautet nach DIN EN ISO 643, Tabelle 1-1 (s. a. Aufgabe 1-1, S. 110):

$$m = 8 \cdot 2^G = 2^3 \cdot 2^G = 2^{G+3}, \quad \bar{d} = \sqrt{1/m}. \quad [1-3]$$

Die Korngröße lässt sich mit Hilfe verschiedenartiger Maßnahmen beeinflussen:

- *Lenkung der Erstarrung*: langsames bzw. schnelles Abkühlen, der Keimgehalt der Schmelze wird geändert.
- *Umformvorgänge*: z. B. Kalt-, Warmverformen.
- *Wärmebehandlungen*: z. B. Normalglühen, rekristallisierendes Glühen oder die extremen Aufheiz- und Abkühlvorgänge in der WEZ von Schweißverbindungen, verbunden mit Temperaturen, die dicht unter der Schmelztemperatur des Werkstoffs liegen.

Bei höheren Temperaturen finden im Werkstoff in der Regel Platzwechselfvorgänge statt. Dann besteht prinzipiell eine Neigung zum Kornwachstum, weil durch das Verschwinden von Korngrenzen der Energiegehalt des Werkstoffs abnimmt. Er nähert sich damit

Tabelle 1-1

Kennwerte zum Bestimmen der Korngröße (*G*) nach DIN EN ISO 643. Das in der Praxis weit verbreitete Verfahren nach ASTM E 102-77 ergibt Korngrößen-Kennzahlen *G* (ASTM-Werte), die weitgehend den *G*-Werten nach DIN EN ISO 643 entsprechen.

<i>G</i>	<i>m</i> Körner/mm ² bei V=1:1	mittlerer (»quadratischer«) Korndurchmesser \bar{d} $\bar{d} = \sqrt{1/m}$ in mm
-3	1	1
-2	2	0,707
-1	4	0,500
0	8	0,354
1	16	0,250
2	32	0,177
3	64	0,125
4	128	0,088
5	256	0,063
6	512	0,044
7	1024	0,031
8	2048	0,022
9	4096	0,016
10	8192	0,011
11	16384	0,008
12	32768	0,006

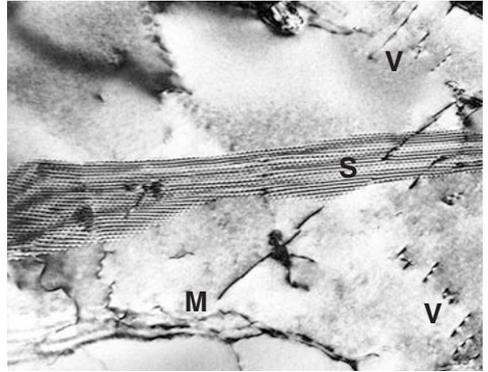


Bild 1-15
Subkorngrenzen (S), Stufenversetzungen (V) und Mosaikblöckchen (M) in einem perlitarmer Baustahl, entstanden durch Erholungsvorgänge beim Anlassglühen. V = 40 000:1 (TEM-Aufnahme), BAM.

dem thermodynamischen Gleichgewicht, gekennzeichnet durch die kleinste freie Enthalpie *G*. Die Korngrenze(nfläche) ist ein nur einige Atomlagen dicker in bestimmter Weise fehlgeordneter Bereich, der die höchste Oberflächenenergie aller bekannten Gitterdefekte besitzt.

Die Korngröße ist für die mechanischen Gütewerte von großer Bedeutung. Das extreme Kornwachstum kann im schmelzgrenznahen Bereich von Schweißverbindungen in vielen Fällen zu einer erhöhten Versagenswahrscheinlichkeit der Konstruktion führen, weil insbesondere die Zähigkeit, aber auch Härte und Festigkeit mit zunehmender Korngröße merklich abnehmen²⁾.

Bei höheren Temperaturen wird die Diffusion im Korngrenzenbereich sehr erleichtert, d. h., hier gelten also die Versagensmechanismen des *Kriechens*. Oberhalb der Temperatur, bei der Körner und Korngrenzen gleiche Festigkeit besitzen, der *äquikohäsiven*

²⁾ Bei dem wichtigen Sonderfall der härtbaren Stähle wird die Härte in diesen Bereichen als Folge der hohen Abkühlgeschwindigkeit praktisch immer größer als die des unbeeinflussten Grundwerkstoffs, s. a. Abschn. 4.1.3, S. 310. Die Härte des schmelzgrenznahen Bereichs dickwandiger gasgeschweißter Kupferverbindungen ist allerdings immer geringer als die des Grundwerkstoffs, s. Abschn. 5.2.1, S. 509.

Temperatur, wird der Werkstoff durch eine zunehmende Korngrenzfläche (= feinkörniges Gefüge) zunehmend geschädigt. Hitzebeständige Werkstoffe werden daher meistens grobkörnig erschmolzen. Außerdem sind die mechanischen Güterwerte auch von der Art, Menge und Verteilung der *Korngrenzsubstanz* abhängig. Grundsätzlich gilt, dass mit abnehmender Korngröße (große Korngrenzfläche) die Wirkung der Korngrenzsubstanz wegen der dann geringeren Belegungsdichte abnimmt. Die verwickelten Zusammenhänge sollen in folgender sehr vereinfachter Form dargestellt werden.

Die *Korngrenzsubstanz* besteht aus Fremdatomen aller Art (P, S, Sn, As, andere Stahlbegleiter, Sb in Kupfer), niedrigschmelzenden, meist eutektischen Verbindungen (z. B. FeS in Stahl, Cu₂O in Kupfer) und (oder) Ausscheidungen, die sich z. B. während einer Wärmebehandlung (Glühprozesse, Wirkung der Schweißwärme in der Wärmeeinflusszone usw.) gebildet haben. Durch Korngrenzenbeläge wird die *Zähigkeit* z. T. extrem verschlechtert, das Bruchgeschehen (interkristalliner, transkristalliner Bruch, Zähbruch, Trennbruch) verändert, d. h. die Bauteilsicherheit beeinträchtigt. Die extreme Versprödung als Folge der Eisenbegleiter Phosphor, Zinn, Kupfer, die in Form von Verbindungen oder elementar auf den Korngrenzen liegen, wird durch die sehr starke Abnahme der Korngrenzen-Oberflächenenergie hervorgerufen.

Beispiel 1-1:

Bei einer Vergrößerung von $V = 200:1$ wurden in einer Schlifffläche von $A_s = 10000 \text{ mm}^2$ 280 Körner gezählt. Die Korngrößen-Kennzahl G des Werkstoffs gemäß Gl. [1-3] und der mittlere quadratische Korndurchmesser \bar{d} sind zu bestimmen (s. Tabelle 1-1), s. a. Aufgabe 1-1, S. 110.

Die Anzahl (m) der Körner/mm² werden bei $V = 100:1$ aus einer Gesamtmessfläche $A_s = 10000 \text{ mm}^2$ ermittelt. Damit wird m (bei $V = 1:1$) bzw. G und \bar{d} :

$$m = \left(\frac{200}{100}\right)^2 \cdot 280 = 4 \cdot 280 = 1120 \frac{\text{Körner}}{\text{mm}^2} = 2^{G+3}$$

$\log 1120 = (G + 3) \cdot \log 2$, daraus folgt $G = 7,17$

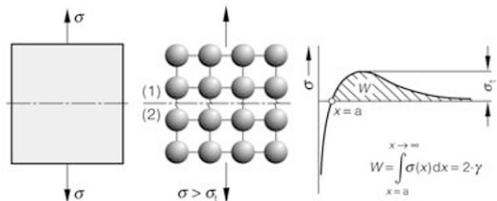
und damit wird \bar{d} :

$$\bar{d} = \frac{1}{\sqrt{m}} = \frac{1}{\sqrt{1120}} \approx 0,03 \text{ mm.}$$

Die Wirksamkeit elementarer Verunreinigungen hängt u. a. vom Grad ihrer Löslichkeit in der Matrix ab. Je größer die Löslichkeit der Elemente ist, desto geringer ist die Wahrscheinlichkeit, sie im Korngrenzenbereich »ausgeschieden« zu finden.

Niedrigschmelzende (meistens) eutektische Verbindungen verursachen bei gleichzeitiger Einwirkung von Zugspannungen den gefährlichen **Heißbriss** (Abschn. 1.6.3.1), der das Bauteil ohne aufwändige Reparaturmaßnahmen unbrauchbar macht. Die zulässigen Men-

Zugbeanspruchung

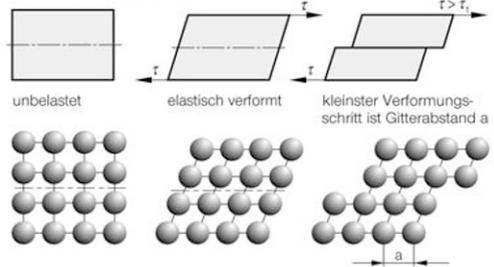


W ist die Arbeit, um zwei benachbarte Gitterebenen (1) und (2) zu trennen. Sie entspricht der Arbeit, die für jedes neu zu bildende Oberflächenelement geleistet wird:
 $W = 2 \cdot \gamma$ (γ = Oberflächenenergie einer Bruchfläche).

Die ideale (theoretische) Trennfestigkeit beträgt z. B. für Stahl:
 $\alpha_1 \approx E/10 \approx 21000 \text{ N/mm}^2$.

a)

Schubbeanspruchung



Die ideale Schubfestigkeit beträgt z. B. für Stahl: $\tau_1 \approx G/10 \approx 8000 \text{ N/mm}^2$.

b)

Bild 1-16

Verformungs- und Bruchvorgänge in einem idealen Kristallgitter:

- a) Vorgänge beim Spalten bei makroskopischer und atomarer Betrachtungsweise. Für die Schaffung der Spaltbruchflächen ist bei spröden Werkstoffen die Bruchflächenenergie $2 \cdot \gamma$ (zwei Bruchflächen!), bei zähen die um die plastische Verformungsarbeit erhöhte Bruchflächenenergie erforderlich.
- b) Vorgänge beim »Gleiten« bei makroskopischer und bei atomarer Betrachtungsweise.

gen dieser Substanzen können im Bereich von einigen 0,01 % und weniger liegen. Diese Größenordnung trifft z. B. für die bei etwa 650 °C schmelzende Verbindung NiS zu. Sie macht Nickel und Nickellegierungen extrem heißrisanfällig.

Die Art der Verteilung der Korngrenzsubstanz beeinflusst ebenfalls die mechanischen Güterwerte des Werkstoffs. Grundsätzlich ist ein zusammenhängender »Film« wesentlich kritischer als diskrete Partikel. Diese sind u. U. mit einer Glühbehandlung einstellbar. Die flächenförmigen Chromcarbidausscheidungen an den Korngrenzen vieler hochlegierter Stähle, entstanden z. B. durch eine falsche Wärmebehandlung oder fehlerhafte Schweißtechnologie (Abschn. 2.8.3.4.1, S. 208), können durch Glühen in nicht mehr zusammenhängende, rundliche Teilchen überführt werden (koagulieren).

Zusammenfassend ist der Einfluss der Korngrenzbereiche auf die mechanischen Güterwerte wie folgt beschreibbar:

Die mechanischen Güterwerte werden entscheidend von der Korngrenzsubstanz und der geometrischen Fehlordnung im Bereich der Korngrenzen bestimmt. Die Korngrenzsubstanz ist in unterschiedlicher Form, (gelöste Atome, Verbindungen) Menge und Verteilung (koagulierte, als Korngrenzenfilm) vorhanden und wirkt grundsätzlich gütewerksmindernd, die Fehlordnung der Korngrenzbereiche nur bei höherer Betriebstemperatur ($\geq 400\text{ °C}$), bei niedrigen ($\leq 20\text{ °C}$) ist sie i. Allg. stark gütewerksverbessernd (s. a. Abschn. 1.3.4). Die Wirkung der Fehlordnung und der Korngrenzsubstanz kann kaum getrennt angegeben werden, weil jeder Werkstoff eine bestimmte Menge Verunreinigungen und (oder) Legierungselemente enthält.

1.3 Mechanische Eigenschaften der Metalle

Festigkeit und Zähigkeit sind die wichtigsten Gebrauchseigenschaften der (Bau-)Stähle. Für die fachgerechte Anwendung von NE-Metallen stehen möglicherweise andere Über-

legungen im Vordergrund, z. B. ausreichende Korrosionsbeständigkeit, bestimmte elektrische oder thermische Eigenschaften oder geringe Masse bei hoher Werkstofffestigkeit (Leichtbauweise). Die Erfahrung zeigt aber, dass für die Bauteilsicherheit geschweißter Konstruktionen ein ausreichendes Verformungsvermögen der Wärmeeinflusszonen und des Schweißgutes besonders wichtig ist. Das ist in sehr vielen Fällen fertigungs- und schweißtechnisch nicht einfach realisierbar, weil die Zähigkeit dieser Werkstoffbereiche durch die thermische Wirkung des Schweißprozesses grundsätzlich und oft ganz erheblich abnimmt. Die mechanischen Eigenschaften werden maßgeblich von folgenden Faktoren bestimmt:

- Dem Gittertyp (Werkstoffe mit kfz Gitter sind i. Allg. gut schweißgeeignet);
- dem Gefüge (z. B. Korngröße, Kornform, Korngrenzsubstanz);
- den Verunreinigungen (Menge, Art und Verteilung), die nach dem Grad ihrer Löslichkeit im Werkstoff in den Formen löslich bzw. unlöslich vorliegen können:
lösliche Verunreinigungen:
 Änderungen der Eigenschaften sind in vielen Fällen gering, in anderen (z. B. gelöste Gase) aber extrem groß,
unlösliche Verunreinigungen:
 Schlacken, Einschlüsse in den Körnern, an den Korngrenzen und (oder) die Korngrenzsubstanz (oft niedrigschmelzende Eutektika) meist geringer Größe können entstehen.

1.3.1 Verformungsvorgänge in Idealkristallen

Eine äußere Beanspruchung F kann im Werkstoff Längenänderungen (*Dehnungen* ϵ) oder Winkeländerungen (*Schiebungen* γ) hervorrufen. Im fehlerfreien Idealkristall sind nur elastische, reversible Formänderungen möglich. Eine Abstandsänderung benachbarter Netzebenen durch Normalspannungen σ erfordert die Überwindung der atomaren Bindungskräfte. Ein Überschreiten der *Kohäsionskraft* F_k (Bild 1-3 und Bild 1-16) führt aber längs bestimmter Spaltebenen zum Bruch des Kristalls.

Eine Abschätzung dieser *theoretischen Trennfestigkeit* σ_t ergibt z. B. für Stahl einen Wert von etwa $\sigma_t \approx 21\,000\text{ N/mm}^2$ (Abschn. 2.6.2, S. 158). Die Bruchfestigkeiten technischer Werkstoffe liegen mindestens eine Größenordnung, meistens zwei niedriger.

Bei der plastischen Verformung müssten zwei benachbarte Kristallblöcke entlang der Gleitenebene gleichzeitig als Ganzes abgleiten, wenn die äußere Schubspannung größer als die *theoretische Schubfestigkeit* wird, Bild 1-16b. Diese Spannung beträgt nach der Ableitung in Abschn. 2.6.2 bei einem Idealkristall annähernd $\tau_t \approx G/10$. Für die Stähle ergibt sich z. B. mit $G = 80\,000\text{ N/mm}^2$ $\tau_t \approx 8\,000\text{ N/mm}^2$, ein Wert, der 100 bis 1000 Mal größer ist als bei realen Werkstoffen beobachtet wird.

1.3.2 Verformungsvorgänge in technischen Metallen

Die erheblichen Diskrepanzen zwischen der Festigkeit idealer und realer Werkstoffe sind auf die Anwesenheit bestimmter Gitterbaufehler (insbesondere Versetzungen, aber auch Korngrenzen) zurückzuführen. Bild 1-17a zeigt die Atomanordnungen in unmittelbarer Nähe einer Stufenversetzung. Zwischen einem Endatom B, der eingeschobenen Ebene und den Atomen A und C bestehen aus Symmetriegründen gleiche Bindungskräfte. In erster Näherung sind daher nur sehr kleine Schubspannungen erforderlich, um Atom B in den Anziehungsbereich von C bzw. von A zu bringen, Bild 1-17b, 1-17c. Die Versetzung bewegt sich also auf der Gleitenebene mit der »Schrittweite« Atomabstand, bis sie eine

freie Oberfläche erreicht hat oder auf ein Hindernis stößt, Bild 1-17d, 1-17e, (z. B. Großwinkelkorngrenzen, Zwillingsgrenzen, Ausscheidungen, Poren oder unbewegliche Versetzungen). Hier entsteht eine *Gleitstufe*, deren Größe dem Betrag des *Burgers-Vektors* b entspricht, siehe Bild 1-17e.

Die makroskopisch sichtbare bzw. messbare Verformung entsteht durch das Abgleiten einer Vielzahl von z. T. dichtest benachbarter Werkstoffbereiche entlang paralleler *Gleitenebenen*. Dieser Vorgang verläuft diskontinuierlich, weil durch Verfestigungsvorgänge (Abschn. 1.3) das Gleiten auf einigen Ebenen verhindert bzw. erschwert wird. Für eine weitere plastische Verformung müssen daher neue Gleitenebenen aktiviert werden. Das Ergebnis der Verformungsprozesse ist auf der Werkstückoberfläche in Form von *Gleitlinienbändern* gut erkennbar. Sie sind auch die Ursache für das Mattwerden ursprünglich glänzender Metalloberflächen nach einer plastischen Verformung.

Um Gleitverformungen zu erzeugen, ist im Gegensatz zur extrem schnellen Zwillingsbildung eine gewisse Beanspruchungsdauer erforderlich. Die Bildung von Zwillingen ist daher der typische Verformungsmechanismus bei *großer* Beanspruchungsgeschwindigkeit (vor allem bei kubisch raumzentrierten und hexagonal dichtest gepackten Metallen), niedriger Temperatur und (oder) einer mehrachsigen Beanspruchung. Er ist in erster Linie für kubisch flächenzentrierte Metalle charakteristisch. Die Anwesenheit von (Glüh-)Zwillingen bei Metallen ist ein nahezu untrügllicher Hinweis auf ihren kfz Gitteraufbau.

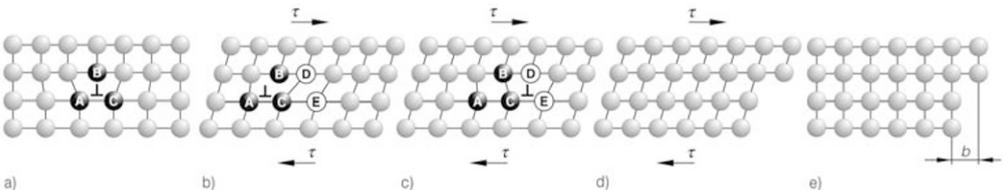


Bild 1-17

Plastische Verformung durch Versetzungsbewegung, s. a. Bild 1-8a.

- Unverformtes Gefüge mit einer Stufenversetzung (\perp),
- Schubspannung τ verformt den Kristall,
- Versetzung wird um einen Atomabstand verschoben,
- e) Versetzung ist durch den Kristallbereich gelaufen. An der Oberfläche bildet sich eine Gleitstufe b .

Das Abgleiten, d. h., die Versetzungsbewegung erfolgt nicht auf allen Gitterebenen gleich leicht. Die geringsten Schubspannungen für eine Bewegung der Versetzungen sind auf dichtest gepackten Ebenen erforderlich, weil hier der »Gleitwiderstand« im Vergleich zu den lockerer geschichteten deutlich geringer ist. Je kleiner die Packungsdichte der Netzebene ist, desto unwahrscheinlicher wird damit ihre Funktion als Gleitebene. Verformbarkeit und Festigkeit sind daher in unterschiedlichen Richtungen verschieden (*Anisotropie*). Die Anzahl der dichtesten Ebenen hängt ausschließlich vom Gittertyp ab, wie Bild 1-6 zeigt. Auf Grund geometrischer Gegebenheiten sind auf dichtest gepackten Ebenen grundsätzlich drei *Gleitrichtungen* vorhanden, Bild 1-6b. Damit ergeben sich bei kfz Metallen mit vier unterschiedlich orientierten dichtesten Ebenen $4 \cdot 3 = 12$ Gleitmöglichkeiten (*Gleitsysteme*), bei hdP Metallen aber nur $1 \cdot 3 = 3$ Gleitsysteme. Das ist die wichtigste Ursache für die schlechte Verformbarkeit der hdP Metalle im Vergleich zu der hervorragenden der kfz Metalle.

Der Ablauf der Verformung in einem korn-grenzenfreien Werkstoff (er besteht aus einem Korn, enthält aber die für jeden technischen Werkstoff typischen Gitterbaufehler!) lässt sich mit den bisherigen Kenntnissen wie folgt beschreiben, Bild 1-18. In einem mit der Zugkraft F_1 belasteten Stab, Bild 1-18a, werden Schnittebenen gelegt, in denen Normal- und Schubspannungen entstehen $\sigma_\varphi, \tau_\varphi$. Es kann gezeigt werden, dass auf den unter 45° zur wirkenden Kraft orientierten Ebenen die maximal mögliche Schubspannung der Größe $\tau_{\max} = \sigma/2$ entsteht (s. a. Bild 3-18). Bei kfz Metallen wird daher wegen der großen Anzahl der vorhandenen Gleitsysteme das Abgleiten auf Ebenen in etwa diesem Neigungsbereich stattfinden. Das Abgleiten in hdP Metallen hängt wegen der begrenzten Gleitmöglichkeiten sehr stark von der *Orientierung* der dichtest gepackten Basisebene in der Zugprobe ab. Die kritische Schubspannung τ_0 ist daher bei hdP Metallen je nach Lage der Basisebene zur angreifenden Kraft außerordentlich klein bzw. groß, bei kfz Metallen dagegen immer relativ gering.

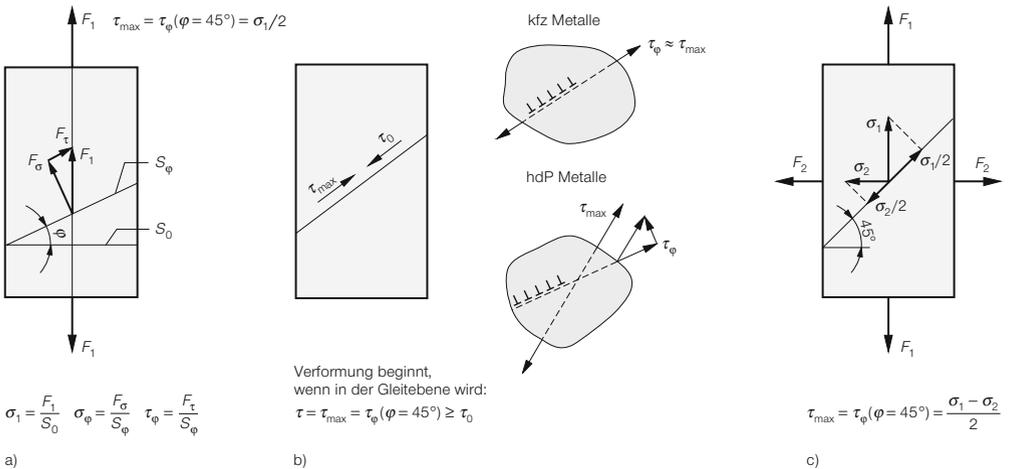


Bild 1-18

Vorgänge bei der plastischen Verformung in realen Werkstoffen (hier Beispiel »Zugprobe«).

- Normal- und Schubspannungen bei einachsiger Zugbeanspruchung in verschiedenen Schnittebenen: $\tau_\varphi, \sigma_\varphi$.
- Verformung beginnt, wenn τ_φ auf einer (dichtest gepackten) Gitterebene größer als die kritische Schubspannung τ_0 wird. Wegen der geringen Anzahl von Gleitsystemen in hdP Metallen ist die Aktivierung der dichtest gepackten Basisebene nur dann mit geringem τ_0 möglich, wenn diese in Richtung der τ_{\max} ($\varphi = 45^\circ$) orientiert ist. Anderenfalls ist τ_0 wesentlich größer, d. h., ein Abgleiten ist unmöglich oder sehr erschwert.
- Bei mehrachsig beanspruchten Proben beträgt die für ein Abgleiten wirksame maximale Schubspannung (bei $\varphi = 45^\circ$) nur noch $\tau_{\max} = (\sigma_1 - \sigma_2)/2$. Die plastische Verformung wird also erschwert bzw. unmöglich, da die Gleitbedingung $\tau_\varphi > \tau_0$ nicht erfüllbar ist. In diesem Fall sind nur verformungslose Trennbrüche möglich.

Bemerkenswert ist, dass durch eine mehrachsig-Beanspruchung das Abgleiten erheblich erschwert wird (Verformungsbehinderung), Bild 1-18c. Die für den Verformungsprozess notwendige Schubspannung τ kann so klein werden, dass die Gleitbedingung $\tau_{\phi} = \tau_0$ nicht mehr erfüllbar ist. Diese Erscheinung wird daher auch als *Spannungsversprödung* bezeichnet. Sie ist bei Schweißkonstruktionen, in denen außer Last- auch in unterschiedlichen Richtungen wirkende Eigenspannungen vorhanden sind, sehr zu beachten (Abschn. 3.4.1, S. 261).

1.3.3 Verfestigung der Metalle

Mit zunehmender plastischer Verformung wird der Werkstoff verfestigt, d. h., für die Bewegung der Versetzungen sind ständig höhere Spannungen erforderlich. Die Ursache sind Wechselwirkungen zwischen Versetzungen und anderen Gitterbaufehlern. Die Anzahl der Versetzungen steigt als Folge der Kaltverformung von etwa 10^6 cm/cm^3 auf $10^{11...12} \text{ cm/cm}^3$ im stark verformten Zustand. Sie bilden z. T. dichte Netzwerke, die ihre Beweglichkeit erheblich einschränken. Außerdem wechselwirken sie mit anderen »sesshaften« Gitterdefekten (z. B. Fremdatomen, Ausscheidungen). Es entstehen »blockierte« Versetzungen, die die Festigkeit des Werkstoffes erhöhen. Eine fortschreitende Verformung wird weiterhin durch Schneiden mehrerer aktivierter Gleitebenen erschwert. Die Verformungsbehinderung, d. h., die Verfestigung nimmt damit mit der

Anzahl dichtest gepackter Netzebenen im Werkstoff zu. Jede metallurgische Maßnahme, die die Versetzungsbewegung behindern kann, führt demnach ganz allgemein zu einer Erhöhung der Festigkeitswerte. Die technisch wichtigsten »Hindernisse« sind (beschrieben in Abschn. 2.6.3, S. 159):

- *Fremdatome* (z. B. Mischkristall- und Martensithärtung),
- *Teilchen* (z. B. Ausscheidungshärtung),
- *Gitterverzerrungen* (z. B. Mischkristall-, Martensithärtung, Kaltverformung, thermomechanische Behandlung).

Die kfz bzw. die hdP Metalle besitzen wegen ihrer unterschiedlichen Anzahl von Gleitsystemen auch ein sehr unterschiedliches Verfestigungsvermögen, das in *Fließkurven* dargestellt wird, Bild 1-19. Die Unterschiede lassen sich übersichtlich für Einkristalle beschreiben. Die Verformung ist für alle $\tau < \tau_1$ elastisch, der kfz Werkstoff ist noch nicht verfestigt, Bild 1-19a. Der Anstieg der Geraden entspricht dem Schubmodul G . Mit Beginn der plastischen Verformung, Bereich I, ist die Anzahl der Versetzungen noch gering, die von ihnen zurückgelegten Wege bis zum Auftreffen auf Hindernisse sind relativ groß. Der Verfestigungseffekt ist demnach gering. Im Bereich II werden in kfz Metallen viele Gleitebenen gleichzeitig aktiviert, die sich gegenseitig schneiden bzw. beeinflussen. Dadurch nimmt die Gleitlinienlänge erheblich ab. Der Verfestigungseffekt ist also im Gegensatz zu den hdP Metallen mit nur einer Gleitebene sehr ausgeprägt, Bild 1-19b. Im

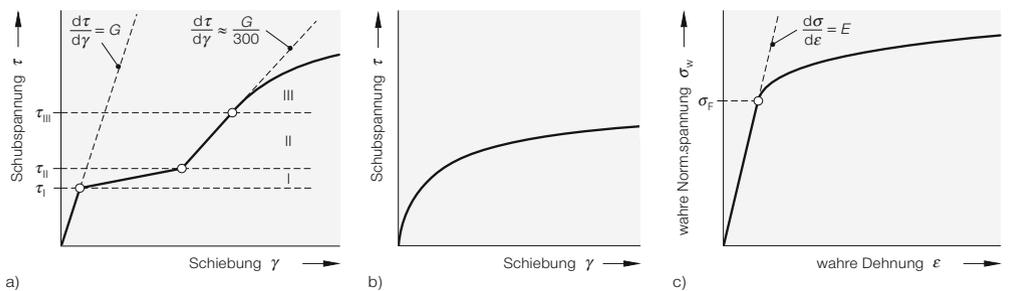


Bild 1-19

Fließkurven

- a) kfz Einkristall,
- b) hdP Einkristall,
- c) vielkristalliner technischer (metallischer) Werkstoff.

Bereich III sind die Schubspannungen so hoch, dass die Versetzungen den Hindernissen ausweichen können. Der Werkstoff verformt sich bei gleicher Lastzunahme stärker als im Bereich II.

Mit zunehmendem Kaltverformungsgrad ϕ nimmt die Kerbschlagzähigkeit des Werkstoffs in der Hochlage ab und die Übergangstemperatur deutlich zu, der Werkstoff wird spröder. In Bild 1-20a ist die Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit von der Prüftemperatur mit dem Parameter (Kalt-)Verformungsgrad ϕ für den schweißgeeigneten Baustahl S355J2+N (St 52-3N) dargestellt. Bild 1-20b zeigt die Ergebnisse für einen unberuhigten Baustahl USt 37 und einen besonders beruhigten S235J2+N (St 37-3N). Bemerkenswert ist die erhebliche Zunahme der Übergangstemperatur bereits durch alleiniges Erhöhen der Versetzungsdichte (»K« = Kaltverformung). Der freie Stickstoff, d. h., im Wesentlichen die Art der Einsatzstoffe und der Stahlherstellung, übt einen zusätzlich versprödernden Effekt aus (»A« = Alterung). Diese zeitabhängigen Vorgänge werden genauer in Abschn. 3.2.1, S. 239, besprochen, sie sind die Grundlage der *Verformungsalterung* (früher *Reckalterung* genannt).

Als grobe Faustformel kann dem Praktiker der Hinweis dienen, dass eine Kaltverformung von zehn Prozent die Übergangstemperatur (DVM-Proben, 35 J/cm²) um 25 °C bis 30 °C erhöht. Die Auswirkung der Kaltverfestigung auf die Erhöhung der Übergangstemperatur ist überraschenderweise bei sehr vielen Baustählen ähnlich. Diese Zusammenhänge sind in Bild 1-21 dargestellt.

1.3.4 Einfluss der Korngrenzen

Verformungsvorgänge in technischen Werkstoffen werden entscheidend durch die Eigenschaften und das Verhalten der Großwinkelkorngrenzen bestimmt. Die Fließkurve eines polykristallinen Werkstoffs ist der Ausdruck des Werkstoffwiderstandes, der sich aus dem Zusammenwirken aller Einflüsse auf die Festigkeit des Werkstoffs ergibt, Bild 1-19c. Es ist die aus der Werkstoffprüfung bekannte Abhängigkeit Zugspannung als Funktion der Dehnung. Die Fließgrenze (= Streckgrenze) ist wegen der deutlich stärkeren Verfestigung viel größer als bei Einkristallen. Die Wirkung der Großwinkelkorngrenzen in einem beanspruchten Werkstoff beruht in der Hauptsache auf zwei Faktoren:

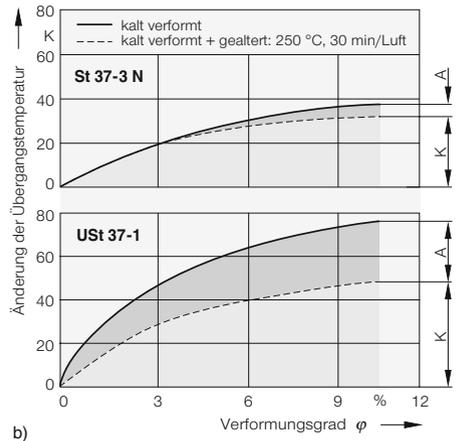
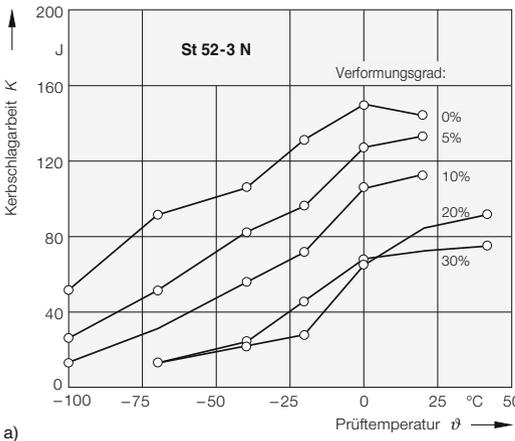


Bild 1-20

Einfluss der Versetzungsdichte (Kaltverformung) auf das Zähigkeitsverhalten unlegierter Baustähle.

- a) Kerbschlagarbeit-Temperatur-Verlauf eines S355J2+N (entspricht einem St 52-3 N; 0,15% C; 1,4% Mn).
- b) Änderung der Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit von Warmbreitband aus einem unberuhigten S235JRG1 (entspricht USt 37; 0,08% C; 0,009% N) und einem besonders beruhigten S235J2+N (entspricht St 37-3 N; 0,14% C; 0,1% Al; 0,006% N). »A« kennzeichnet den Einfluss der Alterung, »K« den einer Kaltverformung auf die Lage der Übergangstemperatur, nach Straßburger, Schauwinhold, Dahl.

- *Aufstau der Versetzungen an den Korngrenzen.*

Versetzungen laufen auf die Korngrenze auf, wobei sich gleichartige abstoßen, Bild 1-10. Sie bilden an den Korngrenzen einen Aufstau, der auf sie die Kraft $F = n \cdot b \cdot \tau$ ausübt, s. Gl. [A2-3], S. 229.

n = Anzahl der auf die Korngrenzen aufgelauenen Versetzungen,

b = Burgers-Vektor,

τ = wirksame Schubspannung in der aktivierten Gleitebene.

- *Überwindung der Korngrenzen durch aufgestaute Versetzungen.*

Bei hinreichend großer Schubspannung überwinden die Versetzungen die Korngrenze, d. h., sie können im Nachbarkorn auf einer im Allgemeinen unterschiedlich orientierten Gleitebene Versetzungen bewegen, die dann ein weiteres Abgleiten auslösen (können).

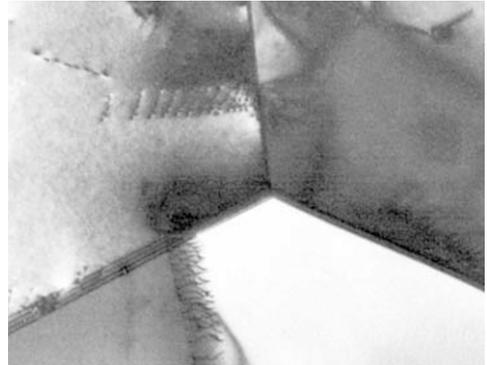


Bild 1-22

Versetzungsaufstau an Korngrenzen in einem hochlegierten austenitischen Chrom-Nickel-Stahl, $V = 25000:1$ (TEM-Aufnahme), B.A.M.

In der Regel müssen viele Gleitsysteme aktiviert werden, weil der Zusammenhalt zwischen den Körnern erhalten bleibt. Das führt zum Verbiegen und zu einem teilweisen Drehen der Gleitebenen. Das ist der wichtigste Grund für die im Vergleich zu Einkristallen starke Verfestigung technischer Werkstoffe. Bild 1-22 zeigt sehr eindrucksvoll den Aufstau zahlreicher Versetzungen an den (Großwinkel-)Korngrenzen eines austenitischen Stahles.

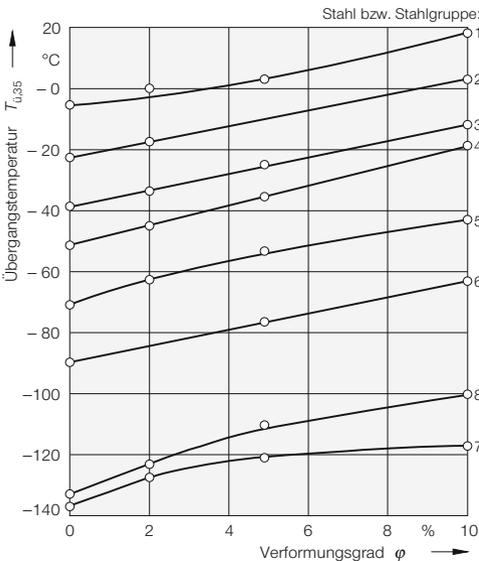


Bild 1-21

Abhängigkeit der Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit (DVM-Proben) vom Verformungsgrad für verschiedene Stähle bzw. Stahlgruppen.

1 und 2 = unlegierte Kesselbleche; 3 = besonders beruhigter (allgemeiner) Baustahl; 4 = legierter Feinkornbaustahl, normalgeglüht; 5 = unlegierter Feinkornbaustahl, normalgeglüht; 6 und 7 = legierte Feinkornbaustähle, vergütet; 8 = legierter kaltzäher Stahl, nach Degenkolbe und Müsgen.

In einem *grobkörnigen* Werkstoff, Bild 1-23a, entsteht wegen der größeren freien Weglänge an der Korngrenze ein wesentlich größerer Versetzungsaufstau als in einem *feinkörnigen* Stahl. Die Fließgrenze feinkörniger Werkstoffe ist wesentlich größer, Bild 1-23b, s. a. Aufgabe 2-7, S. 229, weil mit abnehmender Korngröße die zusätzliche Spannung σ_{zus} zum Überwinden der Korngrenzen (= Abgleiten) zunimmt. Dieser Zusammenhang wird mit der *Hall-Petch-Beziehung* beschrieben, die die Abhängigkeit der Fließgrenze σ_F von dem Korndurchmesser d angibt:

$$\sigma_F = \sigma_0 + k \cdot \frac{1}{\sqrt{d}} \quad [1-4]$$

σ_0 = Reibungsspannung ist die Spannung, bei der ein Werkstoff mit sehr großem Korn fließt ($d \rightarrow \infty$),

k = Korngrenzenwiderstand (= Konstante), er gibt den Einfluss der Korngrenzen zahlenmäßig an.

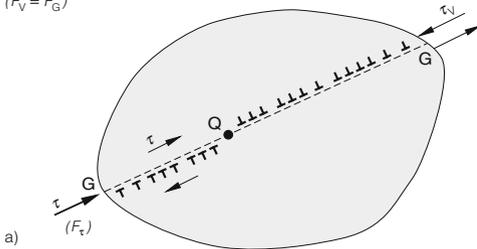
Bemerkenswert ist der große Einfluss der Korngrenzen auf die Zähigkeitseigenschaften, Bild 1-23. Die häufige Ab- und Umlenkung der Gleitebenen an den Korngrenzen eines feinkörnigen Werkstoffs erfordert ebenso wie ihr Verbiegen und Verdrehen einen zusätzlichen Energiebetrag, der der auf das Werkstück durch die äußere Beanspruchung übertragenen Schlagenergie entnommen wird. Die für die Sicherheit wichtige Eigenschaft »Schlagzähigkeit« ist daher bei einem feinkörnigen Werkstoff deutlich größer als bei einem konventionellen gleicher chemischer Zusammensetzung. Die Korngrenzenhärtung wird zur Festigkeitssteigerung von metallischen

Werkstoffen, vor allem aber von (Feinkorn-)Stählen, in großem Umfang eingesetzt (Abschn. 2.7.6, S. 184).

Bild 1-24 zeigt beispielhaft die *Hall-Petch*-Beziehung für einen unterschiedlich wärmebehandelten (Korngröße!) Stahl C10E (Ck10) in Abhängigkeit vom Grad der Kaltverformung. Mit zunehmender Kaltverformung wird naturgemäß der Einfluss der Korngröße verdeckt, bzw., er macht sich erst bei einem geringeren Korndurchmesser als fließgrenzerhöhender Einfluss bemerkbar.

Auf weitere Eigenschaften soll hier nicht weiter eingegangen werden. Einige für die Bauteilsicherheit wichtige Güterwerte sind in Abschn. 6, S. 579, (Anhang) aufgeführt.

Grobkorn: $F_{\text{streck}} = F_{\tau} + F_G + F_{\text{zus},G}$
 ($F_V = F_G$)



Feinkorn: $F_{\text{streck}} = F_{\tau} + F_F + F_{\text{zus},F}$
 ($F_V = F_F$)

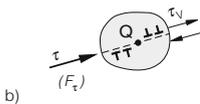


Bild 1-23

Einfluss der Korngröße auf die mechanischen Güterwerte technischer Metalle. $F_{\text{streck}} = F_{\tau} + F_V + F_{\text{zus}}$ ist die für den Beginn der Verformung erforderliche Kraft. $F_{\tau} (= \tau) =$ Schubspannungskomponente der äußeren Kraft (F) in Richtung der Gleitebene G-G. F_{τ} aktiviert in der Gleitebene die Versetzungsquelle Q. Versetzungen (Anzahl n) werden an den Korngrenzen aufgestaut und erzeugen ein Spannungsfeld, das auf die Korngrenzen zusätzlich zur äußeren (F) die Kraft $F_V = n \cdot b \cdot \tau$ ausübt, (s. Aufgabe 2-7, S. 229).

- a) In einem grobkörnigen Stahl ist $F_V = F_G$ sehr viel größer als
- b) in einem feinkörnigen, $F_V = F_F$, d. h. $F_G \gg F_V$.

Zum Überwinden der Korngrenzen bei gleichzeitigem Aktivieren weiterer Gleitprozesse in den angrenzenden Körnern ist bei a) daher nur noch eine erheblich geringere zusätzliche äußere Kraft F_{zus} ($= \sigma_{\text{zus}}$) erforderlich als bei b). Die Fließgrenze eines feinkörnigen Stahles ist also größer als die eines grobkörnigen. Dazu s. a. Bild 1-24.

Beispiel 1-2:

Versuche haben ergeben, dass die Streckgrenze eines unlegierten Stahls mit einem mittleren Korndurchmesser $d_1 = 0,25 \text{ mm}$ $\sigma_{F,1} = 180 \text{ N/mm}^2$ und mit $d_2 = 0,04 \text{ mm}$ $\sigma_{F,2} = 250 \text{ N/mm}^2$ beträgt. Welcher Korndurchmesser d_x ist erforderlich, wenn eine Streckgrenze von 350 N/mm^2 gewünscht wird. Der Festigkeitsanstieg soll ausschließlich mit dem Mechanismus der Korngrenzenhärtung erreicht werden, s. Abschn. 2.6.3.4, S. 165.

Gemäß der Hall-Petch-Beziehung, Gl. [1-4], ist:

$$\sigma_{F,1} = \sigma_0 + k \cdot \frac{1}{\sqrt{d_1}}$$

Für $d_1 = 0,25 \text{ mm}$ und $\sigma_{F,1} = 180 \text{ N/mm}^2$ wird:

$$180 = \sigma_0 + k \cdot \frac{1}{\sqrt{0,25}} = \sigma_0 + 2 \cdot k$$

Für $d_2 = 0,04 \text{ mm}$ und $\sigma_{F,2} = 250 \text{ N/mm}^2$ ergibt sich:

$$250 = \sigma_0 + k \cdot \frac{1}{\sqrt{0,04}} = \sigma_0 + 5 \cdot k$$

$\sigma_0 = 250 - 5 \cdot k = 180 - 2 \cdot k$, daraus folgt:

$$k = 23,3 \text{ und } \sigma_0 = 123 \text{ N/mm}^2$$

Damit lässt sich der für die gewünschte Streckgrenze erforderliche Korndurchmesser d_x berechnen:

$$350 = 123 + 23,3 \cdot \frac{1}{\sqrt{d_x}}$$

$$\sqrt{d_x} = \frac{23,3}{350 - 123} = 0,103 \sqrt{\text{mm}} \text{ d.h. } d_x = 0,011 \text{ mm}$$

Die mittlere Korngrößen-Kennzahl G des Stahles beträgt damit nach Tabelle 1-1 etwa $G \approx 10$.

1.4 Phasenumwandlungen

Technische Werkstoffe bestehen aus Kristalliten, die durch Korngrenzen voneinander getrennt sind. Homogene Werkstoffbereiche werden als Phasen bezeichnet, sie sind durch Phasengrenzen (z. B. Korngrenzen) von der Umgebung getrennt. In den meisten Fällen ist das Gefüge aus mehreren Bestandteilen aufgebaut, die unterschiedliche Eigenschaften besitzen. Der Werkstoff ist ein *Phasengemisch*, er ist *heterogen*, Bild 1-25.

Die Eigenschaften der Werkstoffe werden außer vom Gefügeaufbau, von der Menge und Art der beteiligten Phasen bzw. Bestandteile und der chemischen Zusammensetzung entscheidend von *Phasenumwandlungen* (= Zustandsänderungen) bestimmt. Diese laufen nach unterschiedlichen Mechanismen in unterschiedlichen Temperaturbereichen ab. Die meisten Phasenänderungen lassen sich technisch einfach und in hohem Maße reproduzierbar mit Hilfe von Wärmebehandlungen erzeugen.

Die weitaus größte Anzahl aller Phasenumwandlungen sind *heterogen*, d. h., sie erfolgen über die Teilvorgänge Keimbildung und

Kristallwachstum durch thermisch aktivierte Platzwechselforgänge der Atome. Bei ihnen sind die neue Phase und die Matrix zu jeder Zeit einzeln nachweisbar. Die neue Phase beginnt sich nach Unterschreiten der Gleichgewichtstemperatur (*Primärkristallisation*: $T_{\text{flüssig}} \rightarrow T_{\text{fest}}$ bzw. *Sekundärkristallisation*: $T_{\text{fest},1} \rightarrow T_{\text{fest},2}$) an Keimen zu bilden und wächst durch Bewegung der den Keim umgebenden Oberfläche in die metastabile Matrix.

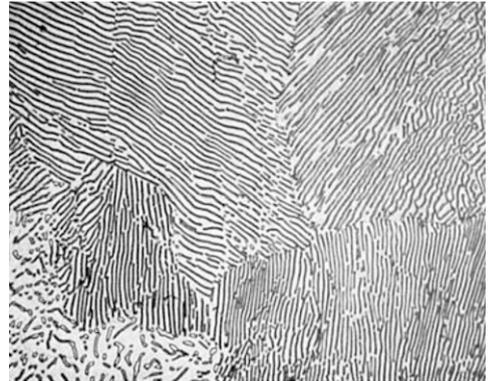


Bild 1-25
Mikroaufnahme eines unlegierten, rein perlitischen Stahles ($C = 0,8\%$), bestehend aus Ferrit und Zementit, als Beispiel eines zweiphasigen Werkstoffs. Helle Fläche = Ferrit, lamellenförmige, dunkle Phase = Zementit (= Fe_3C), $V = 500:1$, Nital.

Die technisch weitgehend bedeutungslosen homogenen Phasenumwandlungen erfordern keine Keimbildung. Lediglich die spinodalen Umwandlungen und einige Ordnungsumwandlungen entstehen homogen.

Zu unterscheiden sind die folgenden Phasenumwandlungen:

- Flüssig – fest:** Kristallisation metallischer Schmelzen (*Primärkristallisation*) und
- fest – fest:** Umwandlungen im festen Zustand (*Sekundärkristallisation*):
 - *diffusionskontrollierte* und
 - *diffusionslose* Phasenänderungen.

In Tabelle 1-2 sind einige charakteristische Merkmale der wichtigsten heterogenen Phasenumwandlungen (Kennzeichen: Keimbildung und Wachstum) zusammengestellt.

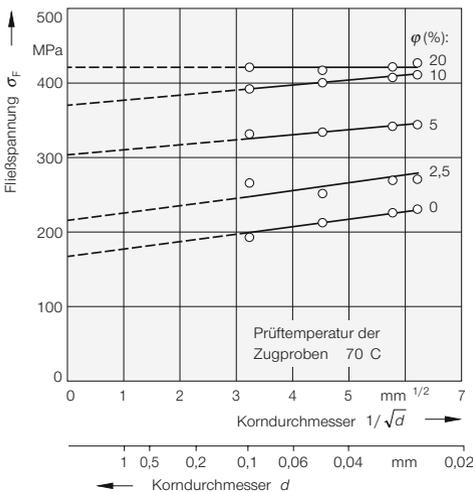


Bild 1-24
Einfluss der Korngröße (Korndurchmesser d) auf die untere Fließgrenze (σ_F) eines unterschiedlich wärmebehandelten Stahls C10E (Ck 10) in Abhängigkeit vom Kaltverformungsgrad ϕ , nach Aurich und Wobst.

Tabelle 1-2

Charakteristische Merkmale von Phasenumwandlungen, gekennzeichnet durch Keimbildung und Wachstum der neuen Phase, nach Christian.

Charakteristikum	Art der Phasenumwandlung				
	militärisch	zivil			
Einfluss Temperaturänderung	athermisch	thermisch aktiviert			
Art der Phasengrenze	gleitfähig (kohärent oder semikohärent)	nicht gleitfähig (kohärent, semikohärent, inkohärent, flüssig/fest oder flüssig/dampfförmig)			
Zusammensetzung von Matrix und Umwandlungsprodukt	gleich	gleich	unterschiedlich		
Art der Diffusionsvorgänge	keine Diffusion	nur Diffusion im Phasengrenznähe	Diffusion über große Gitterbereiche		
Bewegung der Phasengrenze	phasengrenzenkontrolliert	phasengrenzenkontrolliert	vorwiegend phasengrenzenkontrolliert	vorwiegend diffusionskontrolliert	gemischt kontrolliert
Beispiele	Martensit, Zwillinge	massive Umwandlung, Ordnungsvorgänge, Polymorphie, Rekristallisation, Kornwachstum, Kondensation, Verdampfen	Ausscheidung, Bainit	Ausscheidung, Lösen, Erstarren, Schmelzen	Ausscheidung, Lösen, Eutektoid, zelluläre Ausscheidung

Die *homogene Keimbildung* erfordert keine *fremden Oberflächen*. Die wachstumsfähigen Keime und ihre Oberflächen müssen in der metastabilen Phase gebildet werden. Die hierfür erforderliche Arbeit wird dem *Energievorrat* der Phase (z. B. Schmelze) entnommen. Die Schmelze muss also um einen bestimmten Betrag ΔT unterkühlt werden, wodurch die benötigte freie Enthalpie ΔG zur Verfügung steht, Bild 1-26. Die *homogene Keimbildung* ist in der Praxis sehr selten.

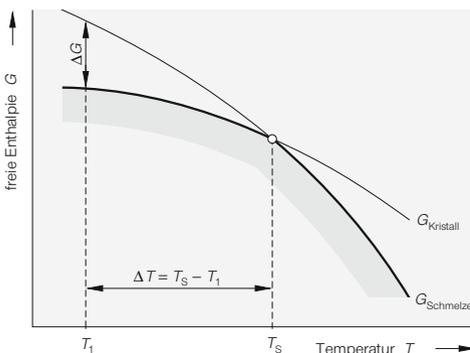


Bild 1-26

Abhängigkeit der freien Enthalpie G der Schmelze und der Kristallite im Bereich der Schmelztemperatur T_S . Bei der Unterkühlung ΔT beträgt die treibende Energie der Keimbildung ΔG .

In den meisten Fällen erfolgt die Keimbildung *heterogen*, d. h., der Keim bildet sich an *energiereichen Gitterdefekten* (z. B. an nicht aufgelösten Carbiden, Nitriden, Leerstellen, Korngrenzen, Stapelfehlern, freien Oberflächen) oder schon festen Teilchen (durch thermische Fluktuation z. B. in der Schmelze gebildeten) bestimmter Größe. Da die »Oberflächen« der Keime z. T. vorhanden sind, ist die für ihre Bildung aufzuwendende Energie sehr viel geringer als bei der *homogenen Keimbildung*. Die erforderliche Unterkühlung ΔT und die Aktivierungsenergie ΔG_A können daher bis auf Null abnehmen, Bild 1-27, Kurve 2.

Die Phasengrenzen können *gleitfähig* oder *nicht gleitfähig* sein, Tabelle 1-2. Die *gleitfähigen Grenzflächen* bewegen sich auf Grund bestimmter Versetzungsanordnungen, wodurch der Phasenübergang *außerordentlich rasch* erfolgen kann. Ihre Bewegung ist nahezu *temperaturunabhängig* und wird deshalb auch *athermisch* genannt. Wegen der »reglementierten«, koordinierten Art der dabei erfolgenden Bewegung der Atome über die Phasengrenze wird diese Phasenumwandlung, die keine Diffusion erfordert, *militärisch* genannt. Da außerdem die Atomanordnung

der Phasen im Wesentlichen nicht geändert wird, müssen beide Phasen die gleiche chemische Zusammensetzung haben. Im Gegensatz zu der sehr viel häufigeren isothermischen Umwandlung erfolgt bei der athermischen eine Phasenumwandlung nur bei einer Unterkühlung ΔT , nicht aber bei $T = \text{konst.}$ Die Martensitbildung ist das bekannteste Beispiel einer militärischen Umwandlung. Nähere Einzelheiten sind in Abschn. 1.4.2.2 zu finden.

Die nahezu unkoordinierten Atombewegungen bei Phasenänderungen, die durch *nicht gleitfähige* Phasengrenzen eingeleitet werden und durch umfangreiche und weitreichende Diffusionsvorgänge (Ferndiffusion) gekennzeichnet sind, werden *zivile Umwandlungen* genannt.

Bei gleicher Zusammensetzung von umgewandelter Phase und Matrix (z. B. die $(\gamma \rightarrow \alpha)$ -Umwandlung in reinem Eisen) entspricht die Wachstumsgeschwindigkeit der Phase der Geschwindigkeit, mit der die Atome die Phasengrenze überschreiten können. Diese Umwandlung heißt *grenzflächenkontrolliert* (dis-

kontinuierliche Ausscheidung). Bei unterschiedlicher Zusammensetzung sind weitreichende Diffusionsprozesse erforderlich (sog. Ferndiffusion). Wenn diese ausreichend rasch verlaufen, dann spricht man von einem *diffusionskontrollierten* Wachstum (*kontinuierliche Ausscheidung*), Abschn. 1.4.2.1.

Die treibende »Kraft« jeder Phasenänderung ist die Differenz der freien Enthalpie ΔG zwischen der sich bildenden Phase und der metastabilen Matrixphase. Der Phasenübergang erfolgt erst dann, wenn die Gleichgewichtstemperatur T_G um den Betrag ΔT (= Unterkühlung) unter- bzw. überschritten wurde, d. h. nicht bei $T = T_G$. Nur in diesem Fall kann die freie Enthalpie G *abnehmen*, siehe z. B. Bild 1-26. G wird durch folgende Beziehung definiert:

$$G = H - T \cdot S. \tag{1-5}$$

- H = Enthalpie,
- S = Entropie,
- T = Temperatur in K.

1.4.1 Phasenumwandlung flüssig-fest

1.4.1.1 Primärkristallisation von (reinen) Metallen

Der Phasenübergang flüssig/fest wird als *Primärkristallisation* und das dabei entstehende Erstarrungsgefüge als *Primärgefüge* bezeichnet. Die genaue Kenntnis der hier ablaufenden Vorgänge ist für das Verständnis der Primärkristallisation und der mechanischen Gütewerte von Schweißgütern (Abschn. 4.1.1.1, S. 300) wichtig. Außerdem sind diese Vorgänge von großer Bedeutung für die Eigenschaften z. B. von Kokillengussstücken, strangvergossenen Halbzeugen oder gerichtet erstarrten Werkstücken.

Die Kristallisation der (theoretisch) nur aus einer Atomart bestehenden Schmelze beginnt unterhalb der Schmelztemperatur T_S an Kristallisationszentren, den *Keimen*. Das sind kleine, schon oder noch feste Partikel, die in der Schmelze bereits vorhanden waren (*Fremdkeime*: Carbide, Nitride, Oxide)

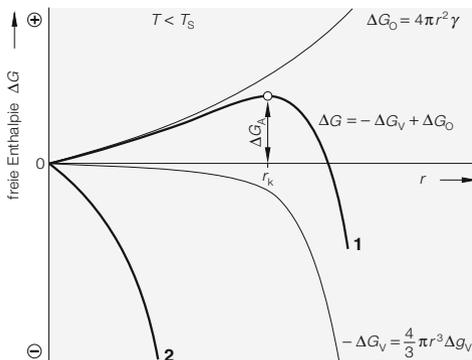


Bild 1-27
Abhängigkeit der freien Enthalpie ΔG vom Keimradius r bei der Keimbildung.

Kurve 1:
Für die Bildung homogener Keime mit dem Radius r_k ist die Aktivierungsenergie ΔG_A erforderlich.

Kurve 2:
Für die epitaktische Kristallisation und die Keimbildung bei kohärenten Umwandlungen ist keine Aktivierungsenergie erforderlich, weil für die Keimbildung bereits perfekt passende Oberflächen vorhanden sind, d. h., der Oberflächenterm ΔG_O in Gl. [1-6] ist Null.

oder sich im Bereich der Schmelztemperatur durch Anlagern »langsamer« schwingender Atome bilden konnten (*Eigenkeime*). Aus energetischen Gründen ist für die Bildung wachstumsfähiger Eigenkeime eine Unterkühlung $\Delta T = T_s - T$ notwendig. Je größer ΔT ist, umso kleinere Teilchen sind als Keime wirksam.

Ein (Stoff-)System befindet sich im thermodynamischen Gleichgewicht, wenn die freie Enthalpie G ihr Minimum erreicht hat. Bild 1-26 zeigt den Verlauf der Zustandsgröße G in Abhängigkeit von der Temperatur in der Nähe der Schmelztemperatur T_s . Nach dem Abkühlen unter T_s wird $G_{\text{Schmelze}} > \Delta G_{\text{Kristall}}$, d. h., die kristalline Phase wird thermodynamisch stabiler. Die Energiedifferenz ΔG wird für die Keimbildung verwendet, die mit einer Änderung der freien Enthalpie G verbunden ist. Die bei der Kristallisation des Keims *freiwerdende* Umwandlungswärme ($-\Delta G_v$) verringert die freie Enthalpie G . Diese treibt den Umwandlungsvorgang also an, während die für die Bildung der Keimoberfläche *erforderliche* rücktreibende Energie ($+\Delta G_o$) G vergrößert wird, wie Bild 1-27 zeigt. Daraus ergibt sich die für eine *homogene Keimbildung* charakteristische Energiebilanz ΔG :

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_o. \quad [1-6]$$

Nimmt man in erster Näherung kugelförmige Teilchen mit dem Radius r an, dann ist ΔG_v dem Volumen und ΔG_o der Oberfläche der aus der Schmelze wachsenden (kristallisierenden) Teilchen proportional. Mit der Oberflächenspannung der Schmelze γ und der auf die Volumeneinheit bezogenen freien Enthalpie der festen Phase Δg_v wird:

$$\Delta G(r) = -\frac{4}{3}\pi r^3 \cdot \Delta g_v + 4\pi r^2 \cdot \gamma. \quad [1-7]$$

Bild 1-27 zeigt den Verlauf der Funktion $\Delta G(r)$. Danach ist bei kleinen Keimradien der Energiebedarf zum Schaffen der Keimoberfläche größer als die freiwerdende Kristallisationswärme, d. h., die Keime sind nicht wachstumsfähig, sie schmelzen wieder auf, und der Kristallisationsprozess kann nicht beginnen. Erst oberhalb des kritischen Keimradius r_k nimmt $\Delta G(r)$ ab, d. h., der Keim ist stabil und kann unter Abnahme von G wach-

sen. Für die Bildung von Keimen kritischer Größe ist die Arbeit (= Aktivierungsenergie) ΔG_A aufzuwenden.

Die *homogene Keimbildung* ist äußerst selten, weil in jeder technischen Schmelze ausreichend viele Oberflächen vorhanden sind, von denen aus die Kristallisation beginnen kann, s. Aufgabe 1-6, S. 112.

Bei der *heterogenen Keimbildung* sind in der Schmelze bereits bestimmte wachstumsfähige Partikel in Form von »Oberflächen« enthalten. Die für die Keimbildung aufzuwendende Aktivierungsenergie ΔG_A ist kleiner, weil der zur Schaffung der Keimoberflächen aufzubringende Energieanteil ΔG_o geringer ist. Die Kristallisation kann daher schon bei sehr geringen Unterkühlungen ΔT erfolgen, Bild 1-28.

In einigen wenigen Fällen liegen Teilchen mit »Oberflächen« vor, deren Gitter nahezu perfekt mit dem der kristallisierenden Phase übereinstimmt, wodurch sehr geringe Kohärenzspannungen entstehen. Die notwendige Unterkühlung ΔT bzw. die Aktivierungsenergie ΔG_A ist daher Null bzw. sehr gering, Bild 1-27, Kurve 2. Ein wichtiges und kennzeichnendes Beispiel einer derartigen Keimbildung ist die *epitaktische Erstarrung* von Schweißschmelzen, Abschn. 4.1.1.1, S. 300. Hier liegen bereits metallphysikalisch perfekt passende »Keime« in Form der aufgeschmolzenen Werkstückoberflächen vor.

Die Keimzahl und die Kristallisationsgeschwindigkeit nehmen mit zunehmender Unterkühlung zu, wie die Bilder 1-28 und 1-26 schematisch zeigen. An die *Keimbildungsphase* schließt sich die Phase des *Kristallwachstums* an. Die Korngröße des Gefüges hängt dabei entscheidend von der Keimzahl und der Kristallisationsgeschwindigkeit der Schmelze ab. Für Baustähle wird wegen der besseren Zähigkeitseigenschaften ein möglichst feinkörniges Gefüge angestrebt, das aber in den meisten Fällen mit einer Wärmebehandlung bzw. besonderen metallurgischen Maßnahmen (z. B. über Erhöhen der Keimzahl in der Schmelze) eingestellt wird, s. Feinkornbaustähle, Abschn. 2.7.6, S. 184.

Durch verschiedene Maßnahmen bzw. Vorgänge – z. B. Kaltverformen mit anschließendem Rekristallisieren, Warmformgebung oder polymorphe Umwandlungen – kristallisiert das Gefüge ein weiteres Mal um, es entsteht das *Sekundärgefüge*. Dieses besitzt meistens deutlich bessere Zähigkeitseigenschaften als das primäre *Gussgefüge*. Das durch die Wärme des Schweißprozesses in der Wärmeeinflusszone von Mehrlagen-Schweißungen aus Stählen *umgekehrte* Gefüge besitzt z. B. wesentlich bessere Gütewerte (Abschn. 4.1.3, S. 310) als das nicht umgekehrte der Wärmeeinflusszone und des Schweißguts einlagig geschweißter Verbindungen.

Das durch die Erstarrung erzeugte »Grundmuster« des Gussgefüges bleibt weitgehend erhalten. Die Eigenschaften lassen sich natürlich durch die verschiedenartigsten Maßnahmen der Warm- und Kaltformgebung ändern, kaum aber die »Erbanlage«. Sie lässt sich durch entsprechende Ätzmittel in vielen Fällen sichtbar machen.

Das Wachsen des Kristalls beim Erstarren erfolgt bei Metallen mit krz Gitter bevorzugt senkrecht zu den Würfel­flächen der Elementarzellen. Daraus ergibt sich eine räumliche Anordnung des Kristalls, die als *Dendrit* oder *Tannenbaumkristall* bezeichnet wird, Bild 1-29. Allerdings muss betont werden, dass die dendritische Erstarrung bei reinen Werkstoffen nur entstehen kann, wenn die tatsächliche Temperatur von der Phasengrenze flüs-

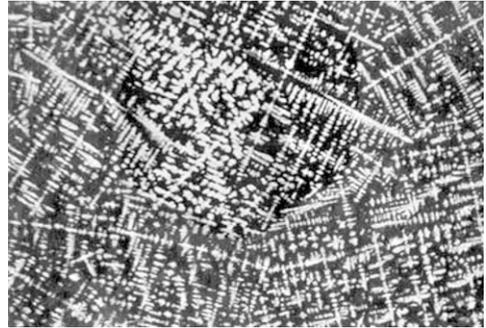


Bild 1-29 Dendritisches Gefüge eines CrMo-legierten Stahles, Oberhoffer-Ätzung, $V = 5:1$, BAM.

sig/fest aus in Richtung Schmelze abnimmt, Bild 1-30. Bei diesen Temperaturbedingungen geraten wachsende Keime in den »Sog« der unterkühlten Schmelze und wachsen ihr als stängelförmige Dendriten entgegen. Sehr ähnliche Vorgänge laufen bei erstarrenden Legierungen ab. Die dendritische (bzw. zelluläre) Erstarrung wird hier aber unabhängig von der Größe der thermischen Unterkühlung durch die konstitutionelle Unterkühlung erzwungen (Abschn. 1.4.1.2).

Die *Kornform* hängt neben anderen Einflüssen sehr stark von der Art der Wärmeabfuhr ab. Bei einer allseitig gleichmäßigen Abkühlung der Schmelze entstehen rundliche »äquaxiale« Körner. Wird die Wärme vorwiegend in *eine* Richtung abgeleitet, dann wächst der Kristall von der Phasengrenze flüssig/fest *entgegen* dem Temperaturgefälle sehr schnell, in der dazu senkrechten Richtung aber deutlich langsamer, s. Aufgabe 1-7, S. 113. Die entstehenden länglichen *Stängelkristalle* sind z. B. für die Primärkristallisation einlagig hergestellter bzw. großvolumiger Schweißgüter typisch, Bild 4-20b, S. 319. Bild 1-31 zeigt die ausgeprägte Stängelkristallbildung (*Transkristallisation*) in einer NiCrAl-Gusslegierung.

In den meisten Fällen (vor allem wegen ausreichender Zähigkeit! und hoher Streckgrenzen!) ist ein feinkörniges Gefüge erwünscht. Es kann bei der Primärkristallisation durch folgende Maßnahmen erreicht bzw. begünstigt werden:

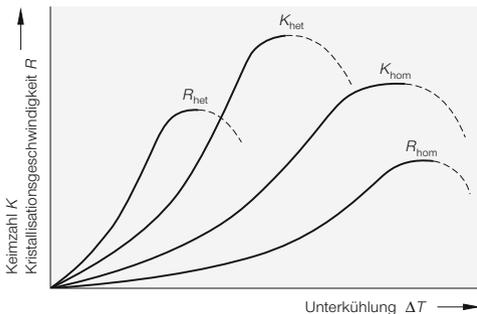


Bild 1-28 Einfluss der Unterkühlung ΔT metallischer Schmelzen auf die Keimzahl K und die Kristallisationsgeschwindigkeit R der Schmelze, bei homogener und heterogener Keimbildung, schematisch.

- Die Gießtemperatur sollte nicht wesentlich über der Schmelztemperatur liegen, weil anderenfalls die in technischen Legierungen stets vorhandenen Fremdkeime (z. B. Carbide, Nitride) weitgehend aufgelöst würden.
- Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit wächst die Keimzahl und damit die Anzahl der Körner des Primärgefüges. Diese Methode ist allerdings nur mit Vorsicht einsetzbar, weil z. B. bei härtbaren Stählen härtere, sprödere martensitische Gefüge und ein rissbegünstigender Eigenspannungszustand entstehen können. Außerdem nehmen mit der Abkühlgeschwindigkeit die Temperaturdifferenzen zwischen Rand und Kern zu, d. h. auch die (Abkühl-)Spannungen und die Rissgefahr werden größer.
- Durch *Impfen* werden kurz vor Erreichen der Schmelztemperatur der Legierung (meistens) artfremde Keime zugegeben. Diese Methode wird vorwiegend bei NE-Metallen, z. B. AlSi-Legierungen angewendet.

- Durch Zugabe hochschmelzender Legierungselemente, die als keimähnliche Substanzen wirken. Der Werkstoff für Aluminium-Schweißstäbe wird danach mit einigen zehnteln Prozent Titan legiert, wodurch das Kornwachstum des hochohitzten, flüssigen Schweißguts merklich behindert wird.

1.4.1.2 Primärkristallisation von Legierungen

Legierungen – also Werkstoffe, die aus mindestens zwei Atomsorten bestehen – kristallisieren auf Grund charakteristischer Entmischungsprozesse an der Phasengrenze flüssig/fest in einer komplizierten Weise. Die entstehenden vielfältigen Erstarrungsgefüge hängen von der Legierungszusammensetzung und den Abkühlbedingungen ab. Der hierfür maßgebliche Mechanismus – die *konstitutionelle Unterkühlung* – wurde erst in den Fünfziger Jahren des 20. Jh.s von *Rutter* und *Chalmers* aufgeklärt.

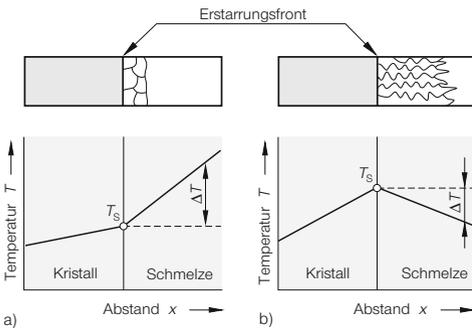


Bild 1-30
Einfluss des Temperaturgradienten $\Delta T/dx$ auf die Form der entstehenden Kristallite. Die Schmelze besteht aus einer Atomsorte ($\Delta T = \text{Unterkühlung}$).

- a) $dT/dx > 0$:
Normaler Temperaturgradient in der Schmelze. Die zum Kristallisieren erforderliche Temperaturabnahme erfolgt durch Wärmeableitung an der Phasengrenze flüssig/fest. Die Kristallisation erfolgt in Form einer ebenen Erstarrungsfront.
- b) $dT/dx < 0$:
Thermische Unterkühlung ($\Delta T = T - T_s \leq 0$) der Schmelze. Die in Richtung unterkühlte Schmelze wachsenden (»einschießenden«) Kristallite können stängelförmige Dendriten bzw. andere Erstarrungsstrukturen (z. B. Zellgefüge) sein.

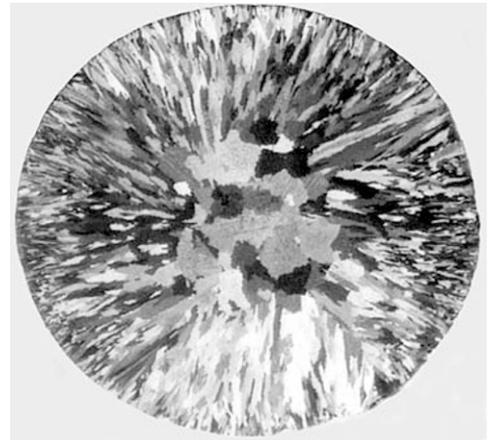


Bild 1-31
Stängelkristalle in einer NiCrAl-Gusslegierung.

Man beachte, dass selbst technisch »reine« Werkstoffe, bedingt durch die Art ihrer Herstellung (Art des Herstellprozesses, Art der Erze usw.), verschiedene (verunreinigende) Elemente in unterschiedlicher Menge enthalten, die die Eigenschaften in unterschiedlicher Weise beeinflussen. Für die folgenden Betrachtungen sind daher die meisten Werkstoffe als »legiert« anzusehen.

Die an der Erstarrungsfront ablaufenden Vorgänge lassen sich sehr anschaulich mit Hilfe von *Zustandsschaubildern* (Abschn. 1.6.1) erklären. Die Legierung L_1 , Bild 1-32a, scheidet beim Unterschreiten der Liquidustemperatur T_0 feste Mischkristalle mit einem sehr geringen B-Gehalt (c_1) aus. Die in die Schmelze zurückgedrängten B-Atome verteilen sich nach den Gesetzen der Diffusion direkt nach der Ausscheidung nicht gleichmäßig in der Schmelze, sondern gemäß einer zeitabhängigen Verteilungsfunktion. In einem schmalen Bereich an der Phasengrenze bildet sich dadurch in der Schmelze entsprechend Bild 1-32b ein Aufstau von B-Atomen.

Von der Phasengrenze fällt der B-Gehalt von c_s auf c_0 . Die Folge ist eine kontinuierliche Abnahme der Liquidustemperatur, wie Bild 1-32a zeigt. Die tatsächliche (reale) Temperatur T_{Real} ist in einer dünnen Schmelzschicht Δx stets geringer als T_{Li} , Bild 1-32c. Dieser Schmelzenbereich ist also unterkühlt. Man bezeichnet diese auf der Schmelzenentmi-

schung beruhende Erscheinung als *konstitutionelle Unterkühlung*.

Je nach der Abkühlgeschwindigkeit, d. h. der Größe des realen Temperaturgradienten G in der Schmelze und der *Kristallisationsgeschwindigkeit* R , entstehen Erstarrungsgefüge mit erheblich voneinander abweichenden Eigenschaften. Mit zunehmender Kristallisationsgeschwindigkeit R nimmt die zum Abbau des Konzentrationsstaus an der Phasengrenze flüssig/fest zur Verfügung stehende Zeit ab, d. h., die konstitutionelle Unterkühlung wird größer, Bild 1-33a.

Bei rascher Wärmeabfuhr und einer sehr geringen Menge gelöster Legierungselemente entsteht *kein* unterkühlter Schmelzenbereich, sondern eine ebene Erstarrungsfront, Bild 1-33a. Diese Erstarrungsform wird bei technischen Schmelzen (üblicher Reinheit) praktisch nie beobachtet.

Eine kleinere konstitutionell unterkühlte Zone Δx begünstigt die Bildung gerichteter *Zellstrukturen* bzw. führt zu einem aus Dendriten und Stängelkristallen bestehenden Mischgefüge unterschiedlicher Regellosigkeit der Anordnung, Bild 1-33a. Die Kristallite wachsen beschleunigt und gerichtet in Richtung des Schmelzeninneren durch den konstitutionell unterkühlten Schmelzenbereich hindurch. Die glatte Erstarrungsfront wird instabil, es entstehen in die Schmelze »einschießende« dendritische Stängelkristalle. Das ist der für die *Dendritenbildung* entscheidende Mechanismus.

Die Gefügeausbildung wird von der Größe des vor der Erstarrungsfront liegenden konstitutionell unterkühlten Bereiches Δx beeinflusst. Mit zunehmender Größe Δx ändern sich einige wichtige metallphysikalische Eigenschaften:

- Die dendritische Struktur wird ausgeprägter,
- die Anordnung der Dendriten im Gefüge wird regloser, und
- der Erstarrungsablauf kann sich grundsätzlich ändern, wenn sich durch heterogene Keimbildung eine zweite Erstarrungsfront infolge einer großen konstitutionell

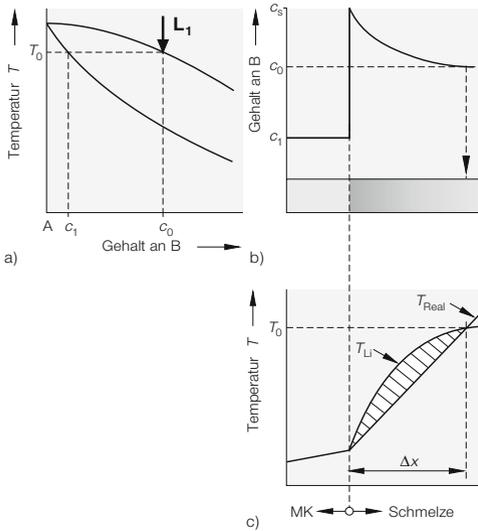


Bild 1-32
 Vorgänge bei der konstitutionellen Unterkühlung metallischer Schmelzen.
 a) Zustandsschaubild einer beliebigen Legierung,
 b) Verlauf der Konzentration c des Elementes B an der Phasengrenze flüssig/fest,
 c) Verlauf der Temperatur T im Bereich der Phasengrenze flüssig/fest. Δx ist die Dicke der konstitutionell unterkühlten Schmelzschicht.

len Unterkühlung bildet. In der Mitte von Schweißnähten kann dadurch ebenso wie im Bereich der sog. »thermischen Mitte« von Metallschmelzen eine feinkörnige(re) Zone entstehen, wie es die Bilder 1-31 und 4-3c deutlich zeigen.

Der Konzentrationsunterschied der Elemente bzw. Verunreinigungen ist innerhalb der stängelförmigen Dendriten (*Primärseigerung*) – vor allem im Korngrenzenbereich – im Vergleich zu den Zellstrukturen erheblich größer, Bild 1-33b und 33c.

Mit abnehmender Größe des konstitutionell unterkühlten Bereiches bilden sich *Zellstrukturen*. Diese Gefügeausbildung ist für krz Metalle weniger typisch. Sie entsteht bei kfz Metallen häufiger, allerdings unter bestimmten Bedingungen.

Sind die an den Korngrenzen vorhandenen Legierungselemente nicht in der Matrix löslich, dann ist die Heißrissneigung eines zellulären Gefüges geringer als die einer aus dendritischem Gefüge (stängelförmiges oder globulitisches) bestehenden Matrix.

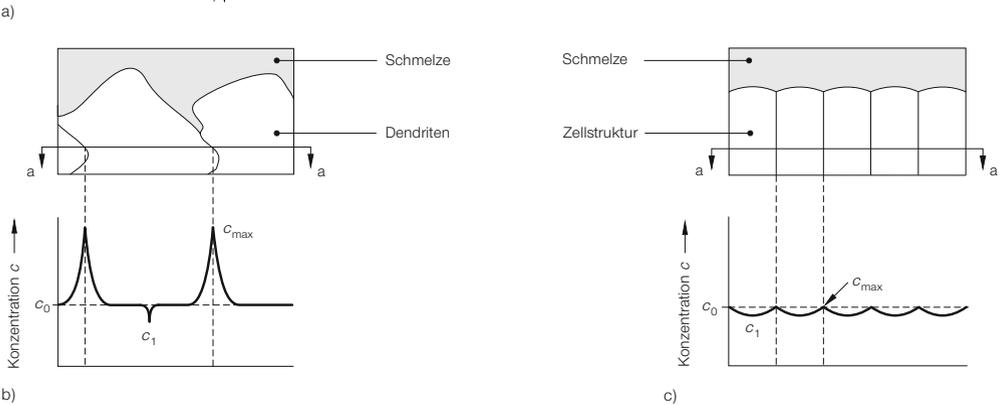
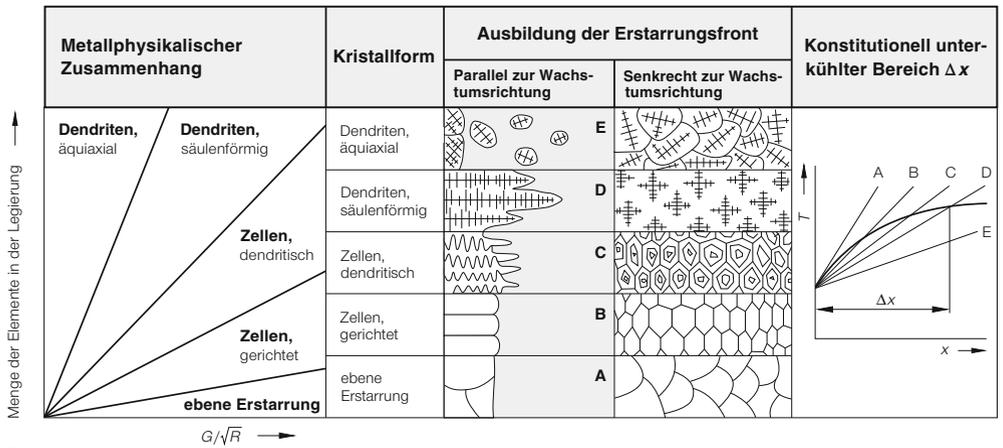


Bild 1-33

Zur Entstehung der wichtigsten Erstarrungsstrukturen, vereinfacht nach Savage, Nippes und Miller.

- Einfluss der Kristallisationsgeschwindigkeit R und des Temperaturgradienten G (bzw. der konstitutionell unterkühlten Zone Δx) auf die Art der entstehenden Primärgefüge in Abhängigkeit von der Menge der gelösten Legierungselemente.
- Typische Verteilungsform der Legierungselemente (*Primärseigerung*) in **dendritischen Strukturen**, charakteristisch für die Erstarrung von Schweißgütern aus krz Werkstoffen.
- Typische Verteilungsform der Legierungselemente in **Zellstrukturen**, charakteristisch für eine mittlere konstitutionelle Unterkühlung (häufiger bei kfz Werkstoffen, siehe z. B. Bild 4-98, S. 430).

1.4.2 Phasenumwandlungen im festen Zustand

Die Mehrzahl aller Phasenumwandlungen im festen Zustand erfolgt durch thermische Aktivierung (s. Abschn. 1.5) der beteiligten Atomsorten. Die Umordnung der am Aufbau der neuen Phase beteiligten Atome, d. h., die Keimbildung beginnt an Orten, die einen überdurchschnittlich hohen Energiegehalt besitzen.

Die für die *homogene Keimbildung* bei einer Umwandlung mit Änderung der Kristallstruktur erforderliche freie Bildungsenthalpie beträgt:

$$\Delta G = -\Delta G_V + \Delta G_O + \Delta G_\epsilon \quad [1-8]$$

Hierbei ist ΔG_ϵ die elastische Verzerrungsenergie, die bei unterschiedlichen Gitterstrukturen von auszuscheidender Phase und Matrix aufzubringen ist. Gl. [1-8] entspricht damit bis auf den Verzerrungsanteil ΔG_ϵ der für die Erstarrung von Schmelzen gültigen Beziehung Gl. [1-6]. Der Oberflächenanteil ΔG_O kann zwischen sehr geringen Werten (z. B. bei kohärenten Ausscheidungen, Zwillingsgrenzen) und sehr großen (inkohärente Phasengrenzen, z. B. Großwinkelkorngrenzen) variieren.

Die homogene Keimbildung bei Umwandlungen im festen Zustand ist ähnlich wie beim Phasenübergang flüssig/fest sehr selten. Voraussetzung ist die möglichst genaue Übereinstimmung der Kristallgitter der sich ausscheidenden Phase und der Matrix, anderenfalls wären elastische Verzerrungsenergien (sog. *Kohärenzspannungen*) die Folge, die die Phasenumwandlung erschweren. Diese Bedingungen sind nur bei *kohärenten Phasengrenzen* vorhanden, wie z. B. bei der Entstehung der metastabilen GP-Zonen in ausscheidungshärtenden Legierungen, s. Abschn. 2.6.3.3, S. 161. Ein weiteres wichtiges Beispiel ist die nahezu homogene Keimbildung der für Nickel-Superlegierungen wichtigen γ' -Ausscheidung (Ni_3Al , s. Abschn. 5.2.2.2.1, S. 525). Die Gitterfehlpassung beträgt hierbei nur maximal 2% und die Oberflächenenergie ist sehr wahrscheinlich geringer als 30 mJ/m^2 .

Bei der weitaus häufigeren *heterogenen Keimbildung* werden verschiedene Gitterbaufehler als Keim verwendet. Die keimbildende Wirkung dieser Defekte nimmt zu mit deren Energieinhalt (ΔG_{Def}):

$$\Delta G = -\Delta G_V + \Delta G_O + \Delta G_\epsilon - \Delta G_{\text{Def}} \quad [1-9]$$

Wenn bei der Keimbildung Gitterdefekte »zerstört« werden, wird die Aktivierungsenergie der Keimbildung um diesen Energiebetrag (ΔG_{Def}) verringert.

Die Form des (inkohärenten) Keims und des Umwandlungsprodukts wird von der Größe der Verzerrungsenergie und der Oberflächenenergie des Keims bestimmt. Sind die Gitterkonstanten von Keim und Matrix ähnlich, d. h. die Verzerrungsenergie klein und die Oberflächenenergie groß, dann entstehen meistens kugelförmige Keime. Die Verzerrungsenergie ist bei scheibenförmigen Teilchen am kleinsten. Diese Keimform wird daher häufig bei kohärenten Ausscheidungen und GP-Zonen beobachtet.

Die Reihenfolge zunehmender Eignung verschiedener Gitterdefekte (d. h. zunehmender freien Enthalpie ΔG_{Def}) für Orte einer heterogenen Keimbildung lautet:

- Leerstellen,
- Versetzungen,
- Stapelfehler,
- Korngrenzen bzw. Phasengrenzflächen,
- freie Oberflächen.

Korngrenzen sind besonders wirksame Bereiche für eine Keimbildung, d. h., in feinkörnigen Werkstoffen erfolgen Umwandlungsvorgänge – zumindest bei hohen Temperaturen – deutlich rascher als in grobkörnigen. *Versetzungen* setzen die Grenzflächenenergie nicht merklich herab. Allerdings können durch partielle Versetzungen Stapelfehler entstehen, die als perfekt passende Netzebenen die Keimbildung verzerrungsfrei einleiten können.

In Bild 1-34 sind einige diffusionskontrollierte Umwandlungen im festen Zustand und ihre charakteristischen Kennzeichen und Merkmale an Hand geeigneter Zustandschaubilder zusammengestellt.

Zustandsschaubild	Reaktion	Charakteristische Kennzeichen der Phasenumwandlung
	<p>Ausscheidungs- umwandlung: $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$</p>	<p>Bei Ausscheidungs- umwandlungen scheidet sich aus einem übersättigten Mischkristall α' eine stabile oder metastabile Phase β aus. Metastabile Phasen entstehen aus Vorstufen von Gleichgewichtsphasen (Nahentmischungen, <i>Gulnier-Preston-Zonen</i>). Sie haben die gleiche Kristallstruktur wie die Matrix und bei unterschiedlicher Zusammensetzung kohärente Phasengrenzflächen mit ihr. Zonen können nur entstehen, wenn die Bildung der Gleichgewichtsphase durch rasches Abkühlen unterdrückt wird. Ein folgendes Auslagern ermöglicht die Entstehung der Zonen, wobei die Keimbildung der Gleichgewichtsphase durch thermische Aktivierung noch nicht erreicht wird.</p>
	<p>Eutektische Umwandlung: $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ (Perlitreaktion)</p>	<p>Die eutektische Umwandlung erfolgt <i>diskontinuierlich</i>. Diese Art der Umwandlung steht, wenn die Keimbildungsgeschwindigkeit für eine <i>kontinuierliche</i> Umwandlung zu gering ist. Da die beiden Phasen – z. B. des Umwandlungsgefüges Perlit α und Fe_3C – sehr unterschiedliche Kohlenstoffgehalte haben, bilden sich im Korngrenzenbereich mit seinem höheren Kohlenstoffgehalt bevorzugt Zementitkeime bzw. in der unmittelbaren (kohlenstoffverarmten) Umgebung Ferritkeime. Der Perlit entsteht durch eine gekoppelte Bildung zweier neuer Phasen, wobei die Diffusionswege des Kohlenstoffs im Austenit nicht lang sind. Der Lamellenabstand λ hängt von der Unterkühlung ΔT ab. Mit zunehmender ΔT wird λ kleiner, d. h. die Härte des Gefüges größer.</p>
	<p>Ordnungs- umwandlung: $\alpha_{\text{ungeordnet}} \rightarrow \alpha'_{\text{geordnet}}$</p>	<p>In verschiedenen Legierungen liegen die Atome nur bei hohen Temperaturen annähernd statistisch ungeordnet vor. Mit abnehmender Temperatur bilden sich in bestimmter Weise geordnete, atomare Verteilungen. <i>Nahentmischungen</i> sind Anhäufungen gleicher Atome (Cluster sind <i>ungeordnete</i>, Zonen sind Orte <i>geordneter</i> Anhäufungen). In <i>Überstrukturen</i> liegen die Atomsorten geometrisch geordnet vor. Sie bilden sich bei langsamer Abkühlung, wenn zwischen den Atomen A und B chemische Anziehungskräfte herrschen. Je größer diese sind, um so weniger ausgeprägt sind die durch die metallische Bindung bestimmten Eigenschaften der Legierung: Der Werkstoff ist hart und spröde, d. h. als Bauwerkstoff wenig geeignet.</p>
	<p>Massivumwandlung: $\beta_c \rightarrow \alpha_c$</p>	<p>Bei verschiedenen Legierungssystemen (vor allem Cu-Zn-Legierungen) wird bei rascher Abkühlung die Ausscheidung der α-Phase unterdrückt. Die β-Phase wandelt im α-Feld <i>ohne</i> Konzentrationsänderung in die α-Phase um, ohne dass sich im Zweiphasenfeld ($\alpha + \beta$) α ausscheiden kann. Das Ergebnis wird als massive Umwandlung bezeichnet. Die α-Phase wächst sehr schnell in die umgebende Matrix, womit auch ihre unregelmäßigen Phasengrenzflächen erklärt werden können. Da beide Phasen die gleiche Zusammensetzung haben, sind Ferntransporte nicht erforderlich. Die Umwandlung wird durch thermisch aktivierte Sprünge an der α/γ-Grenzfläche eingeleitet. Sie kann daher auch als eine diffusionslose zivile Umwandlung bezeichnet werden.</p>

Bild 1-34
Zusammenstellung einiger diffusionskontrollierter Phasenumwandlungen.

1.4.2.1 Diffusionskontrollierte Phasenumwandlungen

Der Ablauf einer diffusionskontrollierten Umwandlung lässt sich übersichtlich in Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubildern (ZTU) darstellen. Bild 1-35 zeigt diese Zusammenhänge beispielhaft für das Umwandlungsverhalten der γ -MK.e in Eisen-Kohlenstofflegungen, charakterisiert durch die *Umwandlungsgeschwindigkeit* v_{um} . Diese wird durch die Unterkühlung ΔT und den Massentransport als Folge von Diffusionsvorgängen bestimmt. In der Nähe der Gleichgewichtstemperatur können *Diffusionsvorgänge* leicht stattfinden, die *Umwandlungsneigung* ist aber wegen der kleinen Unterkühlung ΔT gering. Mit zunehmender Unterkühlung nimmt die Triebkraft der Umwandlung zwar zu, die Umwandlungsneigung ist aber ebenfalls gering, weil die Platzwechselfvorgänge der Atome nahezu eingefroren sind. Durch die *gegenläufige* Wirkung der beiden Einflüsse entsteht ein für die meisten Stähle im Bereich von etwa 500 °C (= T_3) liegendes Maximum der Umwandlungsgeschwindigkeit. Diese Vorgänge sind für das Verständnis der Umwandlungsvorgänge in Stählen von größter Bedeutung (Abschn. 2.5.3, S. 145).

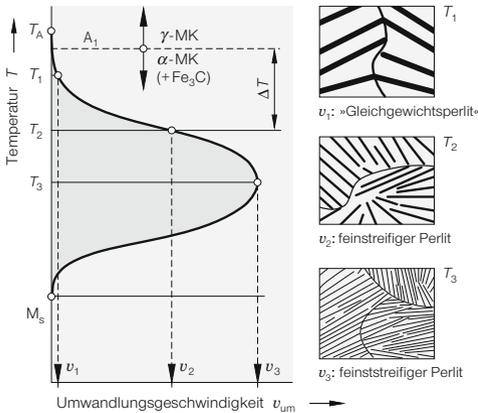


Bild 1-35
Einfluss der Unterkühlung ΔT auf Gefügeform und Umwandlungsgeschwindigkeit v_{um} des ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Phasenübergangs eines eutektoiden Stahles (0,8% C). Er wandelt bei T_1 isothermisch in den »Gleichgewichtsperlit«, bei T_2 in feinstreifigen, bei T_3 in feinststreifigen Perlit um. Mit zunehmender Umwandlungsgeschwindigkeit werden die Zementitlamellen feiner, die Härte der Umwandlungsgefüge wird größer.

Ausscheidungs-umwandlung

Diese Phasenumwandlung kann nur erfolgen, wenn in einem Mischkristall α die Löslichkeit einer Atomart B mit *abnehmender* Temperatur *abnimmt*. Nach Unterschreiten der *Löslichkeitslinie* (*Segregatlinie*) scheidet sich aus den B-armen α -Mischkristallen eine B-reiche β -Phase aus, siehe z. B. Bild 1-64. Die hier ablaufenden Vorgänge sind für die Ausscheidungs-härtung von großer Bedeutung. Genauere Hinweise hierzu sind in Abschn. 2.6.3.3, S. 161, zu finden.

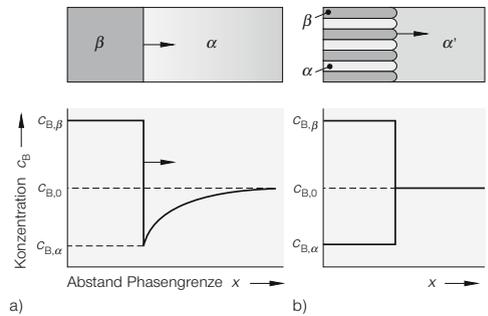


Bild 1-36
Konzentrationsverlauf bei der
a) kontinuierlichen,
b) diskontinuierlichen Ausscheidung, nach Schott.

Es bedeuten:
 $c_{B,0}$ = Ausgangskonzentration der Matrixphase,
 $c_{B,\alpha}$ = Endkonzentration (B) der Matrixphase,
 $c_{B,\beta}$ = Endkonzentration der entstehenden Phase(n).

Die Ausscheidung erfolgt *kontinuierlich* oder *diskontinuierlich*. Die β -Phase wächst bei der kontinuierlichen Ausscheidung wegen der erforderlichen Ferntransporte der beteiligten Atomarten meistens sehr langsam, Bild 1-36a. Die Ausscheidungsphase kann sich überall in der Matrix bilden, vorzugsweise aber an Gitterdefekten (Versetzungen, Korngrenzen), wobei sich an diesen Orten die Matrixzusammensetzung zeitabhängig kontinuierlich ändert.

Ausscheidungen, vor allem die an Korngrenzen, bilden sich nicht immer in *alloyotriomorpher* (»nicht von eigenen Kristallflächen begrenzter«), *Widmannstättencher* oder *nadelförmiger* Form, sondern vereinzelt auch *diskontinuierlich*, Bild 1-36b. Morphologisch ähnelt diese sehr der eutektoiden Reaktion. Das cha-

rakteristische Kennzeichen dieser Umwandlung ist die Bewegung der Korngrenzen mit den wachsenden lamellenförmigen Ausscheidungen α und β in die metastabile, übersättigte Matrix α' . Die Ausscheidungen entstehen durch heterogene Keimbildung an den Korngrenzen, nicht durch diskrete Keimbildung einzelner β -Kristallite. Die notwendigen Konzentrationsänderungen finden nur an den inkohärenten Phasengrenzen α/β und Korngrenzen α'/α statt. Der Verlauf der Konzentration an der Phasengrenze ist demnach *diskontinuierlich*. Die diskontinuierliche Umwandlung erfolgt wegen der sehr viel größeren Diffusionsgeschwindigkeit an Phasengrenzflächen im Vergleich zur Gitterdiffusion sehr viel rascher.

Die Form der Gleichgewichtsausscheidungen ist von der Art des Gleichgewichts zwischen der Korngrenzenenergie und der Oberflächenenergie der Phase abhängig, Häufig bilden sich linsenförmige Teilchen, Bild 1-13b. Bei einer kleinen Oberflächenenergie und einer ausreichend niedrigen Schmelztemperatur breitet sich die Phase großflächig entlang der Korngrenzen aus, wodurch Heißrissigkeit, Korngrenzenkorrosion und (oder) Versprödung auftreten können.

Ordnungsumwandlung

Bei verschiedenen Legierungen sind die Atome in der Matrix nur bei höheren Temperaturen statistisch verteilt. Unterhalb bestimmter Temperaturen erfolgt in den Legierungen entweder eine *Nahentmischung*, oder es entstehen *Überstrukturen*, die durch eine regelmäßige geometrische Verteilung der einzelnen Atomarten gekennzeichnet sind, Abchn. 1.6.2.5. I. Allg. ist das Auftreten von Überstrukturen mit einer merklichen Erhöhung der Festigkeit und Härte und einer oft extremen Verringerung der Zähigkeit verbunden. In technischen Konstruktionswerkstoffen sind sie daher sehr unerwünscht bzw. sie müssen vermieden werden. Allerdings sind für ihre Bildung – sie entstehen bei tiefen Temperaturen im festen Zustand, Bild 1-66a, S. 54 – sehr lange Zeiten erforderlich.

Massivumwandlung

In verschiedenen Legierungen vor allem des Eisens, Kupfers, Silbers, Nickels u. a. tritt bei beschleunigter Abkühlung die sog. *massive Umwandlung* auf, Bild 1-34 und Bild 1-37. Die Vorgänge hängen sehr stark von der Abkühlgeschwindigkeit ab. Bei zunehmender Abkühlung entstehen bei diesen Legierungssystemen nacheinander Korngrenzenausscheidungen ①, platten- oder nadelförmige Umwandlungsgefüge (*Widmannstättensche Morphologie*) ②, massive ③ und schließlich martensitische Umwandlungsgefüge ④.

Gemäß Bild 1-34 geht bei der massiven Umwandlung die β -Phase ohne Änderung der Zusammensetzung in die α -Phase über. Dieser Vorgang erfordert lediglich die Bildung einer anderen Kristallstruktur, er ähnelt damit dem Rekristallisationsprozess, nur läuft er um Größenordnungen rascher ab. Die neue Phase bildet sich an den Korngrenzen und wächst in die umgebende Matrix. Da beide Phasen gleiche Zusammensetzung haben, müssen die Atome nur kleine thermisch aktivierte Sprünge über die Phasengrenze vollziehen. Die Bildung der neuen Phase, d. h., die Bewegung der Phasengrenzflächen erfolgt daher sehr schnell. Das ist auch die Ursache für die glattrandigen, aber irregulären Korngrenzen der massiv gebildeten Phase. Damit lässt sich diese Form der Umwand-

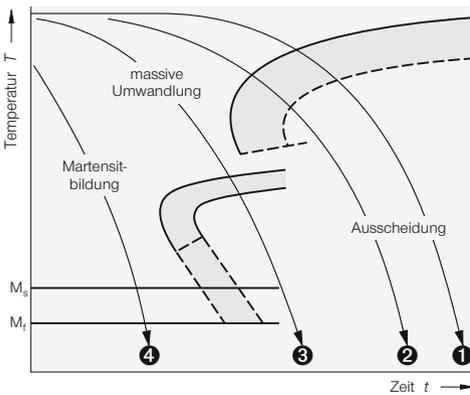


Bild 1-37
ZTU-Schaubild eines Werkstoffs, der in massiver Weise umwandelt. Die Abkühlgeschwindigkeit nimmt von ① in Richtung ④ zu.

- ①: Äquiaxiale (Korngrenzen-)Ausscheidung,
- ②: Widmannstättensche Morphologie der Ausscheidung (Platten, Nadeln),
- ③: massive Umwandlung,
- ④: martensitische Umwandlung.

lung als diffusionslose thermisch aktivierte Umwandlung definieren. Werkstoffe, die in massiver Form umwandeln, können i. Allg. bei erhöhter Abkühlgeschwindigkeit auch martensitische bzw. martensitähnliche Gefüge bilden, z. B. Bild 1-37, Kurve 4.

Polymorphe Umwandlung

Manche Elemente und Legierungen können je nach Temperatur (und Druck) in unterschiedlichen Kristallstrukturen, sog. *allotropen Modifikationen*, vorliegen. Diese Erscheinung wird übergeordnet als *Polymorphismus*, bei reinen Metallen gewöhnlich als *Allotropie*, die Phasenumwandlung als polymorphe (allotrope) Umwandlung bezeichnet. Manche Legierungen lassen sich durch eine sehr rasche Abkühlung soweit unterkühlen, dass die polymorphe Umwandlung nicht mehr über Diffusionsvorgänge, sondern nur noch über den diffusionslosen Umwandlungsmechanismus (s. Martensitbildung, Abschn. 1.4.2.2) ablaufen kann.

Die wichtigste polymorphe Umwandlung ist zweifellos die ($\gamma \rightarrow \alpha$)-Umwandlung in Eisen bzw. Stahl. Bei überkritischer Abkühlung entsteht aus dem Austenit das technisch überaus wichtige martensitische Gefüge, das abhängig vom Kohlenstoffgehalt des Austenits sehr hart sein kann, s. Abschn. 1.4.2.2.

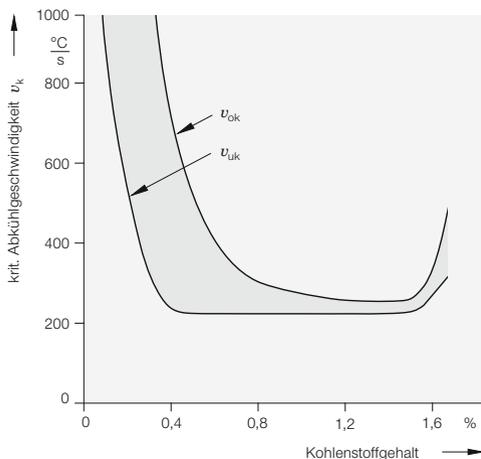


Bild 1-38 Abhängigkeit der oberen (v_{ok}) und unteren (v_{uk}) kritischen Abkühlgeschwindigkeit vom Kohlenstoffgehalt in reinen Fe-C-Legierungen, nach Houdremont.

1.4.2.2 Diffusionslose Phasenumwandlungen (Martensitbildung)

Der wirksamste Mechanismus einer Festigkeitserhöhung von kohlenstofflegierten Eisenwerkstoffen ist die **Martensitbildung** (*Umwandlungshärtung*). Das martensitische Gefüge ist das härteste (bei höheren Kohlenstoffgehalten auch das sprödeste!) und damit auch das am wenigsten verformbare aller metallischen (Konstruktions-)Werkstoffe, wenn dessen Kohlenstoffgehalt über etwa 0,2% bis 0,3% liegt. Auf der Eigenschaft »Härtbarkeit« beruht die herausragend wichtige Stellung dieser Werkstoffe in der Praxis.

Für die Martensitbildung müssen die folgenden werkstofflichen und verfahrenstechnischen Voraussetzungen erfüllt sein:

- Der Werkstoff muss in zwei *allotropen Modifikationen* vorliegen.
- Die Löslichkeit der bei höherer Temperatur existierenden Phase für Legierungselemente – in erster Linie Kohlenstoff – muss größer sein als die Löslichkeit der bei der niedrigeren Temperatur stabilen Phase.
- Die Abkühlung muss so schnell erfolgen, dass keine Platzwechselfvorgänge, insbesondere der Kohlenstoff- und Eisenatome, erfolgen können. Das geschieht, wenn die sog. kritische Abkühlgeschwindigkeit v_k überschritten wird, Bild 1-38. Bei der wichtigen Werkstoffgruppe »Stahl« unterscheidet man die
 - v_{uk} : **untere** (Martensit entsteht erstmals in nachweisbaren Mengen) und
 - v_{ok} : die **obere kritische Abkühlgeschwindigkeit** (der Austenit wandelt vollständig in Martensit um).

Die kritische Abkühlgeschwindigkeit wird durch Kohlenstoff und nahezu alle anderen Legierungselemente erniedrigt, weil die Martensitbildung erschwert wird, wie Bild 1-38 zeigt. Legierungselemente haben meistens einen wesentlich größeren Atomdurchmesser als Kohlenstoff, sie behindern also in erster Linie dessen Beweglichkeit im Gitter. Mit zunehmender Umwandlungsträgheit des Austenits wird die Härbarkeit des Stahles verbessert (genauer die »Einhärtungstiefe« nimmt zu), da seine kritische Abkühlgeschwindigkeit verringert wird.

Die in der Härtertechnik erwünschte große Härtebarkeit der Stähle verringert aber entscheidend ihre Schweißbeignung, weil der austenitisierte Teil der Wärmeeinflusszone beim Abkühlen leicht in harten, rissanfälligen Martensit umwandeln kann. Die Abkühlgeschwindigkeit der austenitisierten Bereiche der Wärmeeinflusszonen von Schweißverbindungen (Abschn. 4.1.3, S. 310) kann dann in den meisten Fällen wesentlich größer werden als die kritische Abkühlgeschwindigkeit des Stahles, und die Martensitbildung ist unvermeidbar. In vielen Fällen ist damit eine ausgeprägte Rissbildung in der WEZ verbunden.

Der Bildungsmechanismus des Martensits ist außerordentlich komplex und bis heute noch nicht in allen Einzelheiten geklärt. Das gilt vor allem für die Entstehung des Lanzettmartensit. Die Umwandlung des kfz Austenits in den (annähernd krz) Martensit bei

Eisen-Kohlenstoff-Legierungen erfolgt diffusionslos und extrem schnell über eine kooperative Scherbewegung von Atomgruppen bei tiefen Temperaturen (beginnend bei der Temperatur $T \leq M_s$), d. h. großer Unterkühlung. Die von den einzelnen Atomen während der Martensitbildung zurückgelegte Weg ist kleiner als die Gitterkonstante. Der Martensit hat daher die gleiche Zusammensetzung wie der Austenit.

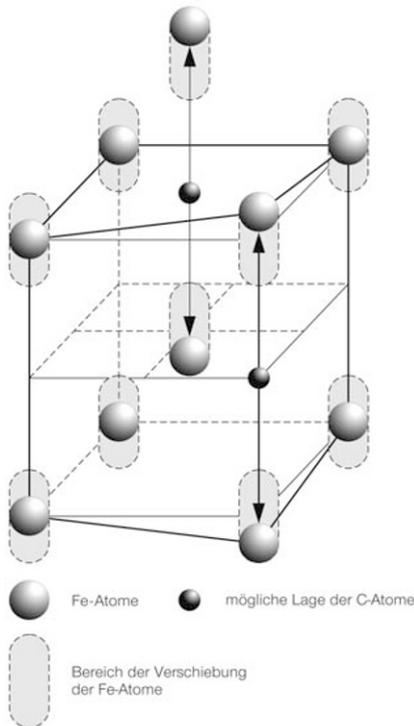


Bild 1-39
Lage des im tetragonal verzerrten α -Gitters zwangsgelösten Kohlenstoffs bei der Martensitbildung in Fe-C-Legierungen, nach Lipson und Parker.

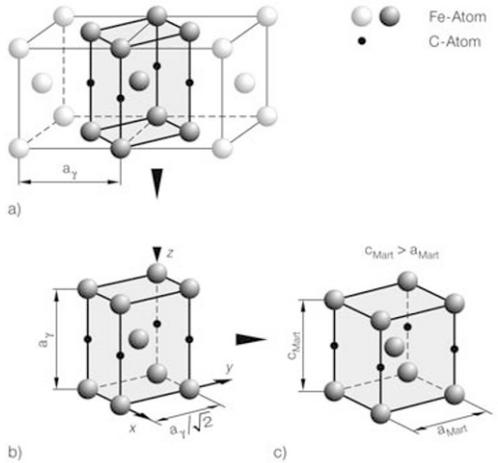


Bild 1-40
Entstehung des Martensitgitters aus dem kfz Gitter nach Bain.

- a) Die im kfz Gitter »vorgezeichnete« rz Zelle
- b) wird durch Stauchen in der z- und Dehnen in den x- und y-Richtungen
- c) in die trz – nicht krz! – des Martensits überführt, weil der eingelagerte C das raumzentrierte (rz) Gitter in z-Richtung aufweitet ($c_{Mart} > a_{Mart}$).

Der im kfz Gitter gelöste Kohlenstoff bleibt nach der Umwandlung im Gitter des Martensits zwangsgelöst und erzeugt zusammen mit der niedrigen Umwandlungstemperatur erhebliche (Umwandlungs-)Spannungen, d. h. hohe Härten, Bild 1-39. Das Martensitgitter wird durch den eingelagerten Kohlenstoff verzerrt, es ist also nicht mehr kubisch-, sondern tetragonal-raumzentriert (trz), Bild 1-40. Wie in Abschn. 2.6.3.2, S. 160, beschrieben, kann der beobachtete extreme Härteanstieg aber nicht allein mit dieser »Mischkristallverfestigung« erklärt werden. Die eigentliche Ursache der Martensithärte sind Vorgänge während der Umwandlung, die weiter unten beschrieben werden.

Eine der ältesten Theorien zur Martensitbildung ist der sehr anschauliche *Bain-Mechanismus*, Bild 1-40. Man erkennt, dass im kfz Gitter bereits eine raumzentrierte Zelle (rz) »virtuell« vorgebildet ist. Die Abmessungen des krz Martensitgitters lassen sich durch Stauchen des Gitters in der z-Richtung (etwa 20 %) und Dehnen in den anderen (etwa 12 %) erreichen. Die *gitterverändernde Verformung* bei der Umwandlung des Austenits in den Martensit ist mit dem *Bain-Modell* zu treffend beschreibbar.

Aus geometrischen Gründen muss weiterhin während der Umwandlung an der Phasengrenze Austenit/Martensit eine Gitterebene unverzerrt und ungedreht (invariant) bleiben. Diese sog. *Habitusebene* ist aber bei der einfachen *Bain-Umwandlung* nicht vorhanden! Die bei der gitterverändernden Deformation an der Phasengrenze Austenit/Martensit entstehenden Verformungen müssten zu einer makroskopisch sichtbaren *Gestaltänderung* (nicht Volumenänderung!) führen, die aber tatsächlich nicht beobachtet wird. Es sind also *formerhaltende Gitterverzerrun-*

gen notwendig (Gleitung oder Zwillingsbildung), die der treibenden Kraft der Umwandlung entgegenwirken, Bild 1-41. Das Ergebnis ist vor allem bei den höher gekohlten Stählen ein stark fehlgeordnetes Gefüge (Zwillinge, Versetzungen), das die entscheidende Ursache für die beobachtete, extreme Martensithärte ist.

Die gebildete Martensitmenge ist bei diesem *athermischen*, d. h. thermisch nicht aktivierbaren Umwandlungsmechanismus daher *nur* von der Größe der Unterkühlung abhängig. Diese erzeugt die für eine weitere Umwandlung notwendige plastische Verformung (s. a. Abschn. 1.5.2).

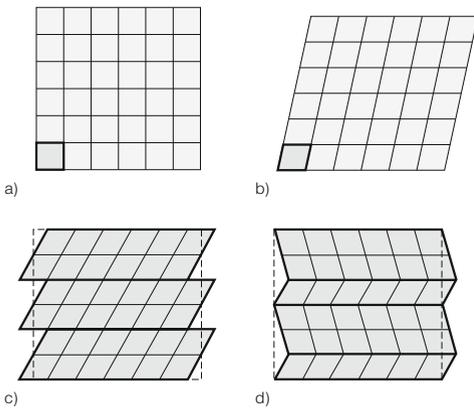
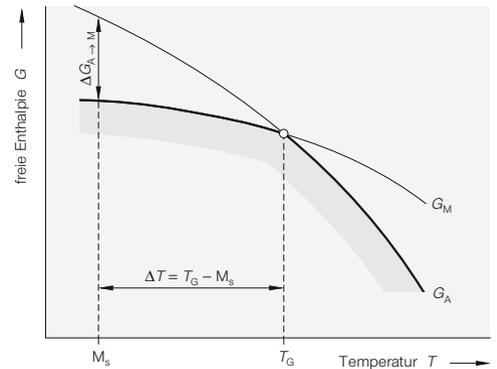


Bild 1-41
Verformungsvorgänge bei der Martensitbildung, nach Bilby und Christian.

- a) Kfz Gitterebene mit eingezeichneter Elementarzelle, unverformt.
- b) Das trz Gitter ist nicht allein durch eine homogene, elastische Scherung erzeugbar.
- c) Zum Erzeugen der Habitusebene und zum Erhalten der Form sind Verformungen erforderlich, die entweder durch Gleitprozesse oder
- d) durch den Mechanismus der Zwillingsbildung erzeugt werden können.



G_M (G_A)	Volumenenthalpie des Martensits (Austenits)
T_G	Gleichgewichtstemperatur (Martensit/Austenit)
ΔT	Unterkühlung
M_s	Martensitstarttemperatur

Bild 1-42
Abhängigkeit der freien Enthalpie der Phasen Austenit und Martensit eines Stahls von der Temperatur, schematisch, nach Vöhringer und Macherauch.

Dieses für die Martensitbildung typische Umwandlungsverhalten lässt sich mit Hilfe der freien Enthalpie sehr anschaulich darstellen, Bild 1-42. Keimbildung und Keimwachstum des Martensits erfolgen erst nach der Bereitstellung einer entsprechend großen Energie $\Delta G_{A \rightarrow M}$, d. h. nach einer erheblichen Unterschreitung der Gleichgewichtstemperatur T_G um ΔT bei M_s .

Die Martensitbildung beginnt bei einer *bestimmten* Temperatur und endet bei einer von der chemischen Zusammensetzung abhängigen *bestimmten* Temperatur:

- M_s = *Martensite starting temperature* (Beginn),
- M_f = *Martensite finishing temperature* (Ende).

Mit zunehmendem Kohlenstoff- und Legierungsgehalt im Austenit wird die Martensitbildung erschwert, da die aufzuwendende plastische Verformung für die erforderliche Gitterstauchung von etwa 20 % wegen der größer werdenden tetragonalen Verzerrung zunimmt. Ebenso wie v_{ok} muss also auch die M_s -Temperatur abnehmen.

Die Martensithärte, d. h., die Höchst Härte des Stahles, hängt ausschließlich von der Menge des zwangsgelösten Kohlenstoffs ab, Bild 1-43. Legierungselemente erniedrigen die kritische Abkühlgeschwindigkeit, erleichtern demnach den technischen Härteprozess, beeinflussen aber im großen Umfang das Umwandlungsverhalten des Austenits d. h. die Art und die Menge und damit auch die Eigenschaften der entstehenden Gefügebestandteile (Abschn. 2.5.3, S. 145).

Aus den bisherigen Ergebnissen lassen sich einige wesentliche Informationen über das zu erwartende Schweißverhalten umwandlungsfähiger Stähle ableiten:

- Die Härte (Fehlordnungssystem, Gitterverspannung) und damit die Rissneigung eines martensitischen Gefüges nimmt mit dem Kohlenstoffgehalt zu, Bild 1-43.

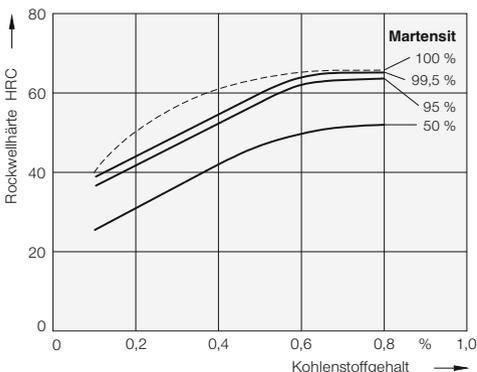


Bild 1-43
Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Höchst Härte unlegierter und legierter Stähle für unterschiedliche Martensitgehalte, nach Burns, Moore, Archer.

- Legierungselemente und Kohlenstoff verringern die kritische Abkühlgeschwindigkeit, Bild 1-38, d. h., sie erhöhen die Gefahr einer Martensitbildung in den austenitierten Bereichen der Wärmeeinflusszonen von Schweißverbindungen.
- Bei unlegierten Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt ($\leq 0,2\%$) sind die kritischen Abkühlgeschwindigkeiten i. Allg. wesentlich größer, als die bei halbwegs fachgerechten Fertigungsbedingungen entstehenden Abkühlgeschwindigkeiten im Schweißteil. Eine Martensitbildung ist daher ebenso wie die Entstehung von Kaltrissen praktisch ausgeschlossen. Sollte sich durch ungeeignete Einstellwerte oder eine falsche Wärmebehandlung (z. B. keine Vorwärmung!) bei diesen Stählen Martensit gebildet haben, so ist ein Versagen durch Rissbildung trotzdem unwahrscheinlich, da dieser zwar hart, aber erstaunlich rissicher ist. Diese Tatsache ist die Grundlage für die Entwicklung der schweißgeeigneten vergüteten Baustähle, Abschn. 2.7.6.3, S. 197.



Bild 1-44
Mikroaufnahme eines martensitischen Gefüges. Werkstoff: CuAl12, Wärmebehandlung: 900 °C/30' / Eiswasser, V = 250:1, Eisenchlorid, BAM.

Martensitische Umwandlungen werden auch in anderen Legierungen beobachtet, z. B. bei Ti, Fe-Ni, Cu-Sn, Cu-Al, Bild 1-44. Eine wichtige Besonderheit der martensitischen Ge-

füge ist ihre bei kleineren Kohlenstoffgehalten *lanzettförmige*, Bild 2-17, S. 142, bei höheren *plattenförmige* Erscheinungsform, Bild 1-45. Sie beruht auf der bei tiefen Temperaturen ablaufenden athermischen Bildung des Martensits, die zu einem extrem schnellen, »schlagartigen« Wachstum der Martensitnadeln führt.

1.5 Thermisch aktivierte Vorgänge

1.5.1 Diffusion

Jede Zustandsänderung in einem festen Körper verläuft unter Abnahme der (freien) Enthalpie G . Sie erreicht im thermodynamischen Gleichgewicht ein Minimum, Bild 1-46. *Metastabile Zustände* sind durch relative Energieminima gekennzeichnet. Es ist bemerkenswert, dass Zustandsänderungen (z. B. von x_1 nach x_2) das Überschreiten einer Energiebarriere erfordern. Dem Körper muss also eine bestimmte Energie Q_A zugeführt werden, um den Vorgang zu aktivieren. Die Größe Q_A wird daher auch *Aktivierungsenergie* genannt, s. Abschn. 1.4.1.1. Sie kann z. B. durch Temperaturerhöhung oder Kaltverformung aufgebracht werden.

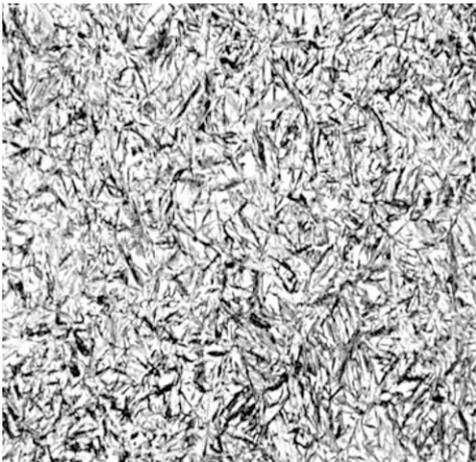


Bild 1-45
Mikroaufnahme eines »nadelförmigen« Martensits mit größeren Anteilen von Lanzettmartensit, s. a. Bild 2-17, S. 142. Werkstoff C60, Wärmebehandlung: 830 °C/25' / Wasser, V = 1000:1, BAM.

Die Bezeichnung metastabiler Zustand ist nicht gleichzusetzen mit geringer Stabilität. Diese ist ausschließlich von der Größe der Aktivierungsenergie abhängig, also von der Neigung des Körpers, seinen gegenwärtigen Zustand ändern zu wollen. Ein typisches Beispiel ist die metastabile Verbindung Fe_3C . Die Aktivierungsenergie zum Erzeugen des stabilen Zustandes »Kohlenstoff« ist so groß, dass sich bei den meisten technischen Anwendungsfällen die Verbindung als ausreichend stabil erweist.

Die für jede Zustandsänderung notwendigen Platzwechselforgänge werden daher als *thermisch aktiviert* bezeichnet. Mit Ausnahme der Martensitbildung sind bei praktisch allen Phasenänderungen Platzwechsel der beteiligten Atomsorten erforderlich, Abschn. 1.4. Diese stark temperaturabhängige Wanderung der Atome, Ionen und anderer Teilchen wird *Diffusion* genannt.

Die Diffusion verläuft in homogenen Werkstoffen richtungslos. Diese statistisch ungeordnete Bewegung wird *Selbstdiffusion* genannt. In inhomogenen Körpern entsteht aber durch das Bestreben nach einem Konzentrationsausgleich eine gerichtete Teilchenbewegung (= *stationär*), die in der Regel mit einem merklichen Massentransport verbunden ist. Quantitativ wird dieser Vorgang mit dem *ersten Fickschen Gesetz* beschrieben:

$$J = \frac{dm_A}{dt} = -D \cdot \frac{dc_A}{dx} \cdot S \quad [1-10]$$

J ist der auf die Zeiteinheit bezogene Materialfluss der Teilchen A ($dm_A/dt = \dot{m}_A$), der durch eine Fläche (S) senkrecht zur Diffusionsrichtung bei einem Konzentrationsgefälle (dc_A/dx) wandert, Bild 1-47. D ist der für das Metall charakteristische, konzentrationsunabhängige Diffusionskoeffizient, für den die *Arrhenius-Gleichung* gilt:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_A}{RT}\right) \quad [1-11]$$

D_0 = Diffusionskonstante,
 Q_A = Aktivierungsenergie des Diffusionsvorganges in J/mol,
 R = Gaskonstante = 8,314 J/K·mol,
 T = Temperatur in K.

Die Aktivierungsenergie ist ein Maßstab für die Schwierigkeit, den Diffusionsvorgang einzuleiten. D_0 ist die Diffusionskonstante, die die Schwingungsfrequenz, d. h. die Eigenbeweglichkeit der Atome kennzeichnet.

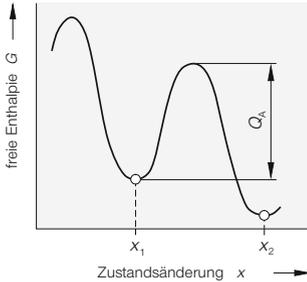


Bild 1-46
Abhängigkeit der freien Enthalpie G von der Zustandsänderung x , Q_A = Aktivierungsenergie. Q_A ist erforderlich, um die Zustandsänderung z. B. von x_1 nach x_2 einzuleiten, d. h. sie zu aktivieren.

Die Platzwechselmechanismen der Atome in Festkörpern sind in Bild 1-48 dargestellt. Danach ist der direkte Platzwechsel (z. B. in einem idealen Gitter) aus energetischen Gründen unwahrscheinlich, weil die Aktivierungsenergie für diesen Vorgang zu groß ist. Einfacher kann eine Atomumordnung über Leerstellen erfolgen. Ihre Anzahl und die Schwingungswerten der Atome nehmen mit der Temperatur zu, die Diffusion wird erleichtert. Der Zwischengittermechanismus ist umso wirksamer, je kleiner die Durchmesser der eingelagerten Atome im Vergleich zu den Matrixatomen sind. Eine Diffusion nach diesem

Mechanismus könnte auch in völlig »fehlerfreien« Werkstoffen ablaufen. Damit wird z. B. auch die extreme Wirkung des Wasserstoffs wenigstens z. T. verständlich. Wasserstoff besitzt den kleinsten Atomdurchmesser aller Elemente, es kann daher bei gegebener Temperatur und Zeit größere Bereiche des Werkstoffs durchdringen (und damit schädigen) als jede andere Atomsorte.

Bei sonst gleichen Bedingungen wird die Diffusion der Atome mit abnehmender Aktivierungsenergie erleichtert. Aus diesem Grund ist die Beweglichkeit der Atome auf Netzebenen im Gitterverband gering, im Korngrenzenbereich größer und auf freien Oberflächen am größten. Auf dieser Tatsache beruht z. B. die Möglichkeit, Ausscheidungen und Verunreinigungen im Bereich der Korngrenzen mit einer Wärmebehandlung lösen zu können, ohne dass die Eigenschaften des Gefüges merklich verändert werden. Die möglichst gleichmäßige Verteilung der Korngrenzsubstanz in der Matrix verbessert die Gütewerte des Werkstoffs erheblich⁴⁾.

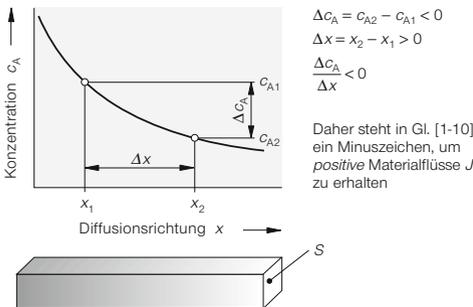


Bild 1-47
Zur Ableitung des durch Diffusionsvorgänge entstehenden Materialflusses J . c_A ist die Konzentration der diffundierenden Substanz »A«.

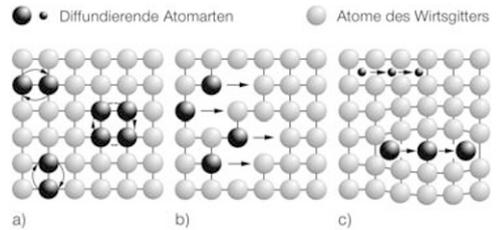


Bild 1-48
Platzwechselmechanismen im Gitter:
a) Direkter Platzwechsel,
b) Leerstellenmechanismus,
c) Zwischengittermechanismus.

Es ist verständlich, dass die Packungsdichte die Beweglichkeit der Atome im Gitter entscheidend beeinflusst. Die Selbstdiffusion und die Diffusion von Legierungselementen ist im kfz γ -Fe größenordnungsmäßig um

⁴⁾ Die Vorgänge laufen in der beschriebenen Form allerdings nur dann ab, wenn die Korngrenzsubstanz bei der gewählten Glüh-Temperatur löslich ist. Anderenfalls tritt eine Koagulation ein, wodurch die Gütewerte in den meisten Fällen aber auch verbessert werden.

den Faktor 100 bis 1000 kleiner als im krz α -Fe. Bei hohen Betriebstemperaturen ist daher die Verwendung der thermisch weniger stabilen krz Werkstoffe nicht empfehlenswert, da bei ihnen thermisch aktivierte Platzwechsel, d. h. Kriechvorgänge, sehr viel leichter stattfinden können.

Den »mittleren« Diffusionsweg x_m kann man mit der Beziehung abschätzen:

$$x_m = \sqrt{D \cdot t}. \tag{1-12}$$

D = Diffusionskoeffizient in cm^2/s ,
 t = Glühzeit in s.

Es ist beachtenswert, dass die maximale Eindringtiefe grundsätzlich nicht mehr als einige $\sqrt{D \cdot t}$ beträgt. Für

$$x_{\max} \geq 3 \cdot \sqrt{D \cdot t} \geq 3 \cdot x_m \tag{1-13}$$

bleibt z. B. abhängig von der Glühzeit t , dem Diffusionskoeffizienten D – und damit auch der Temperatur T – die Konzentration c des diffundierenden Elementes annähernd konstant, d. h., in größeren Tiefen als x_{\max} finden praktisch keine Diffusionsvorgänge mehr statt, s. a. Bild 1-49.

Beispiel 1-3:

Es ist die mittlere Eindringtiefe x_m des Kohlenstoffs in γ -Eisen beim Aufkohlen ($T_{\text{Aufk}} = 1000^\circ\text{C}$, Glühzeit $t = 10\text{ h}$) zu berechnen. Der Diffusionskoeffizient im γ -Eisen beträgt bei 1000°C etwa $4 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$.

Bei einer Glühzeit von 10 h ($\approx 4 \cdot 10^4\text{ s}$) ergibt sich x_m gemäß Gl. [1-12] zu:

$$x_m = \sqrt{4 \cdot 10^{-7} \frac{\text{cm}^2}{\text{s}} \cdot 4 \cdot 10^4 \text{ s}} \approx 0,13 \text{ cm}.$$

In einem Abstand von $x_{\max} \geq 3 \cdot x_m \approx 0,39\text{ cm}$ (gemessen von der Phasengrenze aufkohlendes Mittel/Werkstück) bleibt die dort vorhandene Kohlenstoffkonzentration bei einer Glüh-temperatur von 1000°C und einer Glühzeit von $\leq 4 \cdot 10^4\text{ s}$ völlig ungeändert.

Bei Kenntnis von D_0 und Q_A lässt sich der Diffusionskoeffizient D nach Gl. [1-11] in Abhängigkeit von der Temperatur genauer berechnen.

Mit aus Tabellenwerken entnehmbaren Werten für $Q_A = 137700\text{ J/mol}$ und $D_0 = 0,23\text{ cm}^2/\text{s}$, ergibt sich D bei $T = 1000 + 273 = 1273\text{ K}$ zu:

$$D = 0,23 \cdot \exp\left(-\frac{137700}{8,314 \cdot 1273}\right) = 5,14 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}.$$

Beispiel 1-4:

Es ist die maximale Eindringtiefe des Nickels (sie ist geringer als die Hälfte der sog. Diffusionsschichtdicke, s. a. Aufgabe 3-4, S. 291) beim Löten (Arbeitstemperatur $T_A \approx 1000^\circ\text{C}$) eines austenitischen Cr-Ni-Stahls mit einem Nickelbasislot (z. B. NI 103) abzuschätzen. Mit $Q_{\text{A(Ni} \rightarrow \text{kfz Fe)}} = 267900\text{ J/mol}$ und der Diffusionskonstanten $D_{\text{0(Ni} \rightarrow \text{kfz Fe)}} = 4,1\text{ cm}^2/\text{s}$ ergibt sich bei einer Löt-dauer von 120 s der Wert D für die Diffusion von Ni im kfz Eisengitter nach Gl. [1-11] zu:

$$D = 4,1 \cdot \exp\left(-\frac{267900}{8,314 \cdot 1273}\right) = 4,17 \cdot 10^{-11} \text{ cm}^2/\text{s}.$$

Aus Gl. [1-13] ergibt sich x_{\max} zu:

$$x_{\max} = 3 \cdot \sqrt{D \cdot t} = 3 \cdot \sqrt{4,17 \cdot 10^{-11} \frac{\text{cm}^2}{\text{s}} \cdot 120 \text{ s}}$$

$$x_{\max} = 3 \cdot 71 \cdot 10^{-6} \text{ cm} = 3 \cdot 0,71 \cdot 10^{-6} \text{ m} \approx 2 \mu\text{m}.$$

Die Eindringtiefe der Atome liegt beim (Hart-)Löten erfahrungsgemäß im Bereich einiger μm . Der berechnete Wert gibt die zu erwartende Größenordnung für x_{\max} damit näherungsweise »richtig« an.

1.5.1.1 Nichtstationäre Diffusionsvorgänge

Dynamische, d. h., nichtstationäre Vorgänge lassen sich mit dem wesentlich komplizierteren zweiten Fickschen Gesetz, Gl. [1-14], beschreiben:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \cdot \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}. \tag{1-14}$$

Für verschiedene nichtstationäre Prozesse existieren Lösungen der Differentialgleichung Gl. [1-14] unter Berücksichtigung prozessstypischer spezieller Randbedingungen. Eine für den Aufkohlungsprozess von Stählen gültige Lösung ist z. B.:

$$\frac{c_s - c_{x,t}}{c_s - c_0} = \text{erf}\left(\frac{x}{2 \cdot \sqrt{D \cdot t}}\right) = \text{erf}(\zeta). \tag{1-15}$$

In Gl. [1-15] bedeuten:

- c_s = Konstante Ausgangskonzentration der Atomsorte A an der Werkstückoberfläche,
- c_0 = gleichmäßige Konzentration der diffundierenden Atome A im Werkstoff,
- $c_{x,t}$ = Konzentration der Atomsorte A im Abstand x von der Werkstückoberfläche zur Zeit t ,
- $\text{erf}(\zeta)$ = nichtelementares Gausssches Fehlerintegral (= Errorfunktion, liegt tabelliert vor).

Damit lässt sich die Konzentration einer diffundierenden Substanz im Bereich der Oberfläche in Abhängigkeit vom Abstand x und der Zeit t berechnen. Voraussetzung für die Gültigkeit ist die Konstanz des Diffusionskoeffizienten D und der Konzentrationen c_s und c_0 .

Beispiel 1-5:

Die Oberfläche eines unlegierten Kohlenstoffstahls ($c_0 = 0,1\% C$) soll in einer kohlenstoffhaltigen Atmosphäre mit $c_s = 1,1\% C$ bis zu einer Tiefe von annähernd $x_a = 1\text{ mm} = 0,1\text{ cm}$ auf $c_{x,t} = 0,5\% C$ aufgekohlt werden. Der Prozess soll bei verschiedenen Temperaturen stattfinden. Aus Gl. [1-15] ergibt sich:

$$\frac{c_s - c_{x,t}}{c_s - c_0} = \frac{1,1 - 0,5}{1,1 - 0,1} = 0,6 = \operatorname{erf}\left(\frac{1 \cdot 10^{-1}}{2 \cdot \sqrt{D \cdot t}}\right) = \operatorname{erf}(\zeta).$$

Aus $\operatorname{erf}(\zeta) = 0,6$ folgt $\zeta = \left(\frac{0,5 \cdot 10^{-1}}{\sqrt{D \cdot t}}\right) = 0,5912$.

Damit wird: $\frac{0,25 \cdot 10^{-2}}{D \cdot t} = 0,35$; $D = \frac{0,714 \cdot 10^{-2}}{t}$.

Für Kohlenstoff in γ -Eisen ist $D_0 = 0,23\text{ cm}^2/\text{s}$ und $Q_A = 137\,700\text{ J/mol}$. Damit wird gemäß Gl. [1-11]:

$$D = 0,23 \cdot \exp\left(-\frac{16\,562}{T}\right) \text{ cm}^2/\text{s}.$$

Durch Gleichsetzen der beiden Beziehungen für D ergibt sich die gesuchte Abhängigkeit $t = f(T)$ zu:

$$\frac{0,714 \cdot 10^{-2}}{t} = 0,23 \cdot \exp\left(-\frac{16\,562}{T}\right)$$

$$t = 0,031 \cdot \exp\left(\frac{16\,562}{T}\right) \text{ s}.$$

Mit diesen Angaben können verschiedene Wärmebehandlungsvorschriften (aber Entstehung von Grobkorn beachten!) ermittelt werden, z. B.:

$$T = 900^\circ\text{C} = 1173\text{ K}, \quad t = 42007\text{ s} = 11,67\text{ h},$$

$$T = 1100^\circ\text{C} = 1373\text{ K}, \quad t = 5372\text{ s} = 1,49\text{ h}.$$

Der Konzentrationsverlauf in Abhängigkeit von der Aufkohlungstiefe bei verschiedenen Wärmebehandlungszeiten t_i ist in Bild 1-49 dargestellt.

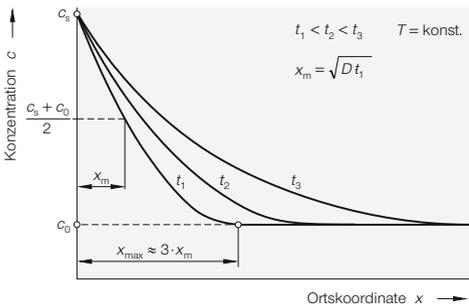


Bild 1-49

Konzentrationsverläufe des diffundierenden Kohlenstoffs (Beispiel 1-5) für drei unterschiedliche Zeiten $t_1 < t_2 < t_3$ bei $T = \text{konst.}$ in einem halbbunendlichen Stab. Die Oberflächenkonzentration beträgt während des gesamten Prozesses $c = c_s$.

In manchen Fällen ist die Kenntnis der zum Homogenisieren einer inhomogenen Legierung erforderlichen Zeit notwendig. Die Änderung der Konzentration c_A des Legierungselements A im Gefüge lässt sich im einfachsten Fall mit einem sinusförmigen Verlauf beschreiben, Bild 1-50.

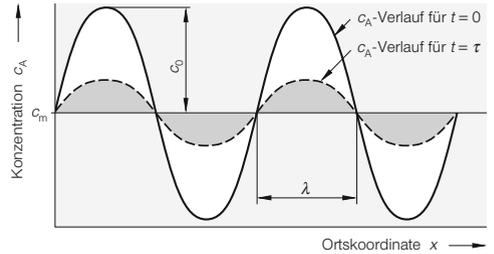


Bild 1-50

Konzentrationsänderung bei einem sinusförmigen Verlauf der Konzentration c_A .

Zur Zeit $t = 0$ ist das Konzentrationsprofil c_A der Atomsorte A durch die Beziehung gegeben:

$$c_A = c_m + c_0 \cdot \sin\left(\frac{\pi x}{\lambda}\right). \quad [1-16]$$

Hierin bedeuten c_m die mittlere Konzentration, c_0 die Amplitude der ursprünglichen Konzentration und λ die halbe »Wellenlänge«. $2 \cdot \lambda$ entspricht etwa dem mittleren Dendritenabstand. Unter der Annahme, dass $D = D_A$ unabhängig von der Konzentration ist, ergibt die Lösung der Gl. [1-14] für diesen Fall:

$$c_A = c_m + c_0 \cdot \sin\left(\frac{\pi x}{\lambda}\right) \cdot \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right). \quad [1-17]$$

In Gl. [1-17] ist τ eine Konstante, die auch als *Relaxationszeit* bezeichnet wird. Für diese gilt:

$$\tau = \frac{\lambda^2}{\pi^2 \cdot D_A}. \quad [1-18]$$

Die maximale Amplitude des Konzentrationsverlaufs c_{\max} ergibt sich für $x = \lambda/2$ zu:

$$c_0 = c_{\max} = \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right). \quad [1-19]$$

Nach einer Glühzeit von z. B. $t = \tau$ wird gemäß Gl. [1-19] $c_{\max} = 1/e = 1/2,71 = 0,37$, für eine Glühzeit von $t = 2 \cdot \tau$ wird $c_{\max} = 1/e^2 = 0,14$. Der Verlauf für $t = \tau$ ist in Bild 1-50 als gestrichelte Linie dargestellt. Gl. [1-18] lässt erkennen, dass der Prozess der Homogenisierung quadratisch von der »Wellenlänge« λ des Konzentrationsprofils abhängt. Ein Konzentrationsausgleich ist daher bei den großvolumigen Blockseigerungen wirtschaftlich nicht erreichbar.

Beispiel 1-6:

Die Ni-Cu-Legierung NiCu60 soll bei 1250°C homogenisiert werden (s. Bild 5-18, S. 519). Aus Schlifffildern wird ein mittleres λ von $0,1\text{ mm} = 0,01\text{ cm}$ ent-

nommen. Es ist die Glühzeit für $t = 2 \cdot \tau$ zu berechnen. Die Amplitude der Cu-Konzentration soll also auf etwa 14% der ursprünglichen Höhe (c_0) abnehmen.

Zunächst ist der Diffusionskoeffizient $D_{Cu \rightarrow Ni}$ von Cu in Ni zu bestimmen. Aus Tabellenwerken entnimmt man $Q_A = 257\,500\text{ J/mol}$ und $D_0 = 0,65\text{ cm}^2/\text{s}$. Damit erhält man mit $T = 1250 + 273 = 1523\text{ K}$ aus Gl. [1-11] den Diffusionskoeffizienten $D_{Cu \rightarrow Ni}$:

$$D_{Cu \rightarrow Ni} = 0,65 \cdot \exp\left(-\frac{257\,500}{8,314 \cdot 1523}\right) = 9,57 \cdot 10^{-10} \frac{\text{cm}^2}{\text{s}}$$

Das gesuchte τ wird aus Gl. [1-18] berechnet zu:

$$\tau = \frac{\lambda^2}{\pi^2 \cdot D_{Cu \rightarrow Ni}} = \frac{10^{-4} \cdot 10^{10}}{9,87 \cdot 9,57} = 1,06 \cdot 10^4 \text{ s} \approx 3 \text{ h}$$

Der gewünschte Verlauf der Cu-Konzentration ergibt sich nach einer Glühzeit von $t = 2 \cdot \tau = 6\text{ h}$. Bei einem λ von nur 1 mm ergäbe sich der völlig unrealistische Wert von $t = 600\text{ h}$!

Die Diffusionsvorgänge im Bereich der »Bindestelle« einer stoffschlüssigen Verbindung aus zwei unterschiedlich zusammengesetzten Werkstoffen mit den Konzentrationen c_1 und c_2 werden mit der folgenden speziellen Lösung der Gl. [1-14] berechnet:

$$c(x; t) = \left(\frac{c_1 + c_2}{2}\right) - \left(\frac{c_1 - c_2}{2}\right) \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2 \cdot \sqrt{D \cdot t}}\right) \quad [1-20]$$

Beispiel 1-7:

Ein Stab aus Armco-Eisen ($c_2 = 0\%$) wird mit einem Stab aus Vergütungsstahl ($c_1 = 0,4\%$) verschweißt. Welchen C-Gehalt hat der Armco-Stab bei $x = 1\text{ mm}$ nach einer Glühbehandlung $T = 1273\text{ K}$; $t_2 = 10\text{ h}$?

Mit $D = 5,14 \cdot 10^{-7}\text{ cm}^2/\text{s}$ aus dem Beispiel 1-3, S. 40, erhält man mit Gl. [1-20] bei $x = 0,1\text{ cm}$ und $t_2 = 10\text{ h} = 36000\text{ s}$ die Konzentration $c(0,1; 36000) = c_M$:

$$c_M = 0,2 - 0,2 \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{0,1}{2 \cdot \sqrt{5,14 \cdot 3,6 \cdot 10^{-3}}}\right) = 0,12\%$$

Den Verlauf der C-Konzentration zeigt Bild 1-51.

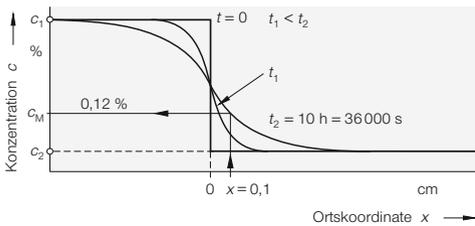


Bild 1-51
Konzentrationsverläufe c_1 und c_2 eines diffundierenden Elementes in zwei halbumhüllenden Stäben (verbunden z. B. durch Schweißen) für zwei unterschiedliche Zeiten $t_1 < t_2$. Zahlenwerte s. Text zu Beispiel 1-7.

1.5.2 Erholung und Rekristallisation

Die z. T. extreme Zunahme der Anzahl der Versetzungen als Folge einer Kaltverformung (Kaltverfestigung) führt zu einschneidenden Änderungen vieler Werkstoffeigenschaften. Die sehr wichtige technologische Eigenschaft Schweißbeugung z. B. wird in erster Linie durch den starken Anstieg der Festigkeit und Härte und den erheblichen Abfall der Zähigkeitswerte beeinträchtigt.

Beim Schweißen kaltverformter Werkstoffe werden daher in bestimmten Bereichen neben der Schweißnaht die Eigenschaften des kaltverformten Werkstoffes durch die Rekristallisation weitgehend verändert (s. Abschn. 1.3). Im Wesentlichen beruhen die Schweißprobleme also auf der Entstehung eines Gefügekontinuums mit extrem unterschiedlichen und ungünstigen mechanischen Gütewerten. Bei unlegierten Stählen muss außerdem mit dem Auftreten der zähigkeitsvermindernden *Verformungsalterung* gerechnet werden (Abschn. 3.2.1.2, S. 240).

Als Folge der plastischen Verformung wird Energie im Werkstoff gespeichert, die im Wesentlichen aus der Verformungsenergie und der Verzerrungsenergie der Versetzungen besteht. Nach einer ausreichenden thermischen Aktivierung (z. B. Erhöhen der Temperatur) wird nach Überschreiten einer Schwellentemperatur der Energiegehalt des instabilen Gefüges abgebaut. Der Werkstoffzustand nähert sich dadurch dem thermodynamischen Gleichgewichtszustand. Sämtliche durch das Kaltverformen hervorgerufenen Änderungen der Eigenschaften werden rückgängig gemacht. Das geschieht in mehreren Stufen:

- Erholung,
- Rekristallisation,
- Kornwachstum.

Während der *Erholung* werden die mechanischen Gütewerte kaum geändert, die physikalischen Eigenschaften erreichen im Wesentlichen die vor der Kaltverformung vorhandenen Werte. Die Zahl der Versetzungen bleibt weitgehend erhalten, sie lagern sich aber durch thermisches Aktivieren in energieärmere Zustände um (Abschn. 1.2.2.1).

Die mechanischen Gütewerte ändern sich erst oberhalb der *Rekristallisationstemperatur* T_{Rk} , bei der sich neue, unverformte (also weiche), energiearme Körner zu bilden beginnen. Bild 1-52 zeigt schematisch die Änderung der Bruchdehnung und der Zugfestigkeit von Reinkupfer in Abhängigkeit vom *Kaltverformungsgrad* φ und der Glüh-temperatur T .

Die treibende Kraft der der Primärkristallisation vergleichbaren Rekristallisation ist die Verzerrungsenergie der Versetzungen, deren Anzahl dabei auf den Wert vor der Kaltverformung fällt. Eine genauere Untersuchung zeigt, dass die auf das Werkstück übertragene *Arbeit* die maßgebende Größe der Rekristallisation ist. Da der Werkstoff nicht gleichmäßig verformt wird, wirken die besonders stark verformten Bereiche (*»Kerne«*) als Keime für den Rekristallisationsvorgang, Bild 1-53. Ihre Anzahl nimmt mit steigendem Verformungsgrad zu. Ausgehend von diesen Kernen wird das verformte Gefüge durch die wachsenden

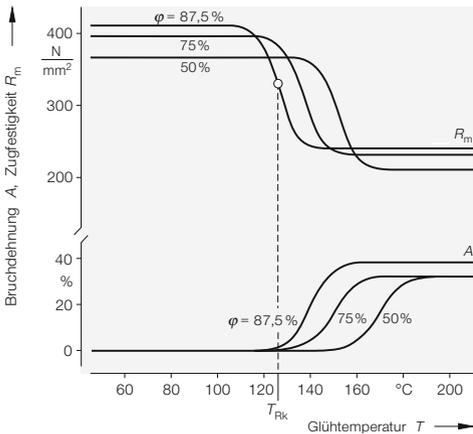


Bild 1-52

Einfluss der Glüh-Temperatur T auf die Zugfestigkeit R_m und die Bruchdehnung A von kaltverformtem Kupferdraht, Glühzeit $t = 1$ h, nach Smart, Smith und Phillips. Als Beispiel wurde die Rekristallisationstemperatur T_{Rk} für $\varphi = 87,5\%$ eingetragen.

T_{Rk} kann mit verschiedenen Kriterien definiert bzw. ermittelt werden:

- 1) Die ersten rekristallisierten Körner sind z. B. metallografisch nachweisbar.
- 2) Die Differenz der Festigkeit (Härte) im verformten und nichtverformten Werkstoff ist auf die Hälfte gefallen. Diese Methode wurde hier angewendet.

Körner des rekristallisierenden Gefüges ersetzt, ähnlich wie bei der Primärkristallisation die Schmelze durch Kristallite. Der Vorgang ist beendet, wenn sich die Körner gegenseitig berühren.

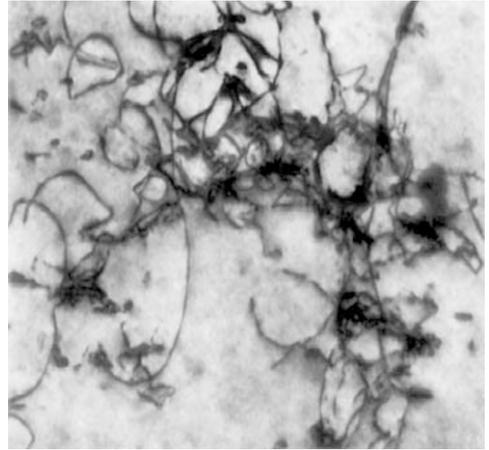


Bild 1-53

Zellartige Versetzungsanordnung in einem kaltverformten Stahl Ck 10, $\varphi = 10\%$, $V = 35000:1$, BAM.

Korngröße und Kornform des rekristallisierten und des kaltverformten Gefüges können sich erheblich voneinander unterscheiden. Die komplizierte, noch nicht in allen Einzelheiten geklärte Bewegung der Korngrenzen während des Rekristallisierens ist für die entstehende Gefügeform der entscheidende Vorgang.

Aus den bisherigen Erkenntnissen ergeben sich einige wesentliche Hinweise über den Ablauf und das Ergebnis der Rekristallisation:

- Die Rekristallisation beginnt erst, wenn die gespeicherte Energie einen Schwellenwert, gekennzeichnet durch den *kritischen Verformungsgrad* φ_{krit} , überschritten hat: $\varphi > \varphi_{\text{krit}}$.
- Die geringe Triebkraft der Rekristallisation in der Nähe des kritischen Verformungsgrades führt zu einer sehr geringen Wachstumsgeschwindigkeit der rekristallisierenden Körner. Da außerdem die Anzahl der Kerne gering ist, entsteht ein in der Regel unerwünschtes, extrem *grobkörniges Gefüge*, s. Bild 1-54a.

- Bei sehr großen Verformungsgraden entsteht wegen der damit verbundenen erheblichen Triebkraft ein sehr feinkörniges Gefüge, und der Beginn der Rekristallisation wird zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Da das Gefüge technischer Werkstoffe in den meisten Fällen feinkörnig sein soll, muss der zu rekristallisierende Werkstoff möglichst stark kaltverformt werden, wobei natürlich keine Anrissbildung erfolgen darf.
- Die chemische Zusammensetzung, insbesondere aber die an den Korngrenzen ausgeschiedenen Teilchen bzw. Elemente, beeinflussen das Rekristallisationsverhalten erheblich. Die Beweglichkeit der Korngrenzen während des Rekristallisierens wird durch sie merklich beeinträchtigt. Diese *Rekristallisationsverzögerung* ist z. B. ein

wichtiger Faktor für die hervorragenden mechanischen Gütewerte der thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustähle (Abschn. 2.7.6.2, S. 190).

- Bei einphasigen Werkstoffen (z. B. hochlegierten Stählen, Ni, Al) ist Kaltverformen mit einem anschließenden Rekristallisieren die einzige Möglichkeit, die Korngröße gezielt verändern zu können.
- In Werkstoffen mit interstitiell gelösten Atomen (vor allem C, N, aber auch P) kann nach einem Kaltverformen die sehr unerwünschte Verformungsalterung (Reckalterung) entstehen. Technisch bedeutsam ist die Verformungsalterung aber nur bei un- und (niedrig-)legierten Stählen (z. B. Bild 1-21). Im Wesentlichen werden dadurch die Festigkeitswerte mäßig erhöht, die Zähigkeitswerte aber z. T. erheblich verringert. Die durch das Kaltverformen erzeugte große Zahl der Versetzungen erleichtert das Diffundieren der interstitiell gelösten Atome zu den Versetzungskernen. Dadurch werden die Versetzungen wirksam und schnell blockiert. Stickstoff ist wegen seiner größeren Löslichkeit und Diffusionsfähigkeit wesentlich gefährlicher als Kohlenstoff.
- Bei gegebenem Verformungsgrad nimmt die Rekristallisationstemperatur zu mit:
 - Zunehmender Korngröße des zu verformenden Werkstoffs,
 - zunehmender Temperatur, bei der die Kaltverformung erfolgte,
 - abnehmender Aufheizgeschwindigkeit beim Rekristallisieren.

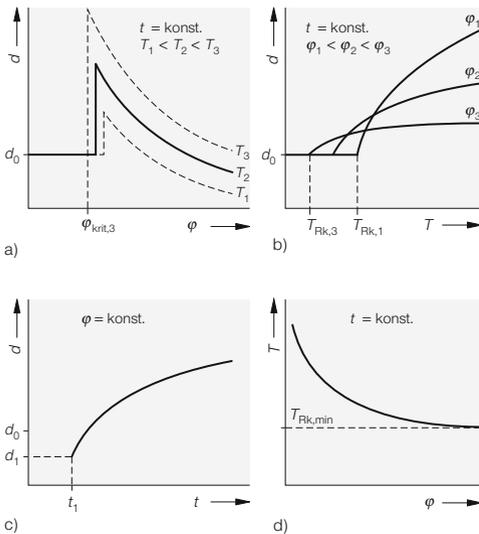


Bild 1-54
 Einfluss des Kaltverformungsgrades ϕ , der Temperatur T und der Glühzeit t auf die Rekristallisation (Rekristallisationsschaubild), schematisch.

- a) Abhängigkeit der Korngröße d des rekristallisierten Gefüges vom Grad der Kaltverformung ϕ und der Temperatur T . Die Rekristallisation beginnt bei $\phi \geq \phi_{krit,3}$
- b) Mit zunehmendem Verformungsgrad ϕ beginnt die Rekristallisation früher ($T_{Rk,3} < T_{Rk,2} < T_{Rk,1}$) und das Kornwachstum später.
- c) Mit zunehmender Glühzeit t nimmt die Größe des rekristallisierenden Kornes grundsätzlich zu.
- d) Die geringste, physikalisch mögliche Rekristallisationstemperatur beträgt etwa $T_{Rk,min} = 0,4 \cdot T_S$.

Alle genannten Einflüsse führen dazu, dass die im Werkstoff gespeicherte Energie zu Beginn der Rekristallisation geringer, d. h. die Rekristallisationsschwelle angehoben wird. Die *Rekristallisationsschaubilder* zeigen schematisch die wichtigsten Zusammenhänge, Bild 1-54.

Die Bildfolge Bild 1-55 zeigt Mikroaufnahmen unterschiedlich stark kaltverformter Proben aus dem Baustahl S235 (St 37) im Vergleich zum unbeeinflussten Grundwerkstoff. Die Härtezunahme (Zähigkeitsabnahme!) ist bemerkenswert. Man beachte die erhebliche Streckung der Kristallite.