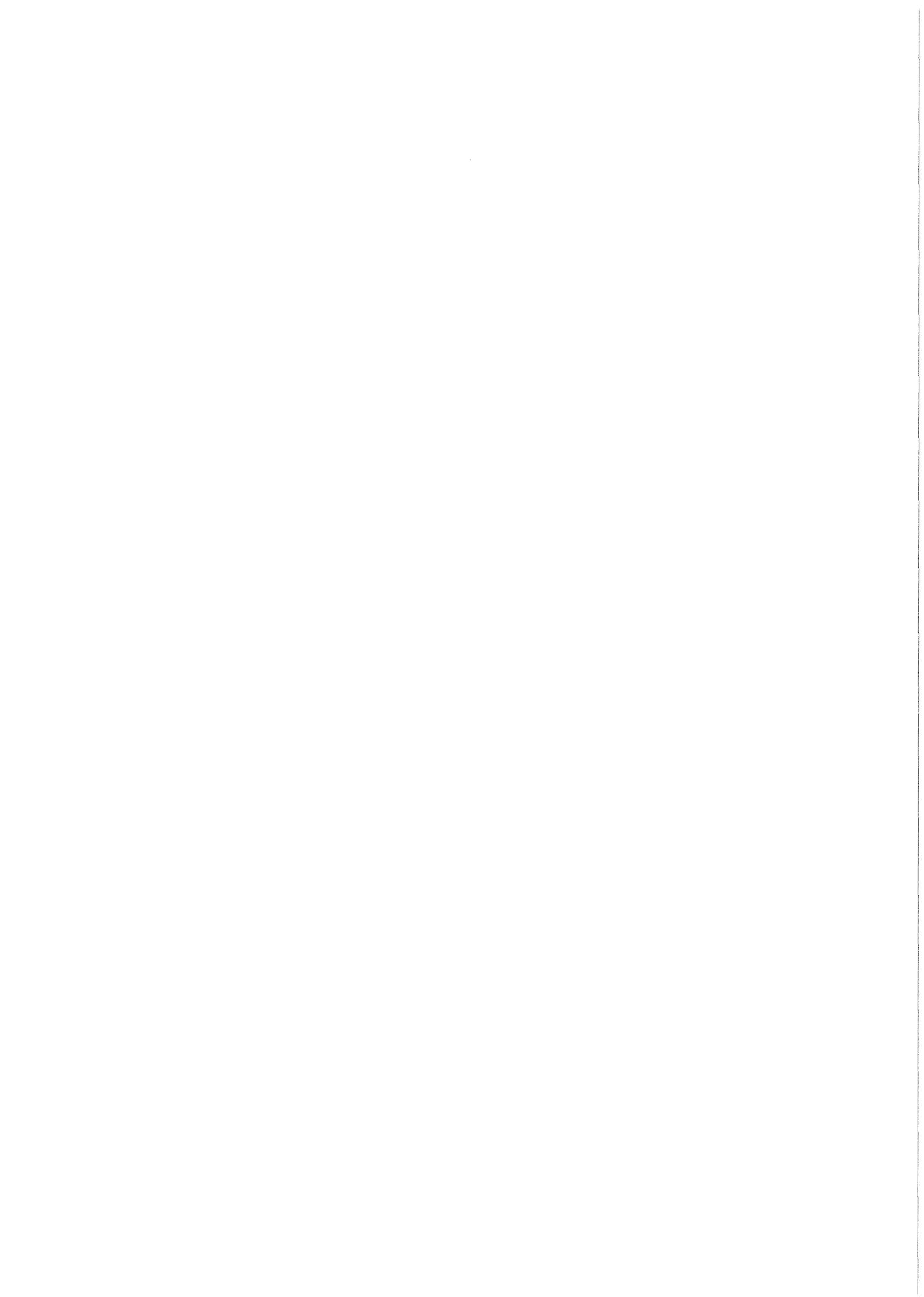


KfK 3819
Oktober 1984

Versuche zur Flüssigmetallversprödung von Fusionsreaktorwerkstoffen durch flüssiges Lithium

**M. Grundmann, H. U. Borgstedt
Institut für Material- und Festkörperforschung**

Kernforschungszentrum Karlsruhe



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Institut für Material- und Festkörperforschung

KfK 3819

Versuche zur Flüssigmetallversprödung von
Fusionsreaktorwerkstoffen durch flüssiges Lithium *

M. Grundmann, H.U. Borgstedt



* Von der Universität Kaiserslautern genehmigte
Diplomarbeit

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

Zusammenfassung

Die Flüssigmetallversprödung von Lithium bei zwei ferritisch-martensitischen Stählen und bei einem austenitischen Chrom-Nickel-Stahl wurde untersucht. Zu diesem Zweck wurden Zugversuche in einer Lithiumschmelze bei 200 und 250 °C mit je zwei verschiedenen Dehngeschwindigkeiten durchgeführt. Außerdem waren in Lithium vorausgelagerte Proben (1000 h, 550 °C) im Versuchsprogramm mitenthalten. Referenzwerte konnten aus durchgeführten Zugversuchen an Luft (RT, 250 °C) entnommen werden.

Die Ergebnisse eingehender Nachuntersuchungen zeigen:

1. Der Austenit wird durch die Lithiumschmelze weder in seiner Zugfestigkeit noch in seinen Duktilitätseigenschaften beeinträchtigt. Der Bruch erfolgt in jedem Fall in Form eines duktilen Trichterbruches.
2. Die ferritischen Martensite bleiben ebenfalls unverändert in ihrer Zugfestigkeit. Jedoch zeigen sie eine merkliche Verminderung ihrer Duktilität (bis zu 70 %) bei den Versuchen in flüssigem Lithium. Die Vermutung einer stattgefundenen Flüssigmetallversprödung wird durch ein entsprechendes Bruchverhalten, was in Form eines Mischbruches aus interkristallinem Sprödbbruch und duktilem Scherbruch auftritt, bestätigt. Ebenso weisen Korngrenzeneffekte und Hohlräumbildung an den Mantelflächen der Proben auf einen chemischen Lösungsangriff durch das Lithium hin.

Aus den experimentellen Befunden kann der Schluß gezogen werden, daß eine ausreichende Verträglichkeit des Austenits mit Lithium vorhanden ist. Dagegen erscheint der Einsatz der ferritisch-martensitischen Stähle in flüssigem Lithium insbesondere bei erhöhter Temperatur (550 °C) als problematisch.

Die Versuchsergebnisse konnten zudem unter Zuhilfenahme der theoretischen Grundlagen zu einem besseren Verständnis der Flüssigmetallversprödung genutzt werden. Demnach setzt der Vorgang an der Probenoberfläche durch Adsorption des Flüssigmetallatoms ein und durch eine Verminderung der Kohäsionskräfte im Werkstoff er-

folgt ein erleichtertes Rißwachstum, was verspröderkontrolliert ist. Daraus resultiert der interkristalline Sprödebruchanteil. Sobald aber die Transportgeschwindigkeit des Verspröderatoms an die Rißspitze kleiner als die Verformungsgeschwindigkeit wird, läuft der Bruch im duktilen Scherbruch aus.

Experiments for liquid metal embrittlement of fusion reactor materials by liquid lithium

Summary

The liquid metal embrittlement behaviour of two martensitic-ferritic steels and one austenite chromium-nickel-steel was investigated. Tensile tests in liquid lithium at 200 and 250°C with respectively two different strain rates including pre-corroded samples (1000 h at 550°C in lithium) were carried out. Reference values were gained from tensile tests in air (RT, 250°C).

Conclusions:

1. The austenitic steel is neither in its tensile strength nor in its ductility affected by liquid lithium. The observed failure mode revealed a ductile dimple fracture behaviour.
2. The tensile strength of the ferritic-martensitic alloys indicate no influence of the lithium, but showed a significant reduction of ductility (about 70 %) after the experiments. The presumed liquid metal embrittlement is confirmed by the fracture mode, which is a combination of intercrystalline brittle fracture and ductile shear fracture. Grain boundary effects and cavity formation at the surface of the specimens point to a chemical solution attack by lithium.

It is concluded, that there exists a sufficient compatibility of the austenitic steel with liquid lithium. The use of the ferritic-martensitic steels in liquid lithium on the other hand, especially at temperatures of about 550°C, seems to be problematic.

The experimental results led to a better understanding of LME, applying the theory of this material failure. Thus, beginning at the surface, after the adsorption induced reduction of the cohesion by the liquid metal atom, a facilitated crack growth controlled by the embrittler takes place. Hence it follows an intercrystalline brittle fracture mode. As soon as the transport velocity of the embrittler atom to the crack tip is slower than the deformation velocity of the whole specimen, the failure mode shows a ductile shear fracture.

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Einleitung	1
2. Die untersuchten Werkstoffe und ihre Eigenschaften	3
2.1 Die ferritisch-martensitischen Stähle	3
2.1.1 Der Werkstoff X 22 CrMoV 12 1	4
2.1.2 Der Werkstoff X 18 CrMoVNb 12 1	4
2.2 Der Werkstoff X 5 CrNi 18 9	5
3. Der Zugversuch und das sich ergebende Bruchverhalten metallischer Werkstoffe	8
3.1 Der Zugversuch und seine Meßgrößen	8
3.1.1 Die Zugproben	8
3.1.2 Der Zugversuch	10
3.1.3 Die aus dem Zugversuch ermittelbaren Kenngrößen	10
3.2 Das Bruchverhalten metallischer Werkstoffe	16
3.2.1 Die Bruchvorgänge	17
3.2.2 Das Bruchverhalten martensitischer und austenitischer Stähle	20
3.3 Der duktile und spröde Bruch	21
3.3.1 Der duktile Bruch	21
3.3.2 Der spröde Bruch	23
4. Das Lithium	26
4.1 Mechanische Eigenschaften	27
4.2 Physikalische Eigenschaften	27
4.3 Kernphysikalische Eigenschaften	28
4.4 Chemisches Verhalten	28
5. Die flüssigen Metalle	32
5.1 Definition der flüssigen Metalle	32
5.2 Physik der flüssigen Metalle	33
5.3 Anwendung und Probleme	36

	Seite
6. Die Flüssigmetallversprödung - LME -	38
6.1 Einordnung der LME und ihre Bedeutung für die Praxis	39
6.1.1 Die Nebenformen der klassischen LME	39
6.1.2 LME als eine Erscheinungsform umgebungsbedingter Schadenseinflüsse	39
6.2 Charakteristiken und Voraussetzungen	42
6.3 Die Einflußfaktoren	44
6.3.1 Metallurgische und physikalische Parameter des festen Metalls	44
6.3.2 Veränderungen des Flüssigmetalls	49
6.4 Die Mechanismen der LME	54
6.5 Die LME als Sprödbruchvorgang	59
6.6 Die Vorrassagbarkeit der LME	61
7. Flüssiges Lithium als reaktives Medium	66
8. Die Versuchsbeschreibung	71
8.1 Der Versuchsaufbau (Zugversuch)	71
8.2 Der Versuchsablauf	73
8.3 Die durchgeführten Nachuntersuchungen	78
9. Die Versuchsergebnisse	82
9.1 Der Austenit X 5 CrNi 18 9	82
9.2 Der Ferrit-Martensit X 22 CrMoV 12 1	102
9.3 Der Ferrit-Martensit X 18 CrMoVNb 12 1	119
10. Diskussion	137
10.1 Der Austenit X 5 CrNi 18 9	137
10.2 Der Ferrit-Martensit X 22 CrMoV 12 1	142
10.3 Der Ferrit-Martensit X 18 CrMoVNb 12 1	148

	Seite
10.4 Zusammenhänge zwischen der Versprödung der ferritisch-martensitischen Stähle und dem flüssigen Lithium	152
10.4.1 Die Flüssigmetallversprödung und flüssiges Lithium	152
10.4.2 Lithium und seine chemische Reaktivität	156
11. Zusammenfassung	157
12. Literaturverzeichnis	161
13. Anhang	173
13.1 Größen und Abkürzungen	173
13.2 Konstruktionszeichnungen	176

1. Einleitung

Diese Arbeit hat die Untersuchung von Art und Umfang einer Werkstoffschädigung durch ein flüssiges Metall beim Kontakt mit einem festen metallischen Werkstoff zum Inhalt.

Die durchgeführten Zugversuche sollen den Nachweis erbringen, ob flüssiges Lithium die martensitischen 12%-Cr-Stähle und die austenitischen 18/8-Cr-Ni-Stähle durch den Vorgang der Flüssigmetallversprödung ("Liquid Metal Embrittlement", LME) in ihren mechanischen Eigenschaften nachweislich zu beeinträchtigen vermag.

Das Alkalimetall Lithium ist als Kühlmittel und/oder Brutmittel im Blanket verschiedener Entwurfskonzepte für einen Fusionsreaktor vorgesehen. Die gute Eignung als Wärmeüberträger verdankt es seiner großen Wärmeleitfähigkeit und einem über einen weiten Temperaturbereich beständigen Flüssigkeitszustand. Desweiteren erbrütet es in der Form des reinen Metalls, einer Legierung oder Verbindung (flüssig oder fest) unter der Einwirkung von Neutronen das Tritium, dem neben dem Deuterium notwendigen Brennstoffbestandteil.

Die Anwendung flüssiger Metalle erfordert eine ausreichende Verträglichkeit mit den festen Werkstoffen. Diese muß bei jeder auftretenden Temperatur, jedem möglichen Beanspruchungszustand (Spannung) sowohl bei Kurzzeit- als auch bei Langzeiteinwirkung gewährleistet sein.

Chemische Reaktionen wie z.B. Korrosion, Korngrenzendurchdringung oder Lösungsvorgänge zwischen einem flüssigen und festen Metall, sind entweder bereits nachgewiesen oder doch a priori möglich. Ihr Auftreten würde eine Anwendung des flüssigen Metalls einschränken.

Ein weiterer denkbarer Vorgang ist die Flüssigmetallversprödung. Dieses Phänomen liegt vor, wenn ein im Normalfall duktiler Werkstoff bei Kontakt mit einem niedrigschmelzenden Metall in der Nähe dessen Schmelzpunktes und bei einem vorhandenen Spannungszustand ein abnormales Bruchverhalten (Spröbruch), verringerte Dehnungswerte und u.U. sogar eine herabgesetzte Zugfestigkeit aufweist.

Im ersten Teil der Arbeit wird der Kenntnisstand zur LME anhand der Literatur aufgezeigt. Dazu werden die verschiedenen Faktoren, die das Ausmaß einer LME beeinflussen können, genannt. Ebenso werden die aufgestellten Theorien und Modelle, die die LME erklären bzw. ihr Eintreten voraussagen sollen, erörtert. Zuletzt wird die LME im Zusammenhang mit dem Lithium diskutiert.

Im experimentellen Teil der Arbeit werden Zugversuche im flüssigen Lithium beschrieben, da eine Übertragbarkeit von anderen Ergebnissen her, wie sich herausgestellt hat, nicht möglich ist. Als Werkstoffe werden ein austenitischer Stahl (X 5 CrNi 18 9) und zwei martensitische Stähle (X 22 CrMoV 12 1, X 18 CrMoVNb 12 1) geprüft, deren jeweiliger Einsatz als Kernstrukturwerkstoff im Fusionsreaktor als möglich erachtet wird.

Referenzwerte für die mechanischen Eigenschaften der verwendeten Chargen werden aus durchgeführten Zugversuchen an Luft ermittelt.

Neben der Auswertung der Spannungs-Dehnungskurven werden auch metallographische und elektronenmikroskopische Untersuchungen zur Interpretation der Ergebnisse zum Abschluß der Arbeit herangezogen.

2. Die untersuchten Werkstoffe und ihre Eigenschaften

Im Rahmen dieser Arbeit werden die folgenden warmfesten und rostbeständigen Werkstoffe, die u.U. für die Blanketstruktur von Fusionsreaktoren gedacht sind, auf ihr Versprödungsverhalten beim Kontakt mit flüssigem Lithium untersucht:

- a. die kubisch-raumzentrierten ferritisch-martensitischen Stähle:
 - . X 22 CrMoV 12 1 (W.-Nr. 1.4923) und
 - . X 18 CrMoVNb 12 1 (W.-Nr. 1.4914)
- b. der kubisch-flächenzentrierte austenitische Stahl:
 - . X 5 CrNi 18 9 (W.-Nr. 1.4301)

Im folgenden werden mechanische und thermische Kenngrößen dieser Werkstoffe genannt werden. Sie sollen die Stähle etwas charakterisieren, Unterscheidungsmöglichkeiten aufzeigen und eine Vergleichsgrundlage in den später aus dem ZerreiBversuch im flüssigen Lithium ermittelten Eigenschaftswerten schaffen. Es werden nur die Werte bei RT genannt, da man davon ausgehen kann, daß diese bei der hier angewandten Prüftemperatur von "nur" 200 °C bzw. 250 °C fast unverändert bleiben.

Der Übersichtlichkeit wegen sind alle Angaben über die Legierungszusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften in gemeinsamen Tabellen am Ende des Kapitels zusammengefaßt.

2.1 Die ferritisch-martensitischen Stähle

Diese 12%-Cr-Stähle sind Werkstoffe mit hoher mechanischer Festigkeit und guten Duktilitätseigenschaften. Sie weisen gute Zunder- und Korrosionsbeständigkeit auf. Zudem zeigen sie eine gewisse Unempfindlichkeit gegenüber thermischen und mechanischen Wechselbeanspruchungen. Man ordnet sie daher zwischen den niedriglegierten Stählen und den austenitischen Legierungen ein.

Die Bandbreite ihrer guten mechanischen und thermischen Eigenschaften hat ein großes Anwendungsgebiet zur Folge, so. z.B. bei Wärmekraftmaschinen (Gasturbinen, Flugzeugtriebwerke usw.), bei Hochtemperaturanlagen und im Kernreaktorbau /1/.

2.1.1 Der Werkstoff X 22 CrMoV 12 1

Der Anwendungsbereich dieses Werkstoffes erstreckt sich auf die Reaktortechnik, die chemische Industrie sowie auf den Turbinen-, Dampfkessel- und Rohrleitungsbau. Das in den Versuchen verwendete Material lag als Vollmaterial mit \varnothing 16 mm vor und stammte aus der Charge 225196.

Für den Vergütungsprozeß hat der Hersteller /1/ folgende Angaben gemacht:

- . Härten 1050 °C (Vak), Ölabbkühlung
- . Anlassen 700 °C (Vak), Luftabbkühlung

Die Härtetemperatur wurde auf 1050 °C anstatt auf 1075 °C (dies ist die Härtetemperatur für den Werkstoff 1.4914 und wäre zum Zwecke eines Vergleiches auch wählbar gewesen) festgelegt, da sie einerseits herstellereitig empfohlen wird und andererseits bei einer Härtetemperatur von 1075 °C sich ein Härteabfall von 20-30 Vickersseinheiten einstellen würde /3/.

2.1.2 Der Werkstoff X 18 CrMoVNb 12 1

Dieser Stahl findet in Bauteilen für Wärmekraftanlagen, in Verdichterteilen für Triebwerke, Scheiben, Schaufeln sowie in Teilen für die chemische Industrie und Reaktortechnik Verwendung.

Er bekommt durch seinen Nb-Gehalt im Zusammenspiel mit den Legierungselementen Stickstoff und Bor ein besseres Zeitstandverhalten, günstigere Festigkeitseigenschaften und eine bessere Anlaßbeständigkeit als der vorher genannte Werkstoff 1.4923. Diese Tatsache hat ein starkes Interesse an diesem Stahl erweckt und es wurden viele Versuche durchgeführt, die ihn als sehr brauchbaren Kernstrukturwerkstoff für den Reaktortyp SNR ("Schneller Natrium-

gekühlter Reaktor") ausweisen /4-7/.

Das hier verwendete Rohmaterial stammte aus der Charge 51482.

Nach zahlreichen Untersuchungen /4,5/ wurde für diesen Stahl folgendes für die Wärmebehandlung festgelegt:

- . Härten: 1075 °C 30' Vakuum, Vakuum abkühlen
- . Anlassen: 700 °C 2h Vakuum, Vakuum abkühlen.

2.2 Der Werkstoff X 5 CrNi 18 9

Dieser Werkstoff ist ein austenitischer, rost- und säurebeständiger 18/9-Cr-Ni-Stahl. Er wird in der Hauptsache bei Apparaten und Geräten der Nahrungsmittelindustrie verwendet.

Die Korrosionsbeständigkeit dieser Stähle wird durch den Chrom- und Kohlenstoffgehalt bestimmt. Dabei darf der Gehalt an Mischkristallchrom einen Wert von 13% (Resistenzgrenze) nicht unterschreiten, da ansonsten die Passivität (chem. Beständigkeit) verlorengeht. Die Passivität ergibt sich aus einer absorptiven Absättigung der freien Valenzen der Oberflächenatome durch den Sauerstoff oder eine Elektronenverschiebung zwischen dem Fe- und Cr-Atom, wobei die Eisenatome unter dem Einfluß des Cr, das sehr stark zur Passivierung neigt, die Elektronenkonfiguration des Edelmetalls annehmen. Bild 2.1 zeigt, daß der Nickelgehalt von 9,97% ausreicht, um das austenitische Gefüge bei RT aufrechtzuerhalten.

Diese austenitischen Stähle sind sehr weich. Jedoch läßt sich über eine Kaltverformung wegen der hohen Kaltverfestigungsneigung eine Änderung der Festigkeitseigenschaften erzielen. Des weiteren zeichnen sich diese Stähle durch eine hohe Zähigkeit bis zu tiefen Temperaturen hin aus. Sie zeigen aber auch den für Austenite typischen Nachteil einer hohen Wärmeausdehnung bei geringer Wärmeleitfähigkeit.

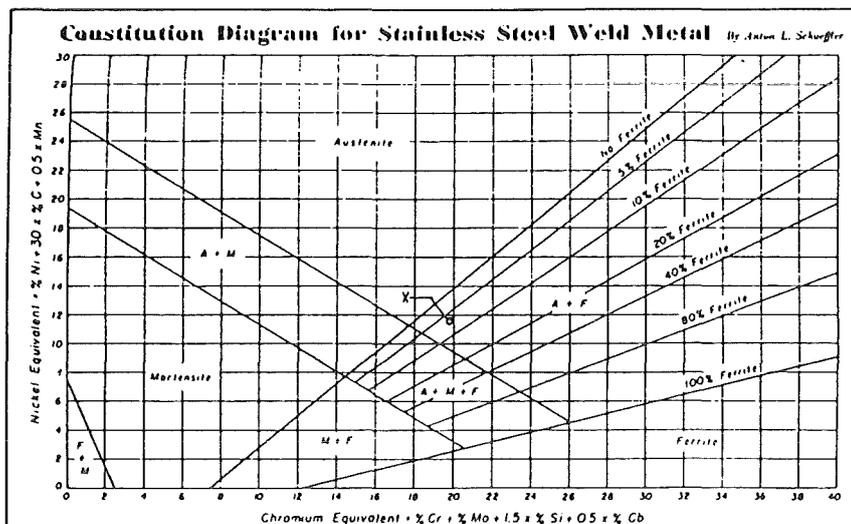


Bild 2.1: Zustandsdiagramm für rostfreie Stähle: SCHAEFFLER-Diagramm; der Punkt X stellt die Lage des Werkstoffes 1.4301 in diesem Diagramm dar /8/

Das Probenmaterial stammte aus der Charge 54107 und lag als Rundmaterial \varnothing 14 mm vor.

Bei diesem Stahl erfolgt nur eine einstufige Erwärmung:

- 1030 - 1050 °C Wasserabschreckung /9,10/.

Mechanische Eigenschaften	Werkstoffe		
	1.4923	1.4914	1.4301
Streckgrenze in MPa	600	785	300
Zugfestigkeit in MPa	800-950	930-1130	600
Dehnung in %	14	10	52
Härte in HB	235-280	300	137-140
E - Modul in MPa	220000	220000	200000

Tab. 2.1: Die wichtigsten mechanischen Eigenschaften der Stähle

- 1.4923 /1,2/
- 1.4914 /1,2,4,5/
- 1.4301 /9,10/

Legierungs- elemente	1.4923	1.4914	1.4301
	in Gew. - %		
C	0,21	0,172	0,039
Si	0,28	0,34	0,23
Mn	0,54	0,54	0,88
P	0,01	0,005	0,029
S	0,025	0,005	0,025
Cr	11,70	10,60	19,40
Ni	0,61	0,82	9,97
Co	0,027	0,015	--
Mo	0,94	0,49	--
V	0,29	0,24	--
Ti	0,05	--	--
Al	0,05	0,05	--
Cu	0,12	0,01	--
B	0,80	0,002	--
Ta	0,05	--	--
Nb	0,05	0,19	--

Tab. 2.2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle

- a. 1.4923; Analyse erstellt durch Lieferfirma Südwestfalen-Geisweid, Analysen-Nr.: 477/73
- b. 1.4914; Analyse von Kernforschung Karlsruhe, Analysen-Nr.: 325/81
- c. 1.4301; Analyse des Labors Forgas Alavesas, Vitoria (Spanien), Analysen-Nr.: L82.426

3. Der Zugversuch und das sich ergebende Bruchverhalten metallischer Werkstoffe

Da in Versuchen das Werkstoffverhalten unter Zugbeanspruchung in Gegenwart einer flüssigen Metallschmelze ermittelt werden soll, setzt die anschließende Auswertung die Kenntnis über das mechanische Verhalten der Versuchsstähle bei fehlender Einwirkung des flüssigen Mediums voraus. Daher wird im folgenden der Zugversuch sowie das Bruchverhalten erläutert.

3.1 Der Zugversuch und seine Meßgrößen

Der Zugversuch soll Aussagen darüber machen, wie sich eine Zugprobe unter einachsiger Beanspruchung verhält. Dabei werden die nachstehend beschriebenen Festigkeits- und Verformungskenngrößen ermittelt. Zu diesem Zweck wird die Probe mit konstanter Dehngeschwindigkeit bis zum Bruch beansprucht.

3.1.1 Die Zugproben

Entsprechend der DIN-Norm 50125 /11/ sind aus Bild 3.1 für Rundproben mit Gewindeköpfen, wie sie in den Versuchen verwendet werden (vgl. Bild 3.2, 3.3), die Grundbezeichnungen zu entnehmen. Um vergleichbare Bruchdehnungen zu erhalten, wird vorgeschrieben /11/, in den Versuchen sog. Proportionalitätsstäbe zu verwenden. Das heißt, daß die Meßlänge L_0 und der Probendurchmesser d_0 in einem festen Verhältnis zueinander stehen. Man unterscheidet zwei Fälle:

- a. $L_0 = 5d_0$: kurzer Proportionalitätsstab (Bild 3.2)
- b. $L_0 = 10d_0$: langer " " " (Bild 3.3)

(Der Mindestdurchmesser $d_0 \geq 6$ mm nach DIN 50125 bleibt hier unberücksichtigt).

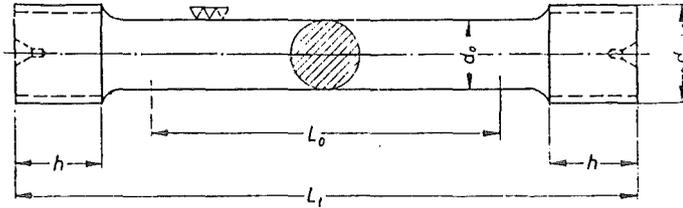


Bild 3.1: Zugprobe nach DIN 50125

d_0 = Probendurchmesser, L_0 = Meßlänge
 d_1 = Kopfdurchmesser, L_t = Gesamtlänge
 h = Kopfhöhe /11/

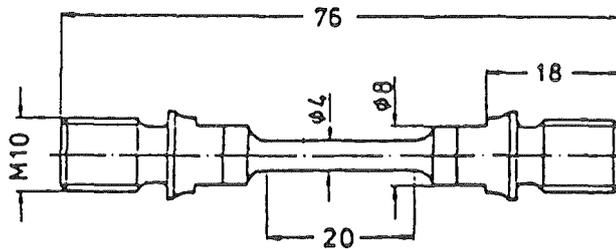


Bild 3.2: Zugprobe für die Werkstoffe
1.4923 und 1.4301;
B 4x20 DIN 50125

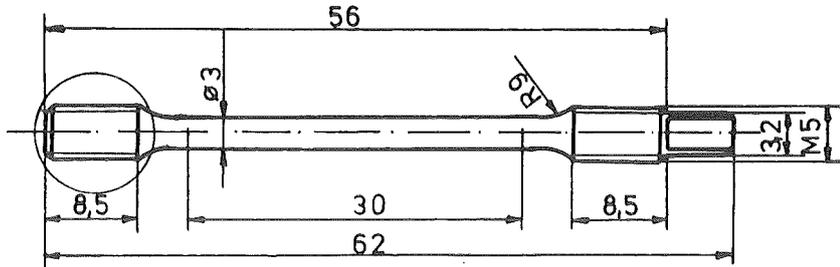


Bild 3.3: Zugprobe für den Werkstoff 1.4914;
B 3X30 DIN 50125

3.1.2 Der Zugversuch

Der Zugversuch ist über die DIN-Vorschrift 50145 /12/ genormt, welche weitere Informationen zu den hier aufgezeigten Angaben gibt. Die Basisbegriffe für bzw. aus dem Zugversuch und für dessen Auswertung sind folgende:

- momentane Meßlänge L
- Anfangsmeßlänge L_0
- Meßlänge nach dem Bruch L_u
- Anfangsquerschnitt S_0
- kleinster Bruchquerschnitt S_u
- wahrer Probenquerschnitt im Versuchsstadium S

3.1.3 Die aus dem Zugversuch ermittelbaren Kenngrößen

Anhand der aus dem Zugversuch stammenden Basisgrößen lassen sich folgende Werkstoffkennwerte ermitteln:

- die Verlängerung: $\Delta L = L - L_0$
- die Dehnung: $\epsilon = \frac{L - L_0}{L_0} \cdot 100$

Man kann entsprechend Bild 3.4 a-d verschiedene Arten der Verlängerung und Dehnung unterscheiden.

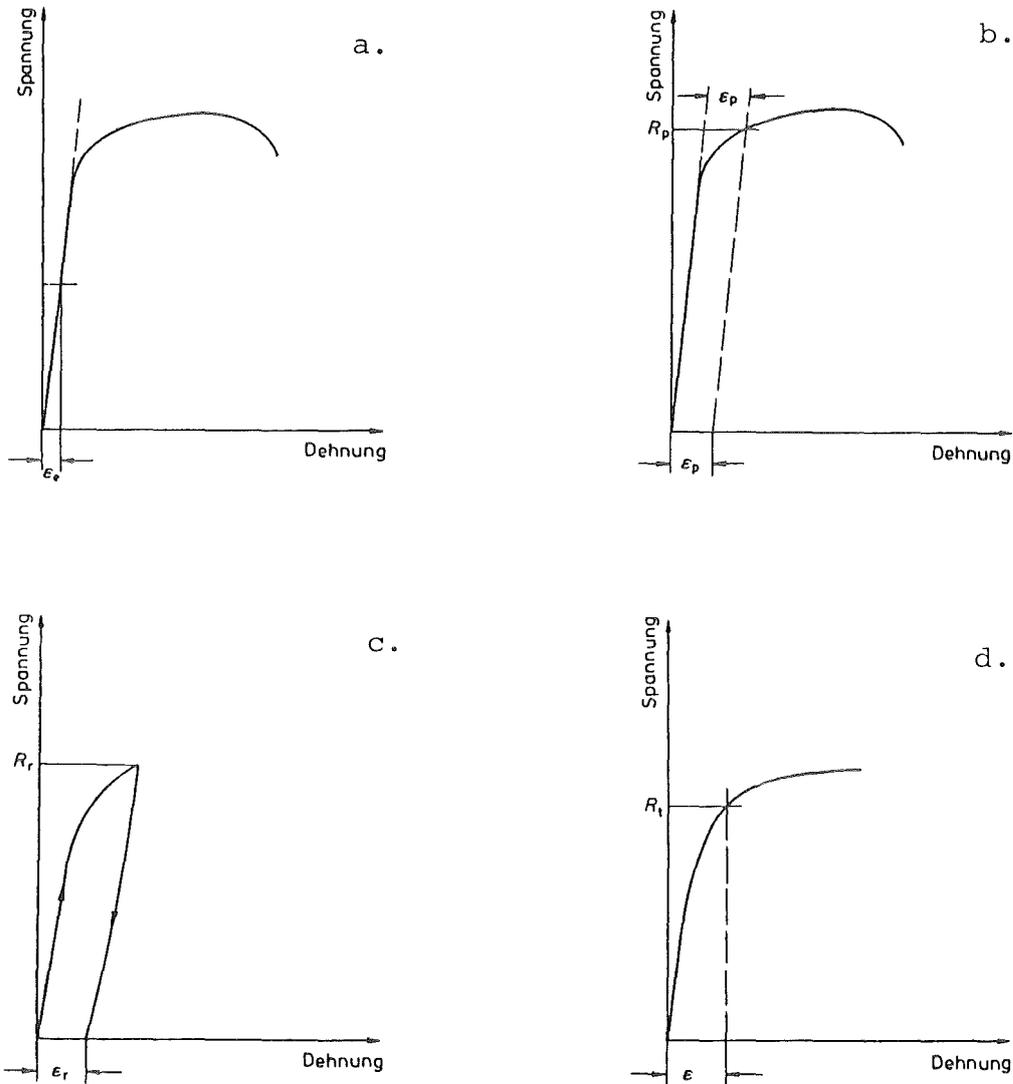


Bild 3.4: Die verschiedenen Arten der Dehnung und Verlängerung

- a. elastische Dehnung ϵ_e und Verlängerung ΔL_e
- b. nicht proportionale Dehnung ϵ_p , Verlängerung ΔL_p
- c. bleibende Dehnung ϵ_r , Verlängerung ΔL_r
- d. gesamte Dehnung ϵ , Verlängerung ΔL /12/

Darüber hinaus sind weitere Differenzierungsmöglichkeiten gegeben (vgl. Bild 3.5 a-f).

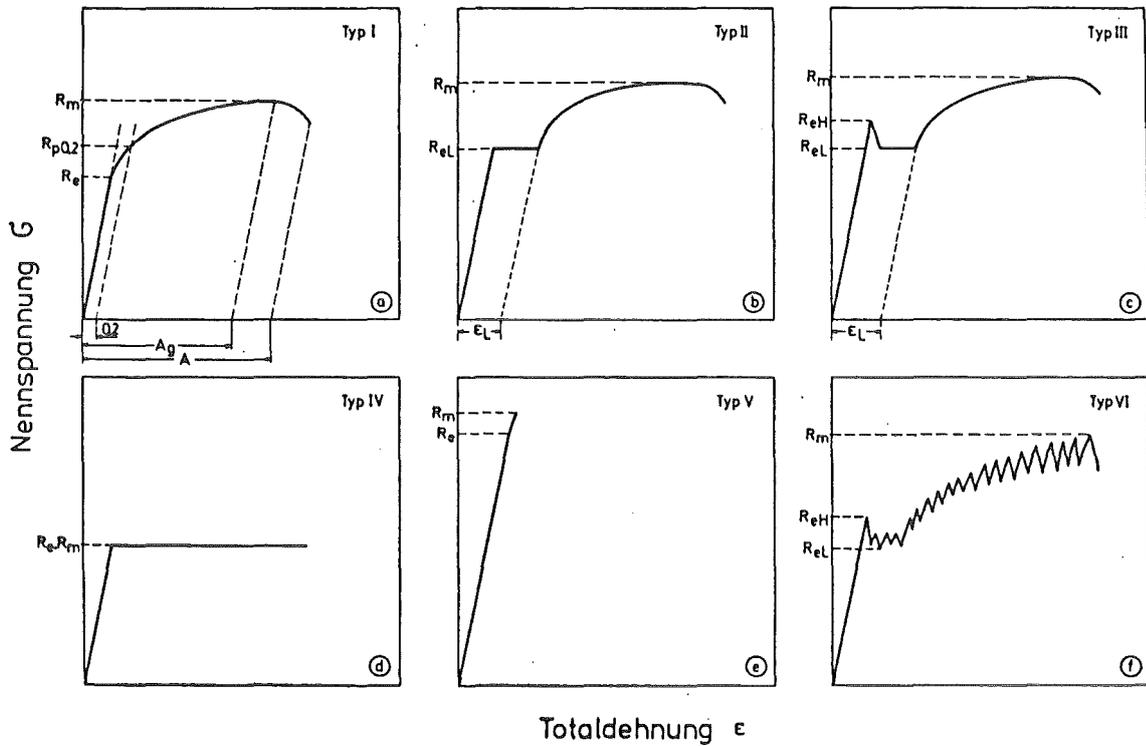


Bild 3.5: Zugverfestigungskurven

- a. kontinuierlicher Übergang
elastisch → elastisch-plastisch
- b. ausgeprägte untere Streckgrenze R_{eL}
- c. ausgeprägte untere u. obere
Streckgrenze R_{eL} , R_{eH}
- d. verfestigungsfreier Werkstoff
- e. stark reduzierter elastisch-plastischer
Verformungsbereich
- f. gezackter Verlauf der Verfestigungs-
kurve /14/

Wie aus den Bildern ersichtlich, zeigen alle Kurven einen proportionalen Anstieg von Spannung und Dehnung, der durch den Elastizitätsmodul des Werkstoffes geprägt wird.

In diesem Bereich gilt: $\epsilon = \epsilon_e$ mit ϵ_e als der elastischen Dehnung, und das Hooke'sche Gesetz $\epsilon_e = \sigma/E$ ist anwendbar. Nach Erreichen eines kritischen Spannungswertes (Streckgrenze, Fließspannung) setzt eine plastische Verformung ein und es gilt nun: $\epsilon = \epsilon_e + \epsilon_p$. Besonders im plastischen Bereich zeigen sich von Werkstoff zu Werkstoff deutliche Unterschiede, die auch in den verschiedenen Kurvenverläufen Ausdruck finden. Die weitere Zunahme der Spannung mit der Dehnung wird als Verfestigung bezeichnet /13,14/.

In diesem Zusammenhang wird zwischen nomineller oder technischer Spannung σ und Dehnung ϵ (nominal/engineering stress and strain) und wahrer Spannung σ_t und Dehnung ϵ_t (true stress and strain) unterschieden. Die ersten Größen beziehen sich auf die Ausgangsquerschnittsfläche S_0 bzw. auf die Ausgangsmeßlänge L_0 . Die wahren Größen dagegen werden aus den im jeweiligen Versuchsstadium geltenden Werten berechnet. Bild 3.6 verdeutlicht die sich ergebenden Unterschiede. Es bestehen folgende Beziehungen:

$$\sigma_t = \sigma (1 + \epsilon)$$

$$\epsilon_t = \ln (1 + \epsilon)$$

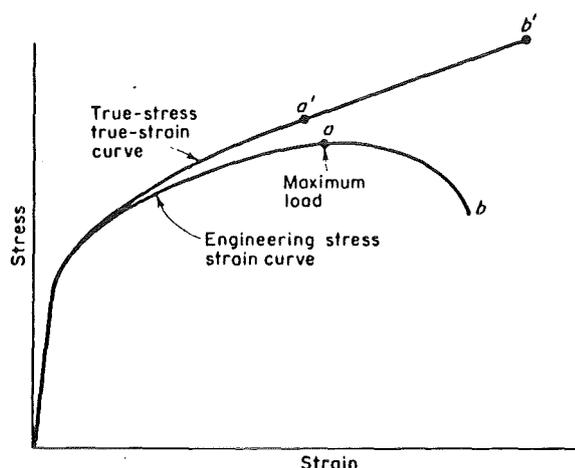


Bild 3.6: Jeweiliger Verlauf der Spannungs-Dehnungskurve bei Zugrundelegung von wahren bzw. technischen Größen /15/

Sie gelten solange man eine einheitliche Verformung im Bereich der Meßlänge annehmen kann.

Nach dem Erreichen der Maximalspannung (Punkt a in Bild 3.6, entspricht der Zugfestigkeit) treffen sie nicht mehr zu, da die Probe sich einzuschnüren beginnt (man spricht auch von einer Instabilität). Die Spannung muß sich somit auf den verminderten Querschnitt verteilen.

Der Beginn für die Einschnürung kann mittels dem CONSIDÈRE-Kriterium:

$$\frac{d\sigma_t}{d\varepsilon_t} = \sigma_t$$

ermittelt werden. Die graphische Lösung zeigt Bild 3.7, bei der der Einschnürungsbeginn (instability point) durch den Schnittpunkt der Kurve $\sigma_t = f(\varepsilon)$ mit der Tangente durch den Punkt $\varepsilon = -1$, $\sigma = 0$ ermittelt wird /15,16/.

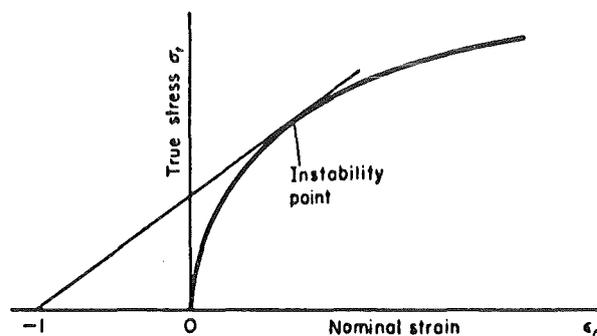


Bild 3.7: Graphische Darstellung des CONSIDÈRE-Kriteriums /16/

Weitere Kennwerte sind:

- die Bruchdehnung: $A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100$
- die Gleichmaßdehnung: $A_g = \frac{L_{pm} - L_0}{L_0} \cdot 100$
- die Brucheinschnürung: $Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100$

- . die Spannung: $\sigma = \frac{F}{S_0} = \sigma_N$
- . die Dehngrenze: $R_{px} = \frac{F \text{ (bei } \epsilon_p = x\%)}{S_0}$
mit $x = 0,01\%, 0,2\%, 1\%$
- . die Streckgrenze: $R_e = \frac{F \text{ (bei } \epsilon = \epsilon_s)}{S_0}$

Man kann hier je nach Ausprägung der Streckgrenze zwischen der: a. oberen Streckgrenze R_{eH} und der b. unteren Streckgrenze R_{eL} unterscheiden (vgl. Bild 3.5 c,f).

- . die Zugfestigkeit: $R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad /12/.$

Schließlich sei hier noch erwähnt, daß der in den Bildern 3.5a-f gezeigte Kurvenverlauf auch von äußeren Faktoren bestimmt wird. So kann man allgemein ansetzen: $\sigma = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$. Dabei sinken die Spannungswerte (und damit der gesamte Kurvenverlauf) mit steigender Temperatur bzw. fallender Verformungsgeschwindigkeit. Als Beispiel dafür zeigt Bild 3.8 den Einfluß dieser Faktoren auf die Streckgrenze /17/.

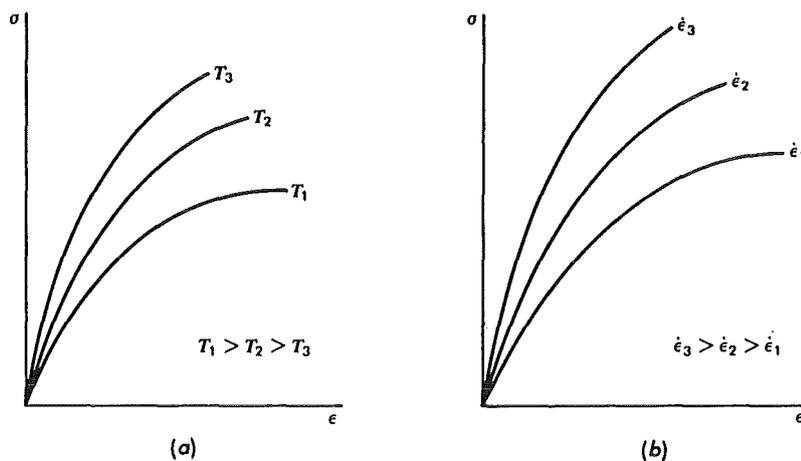


Bild 3.8: Schematische Darstellung des Einflusses von a) Temperatur und b) Dehngeschwindigkeit auf die Streckgrenze /17/

3.2 Das Bruchverhalten metallischer Werkstoffe

Das aus dem Zugversuch resultierende mechanische Werkstoffverhalten hängt entscheidend vom

- . Werkstofftyp
- . seinem gefügemäßigen Aufbau und
- . den strukturmechanischen Eigenschaften der Gefügebestandteile ab.

In diesem Zusammenhang kommt den Gitterstörungen (vgl. Bild 3.9) als Quelle jeden Bruchvorgangs eine zentrale Bedeutung zu.

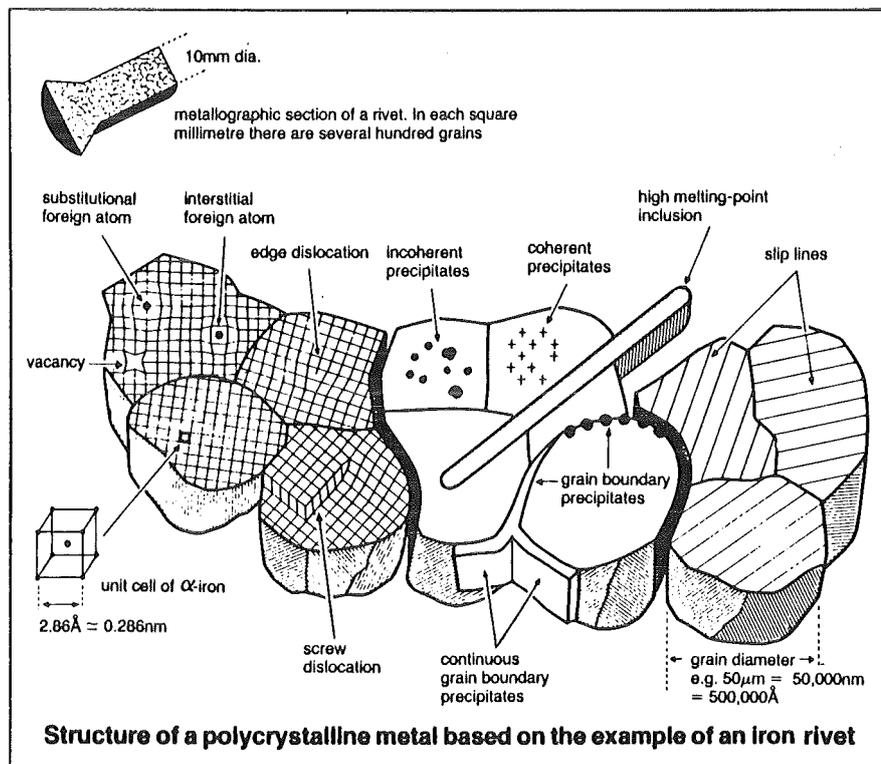


Bild 3.9: "Mikrostruktur" eines polykristallinen Werkstoffes mit

- . Gitterfehlern
- . Teilchen
- . Gleitebenen /19/

Sie hat ihre Ursache darin, daß die Streckgrenze von Metallen um viele Größenordnungen kleiner ist als die gittertheoretisch zu erwartende Festigkeit. Als wesentlicher Typ solcher Gitterstörungen wurden die Versetzungen erkannt. Dies führte zum Aufbau einer "Versetzungstheorie". Sie erklärt die Diskrepanz im Festigkeitsverhalten damit, daß die Streckgrenze reiner Metalle nicht etwa durch die Spannung bestimmt wird, die man benötigt, um zwei Gitterebenen gegeneinander zu verschieben (theoretische Schubfestigkeit), sondern durch die Spannung, die für die Bewegung von Versetzungen durch das Gitter notwendig ist. Diese Erklärung ist jedoch nicht vollständig, vielmehr sind noch weitere Folgemechanismen von Einfluß (vgl. 3.2.1) /18/.

3.2.1 Die Bruchvorgänge

Der Bruch kann als eine Art der Verformung auf verschiedenen Ebenen betrachtet werden (vgl. Bild: 3.10)

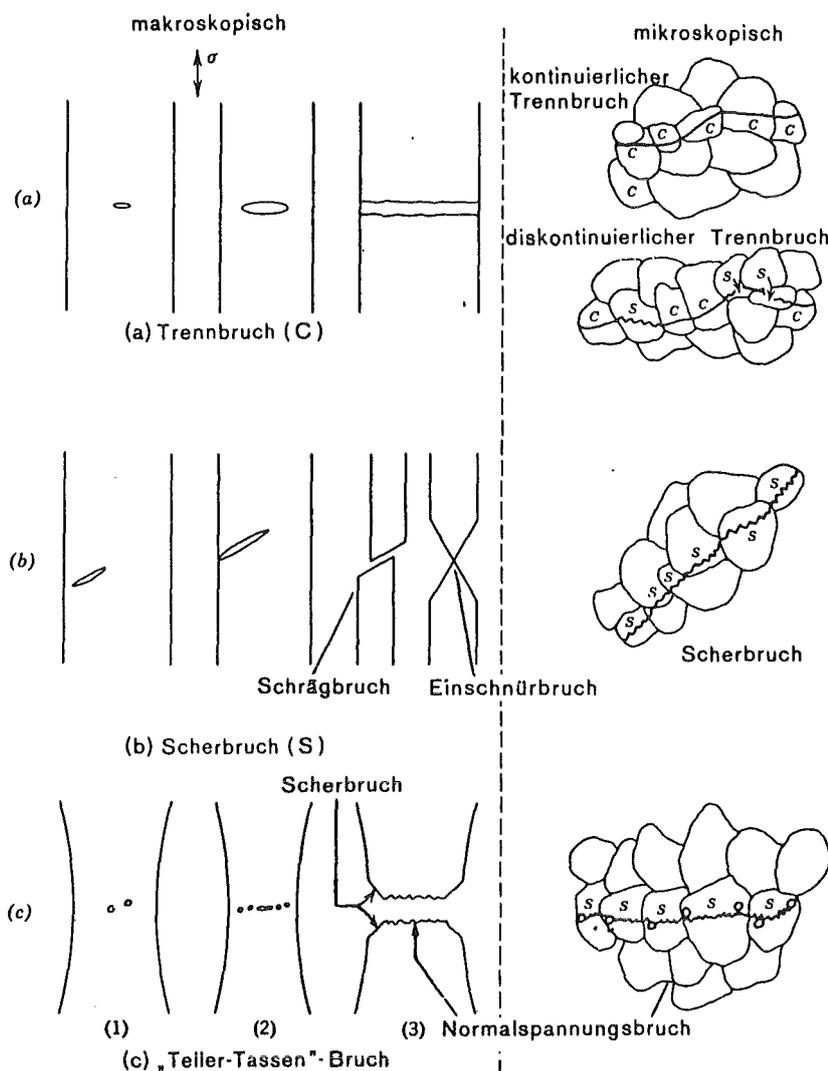


Bild 3.10:

Der Bruch bei makroskopischer und mikroskopischer Betrachtungsweise /13/

- a. Makroskopische Ebene: hier handelt es sich um einen
 - . Trennbruch, wenn ein durch Trennen entstandener Riß sich senkrecht zur Beanspruchungsrichtung ausbreitet;
 - . Scherbruch, wenn ein faseriger Riß entlang der Ebene größter Scherspannung fortschreitet.
- b. Mikroskopische Ebene: hier wird von einem
 - . Trennbruch gesprochen, wenn sich Makrorisse bilden und ausbreiten sowie die Körner entlang von Spaltflächen getrennt werden;
 - . ein Scherbruch liegt vor, wenn Hohlräume innerhalb der Körner gebildet werden und der Werkstoff durch einen Schervorgang getrennt wird.
- c. Atomistische Ebene: in diesem Fall wird der Bruch als ein Zerbrechen der atomaren Bindungen entweder senkrecht zu einer Spaltebene (Trennen) oder entlang einer Gleitebene (Scheren) interpretiert.

In jedem Fall kann der Rißfortschritt (vgl. Anmerkungen zur Bruchmechanik in Kap. 3.3.2)

- . transkristallin (durch die Körner) oder
- . interkristallin (entlang der Korngrenzen)

erfolgen /13/.

Unter der makroskopischen Betrachtungsweise ist auch die Abfolge eines Bruchvorganges hergeleitet, die sich in folgende Schritte untergliedert:

1. Rißbildung: es entsteht eine bleibende, örtliche Trennung, die den atomaren Bildungszusammenhalt noch nicht gänzlich auflöst. Thermische, mechanische oder chemische Beanspruchungen können zu einer Rißbildung führen, die da-rber hinaus noch durch Poren, Einschlüsse u.a. gefördert werden kann.
2. Stabiles Rißwachstum: unter einer stetigen Last wächst in diesem Stadium der Riß langsam, sodaß bei Wegnahme der Last der Rißfortschritt zum Erliegen kommt.

3. Riauslsung: es stellt sich ein Gleichgewicht zwischen der freiwerdenden elastischen Energie und der verbrauchten Oberflächen- sowie Verformungs-Energie ein. Dies ermöglicht eine instabile Rißausbreitung.
4. Instabile Rißausbreitung: unter stetig steigender Riausbreitungsgeschwindigkeit wird nun der Bruch des Werkstoffes erreicht /20/.

Gegenstand der mikroskopischen Betrachtungsweise ist die Erklärung des Bruchverhaltens aus dem Vorhandensein von Gitterfehlern, die (vgl. Bild 3.9) in zahlreicher Form in einem realen Gitter vorhanden sind. Da die Versetzungen wie oben erwähnt eine dominante Rolle spielen, soll auf sie noch kurz eingegangen werden /21,22/.

Die Versetzungen bewirken durch ihre Bewegungen und ihre Wechselwirkungen mit Hindernissen eine plastische Verformung der Werkstoffe. Sie stellen somit die Grenze zwischen dem verformten und dem unverformten Kristallteil dar. Sie werden beschrieben durch die Orientierung des Burgersvektors b und des Linienvektors s . Bei einer reinen Stufenversetzung stehen beide Vektoren senkrecht aufeinander, bei einer reinen Schraubenversetzung liegen beide parallel zueinander (siehe Bild 3.11).

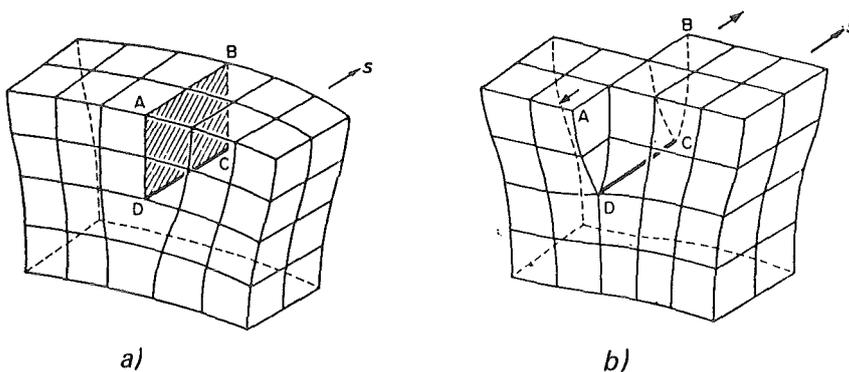


Bild 3.11: Schematische Darstellung einer
a. Stufenversetzung
b. Schraubenversetzung /20/

Meist kommen jedoch Mischtypen vor /20,22/. Versetzungen befinden sich in den Gleitebenen der Körner mit unterschiedlich großer Dichte. Die plastischen Verformungen und die einhergehenden Versetzungsbewegungen können auf verschiedene Art und Weise neue Versetzungen schaffen und deren Dichte damit erhöhen. Die Versetzungsgeschwindigkeit wächst mit steigender Spannung. Dagegen erhöht sich die Fließspannung nur, wenn die Versetzungsbeweglichkeit eingeschränkt wird. Dieser Vorgang wird durch andere Gitterfehler oder weitere Versetzungen sowie durch Korn- und Phasengrenzen ermöglicht /22/. In diesem Fall handelt es sich um sog. Verfestigungsmechanismen (siehe dazu Bild 3.12 und /14/).

Verfestigungsmechanismen		Spannungsanteil	Oberflächenmerkmale
Wechselwirkung von Gleitversetzungen mit	Schematische Darstellung		
1 Versetzungen		$\Delta\sigma_1 = \sigma_{Vers} + a_1 G b \sqrt{\rho_{Ges}}$	Gleitlinien und Gleitbänder und/oder Zwillingslamellen
2 Korngrenzen		$\Delta\sigma_2 = C_{KG} \cdot \frac{b}{\sqrt{d}}$	Mehrfachgleitung
3 Gelosten Fremdatomen		$\Delta\sigma_3 = C_{FK} + a_2 G c^n$ $0.5 \leq n \leq 1$	Scharfer ausgeprägte Gleitbänder infolge kleinerer Stöplenergie
4 Teilchen			
a) kohärente Ausscheidungen		$\Delta\sigma_4^{(a)} = \sigma_{Aus} = a_3 \gamma_{eff} \frac{R}{1+2R}$ $n_1 = n_2 = 1.5$	Großgleitung
b) inkohärente Ausscheidungen bzw. Dispersionen		$\Delta\sigma_4^{(b)} = C_{Tol} = a_4 \frac{Gb}{l} \ln \frac{R}{b}$	Finggleitung
c) korrege Anordnung 2 Phasen		$\Delta\sigma_4^{(c)} = C_{Pk} = \frac{k'}{\sqrt{\lambda}}$	Inhomogene Gleitung
d) lamellare Anordnung 2 Phasen		$\Delta\sigma_4^{(d)} = C_{Pl} = \frac{a_5}{\lambda}$	
e) grobe Zweiphasigkeit		$\Delta\sigma_4^{(e)} = C_{Pg} = (\sigma_B - \sigma_A) f$	

Bild 3.12: Verfestigungsmechanismen und ihre Oberflächenmerkmale /14/

3.2.2 Das Bruchverhalten martensitischer und austenitischer Stähle

Bei den martensitischen Stählen werfen der in einem verzerrten Gitter vorliegende harte Martensit und die bei den Umwandlungen entstehenden Eigenspannungen, die schon bei geringer Bean-

spr chung zur Rißbildung führen können, Probleme auf. Diese Rißbildung kann schließlich zu einem extrem spröden Bruchverhalten führen. Aus diesem Grunde müssen Martensite angelassen werden. Dabei muß die Gefahr der Anlaßsprödigkeit beachtet werden, die auf der Ausscheidung von Spurenelementen auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen beruht /13/. Austenitische Stähle weisen eine hohe Zähigkeit bis zu tiefen Temperaturen auf, was einen Trennbruch als Bruchform bei ihnen ausschließt. Problematisch ist nur das mögliche Auftreten der äußerst harten und spröden Sigma-Phase, die zu einer Sprödigkeit führen kann.

3.3 Der duktile und spröde Bruch

Eingangs muß hierbei auf die Schwierigkeit hingewiesen werden, die sich bei der Klassifizierung eines jeweiligen Bruches ergibt. Zieht man als Unterscheidungskriterium z.B. den Energieverbrauch während der Rißausbildung heran, so liegt bei einem hohen Verbrauch ein duktiler Bruch vor und bei einem geringen Verbrauch ein spröder Bruch. Es ist jedoch möglich, daß Brüche, die entsprechend dem Mechanismus und ihrem Aussehen nach als duktil eingestuft werden, nur eine geringe Energie erfordern, sodaß sie nach ersterem Kriterium als Sprödbbruch bezeichnet werden würden /20,23/.

In diesem Zusammenhang sei auf Engel/Klinge le /19/ hingewiesen, die durch eindrucksvolle Bilder die verschiedenen Brucharten darstellen. Sie geben somit eine gute Vergleichsmöglichkeit bei der Interpretation von Brüchen an die Hand.

3.3.1 Der duktile Bruch

Der Ablauf, der zu einem duktilen Bruch führt, unterteilt sich in drei Phasen:

1. Einschnürung der Probe nach und während der Bildung von kleinen Hohlräumen (Bild 3.13);
2. Ausdehnung der Hohlräume und Ausbildung eines Risses;

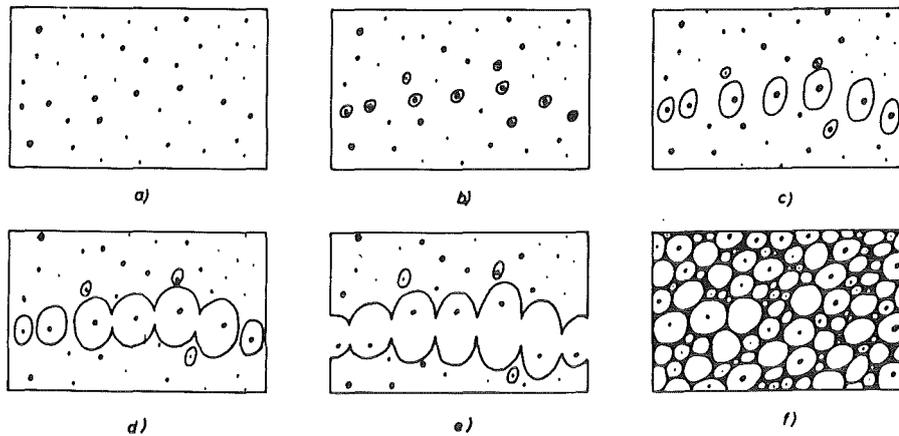


Bild 3.13: a-e: Hohlraumbildung bei einem duktilen Bruchverlauf
f: Bruchfläche in der Draufsicht /20/

3. Fortschreiten des Risses bis zur Werkstückoberfläche hin unter einem Winkel von 45° zur Beanspruchungsrichtung.

Aus diesen Teilschritten ergibt sich das in Bild 3.14 schematisch wiedergegebene Aussehen eines duktilen Bruches. Geprägt wird der Vorgang und das sich ergebende Bruchbild ("cup and cone") durch die plastischen Verformungen, die im Inneren des Werkstoffes stattfinden.

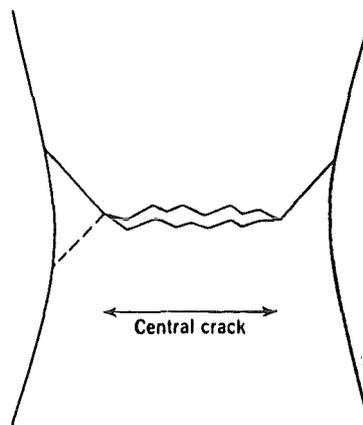


Bild 3.14: Schematische Darstellung der Ausbildung von Bruchflächen beim duktilen Bruch /23/

Typisch für diesen Bruch ist die Entstehung eines in der Probenmitte gelegenen "zentralen Risses" (wegen der Spannungsverteilung bzw. -Überhöhung in der Mitte bei Beginn der Einschnürung), der von den Hohlräumen umgeben ist. Deren Bildung und Ausweitung unterliegt in erster Linie dem Einfluß des Gefüges (Art, Dichte, Größe, Verteilung von Ausscheidungen, nichtmetallische Einschlüsse, Verunreinigungen, Poren) und dem daraus resultierenden Maß an Oberflächenenergie der Teilchen. Je kleiner diese Energie ist, desto kleiner sind die Kohäsionskräfte, was wiederum eine Hohlraumbildung und damit einen Bruch erleichtert. Zudem haben die Versetzungen auch einen gewichtigen Einfluß an der Hohlraumbildung /23/.

Die "Zick-Zack"-Struktur der Bruchfläche wird ebenfalls mit dem "Hohlraum-Modell" erklärt, weil die Hohlräume sich nach einem ersten Wachstum und nach der Bildung des zentralen Risses abwechselnd an den beiden möglichen Achsen, die beide um 45° zur Beanspruchungsrichtung geneigt sind, ausrichten und sich fortbewegen /15,23/.

3.3.2 Der spröde Bruch

Im Unterschied zum duktilen Bruch tritt der Sprödbbruch "ohne" plastische Verformung (keine Verlängerung, keine Einschnürung) und damit plötzlich auf. Als wichtigste Ursachen für einen Sprödbbruch werden folgende Punkte angenommen:

- . mehrachsiger Spannungszustand
- . hohe Beanspruchungsgeschwindigkeit
- . tiefe Temperatur
- . Bestrahlungsschädigung oder
- . chemischer Angriff (darunter ist auch z.B. die Flüssigmetallversprödung einzureihen) /19,23,24/.

Beim Sprödbbruch verläuft die Bruchfläche längs definierter Kristallflächen, den sog. Spaltebenen oder entlang von Korngrenzen (Bild 3.15). Man unterscheidet daher den transkristallinen oder Spaltbruch und den interkristallinen Sprödbbruch. Ersterer findet sich

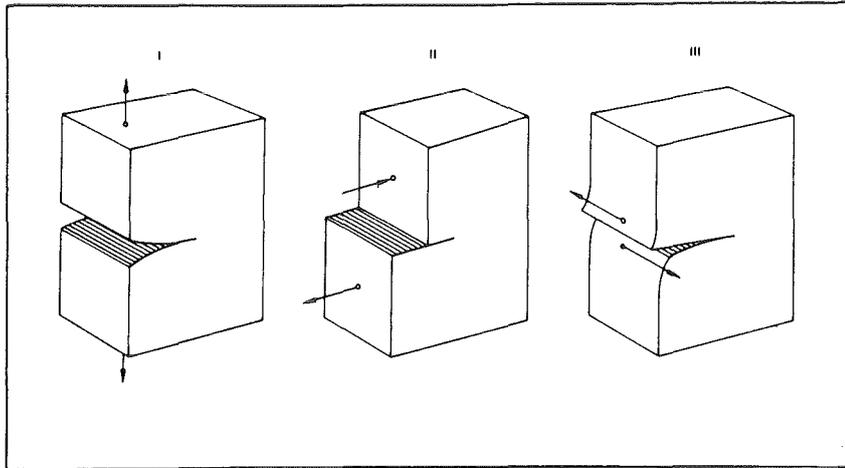


Bild 3.15: Ausbildungsmöglichkeiten der Bruchflächen beim Sprödbbruch:

1. Reißflächen bewegen sich voneinander weg (Reißöffnung);
2. Reißflächen gleiten aufeinander ab in Richtung des Reißfortschrittes
3. \sim senkrecht zur Richtung des Reißfortschrittes /19/

im neutralen Medium bei hexagonal- oder kfz-kristallisierenden Metallen, während er bei kfz-Metallen nicht zu finden ist. Jedoch kann z.B. durch chemischen Angriff (korrosive Medien, flüssige Metallschmelzen \rightarrow "environment-sensitive fracture behaviour", vgl. Kap. 6) die Spaltfestigkeit derart herabgesetzt werden, daß auch im kfz-Gitter Spaltbruch möglich wird. In diesem Fall spricht man gerne von dem "duktil-spröd"-Übergang, der bislang auch oft unter dem Einfluß einer fallenden Prüftemperatur untersucht wurde /24/. Der interkristalline Sprödbbruch tritt auf, wenn eine Korngrenzenversprödung infolge von Verfestigungen oder Verunreinigungen eingetreten ist /19/.

In der Theorie wurde versucht, diese Bruchart anhand verschiedener Modelle zu erklären, bei denen die Versetzungen und ihre Bewegungen ebenfalls eine wichtige Rolle spielen /20,23/. Besondere Beachtung fand daher auch die Untersuchung des Zusammenspiels von

Bruchspannung und Fließspannung. Bild 3.16 verdeutlicht die geänderten Spannungsverhältnisse bei sprödem Bruchverhalten gegenüber dem duktilen.

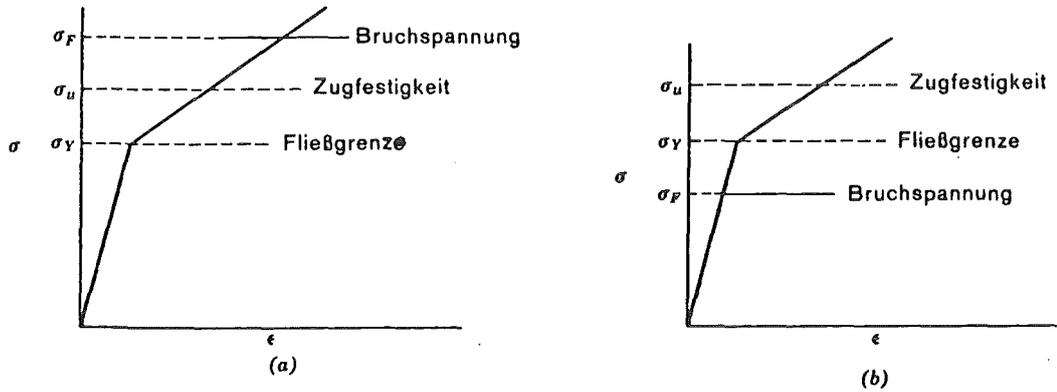


Bild 3.16: Beziehungen zwischen Bruchspannung, Fließgrenze und Zugfestigkeit beim
a. duktilen und
b. spröden Werkstoff /13/

Die aus Bild 3.16 ersichtlichen Veränderungen, die fehlende plastische Verformung und das plötzliche Auftreten dieses Bruches, werfen große Probleme in der Voraussage und Berechnung auf. Zudem kann durch die herkömmliche Festigkeitslehre, die auf der Elastizitätstheorie aufbaut, dieses für metallische Werkstoffe eigentlich untypische Bruchverhalten nicht vollständig erklärt werden. Da zusätzlich erkannt worden ist, daß bei einer Zugprobe, deren Oberfläche eingekerbt war, ein Versagen ohne große plastische Verformung (im Gegensatz zur gleichen ungekerbten Probe) eintrat (Bild 3.17), wurde das Hauptaugenmerk bei der Untersuchung von Sprödbrüchen auf den Riß bzw. den Spannungszustand an der Rißspitze gelenkt /26,27/. Diese Tatsache hat zur Folge gehabt, daß neue theoretische Ansätze auf der klassischen Festigkeitslehre aufbauend entstanden sind, die unter dem Begriff Bruchmechanik zusammengefaßt werden. Die hier entwickelten Methoden sollen zuverlässige Voraussagen und Berechnungsmöglichkeiten für den Sprödbbruch bieten /25-28/.

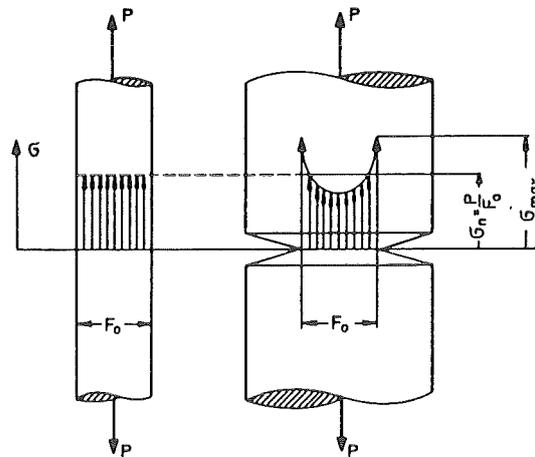


Bild 3.17: Spannungsbildung im Stabinneren ohne und mit Kerben bei Zugbeanspruchung (gleicher Nennquerschnitt) /25/

4. Das Lithium

Lithium gehört neben den anderen Alkalimetallen Na, K, Rb, Cs zur 1. Hauptgruppe des Periodensystems. Es hat die Ordnungszahl 3 und ist bei einer Atommasse von 6,941 das leichteste bei RT feste Element. Aufgrund seiner Stellung im Periodensystem zeigt es die für die Alkalimetalle typischen Eigenschaften (starke Alkalität seiner Hydroxidlösung) und weist daneben auch ein dem Magnesium ähnliches Verhalten (es verbrennt nur zum Oxid nicht zum Peroxid) auf. Seine natürlichen Isotopen sind ${}^6_3\text{Li}$ und ${}^7_3\text{Li}$, die beide nicht radioaktiv sind.

Das Lithiummetall wird vorwiegend über die Schmelzelektrolyse von Lithium-Chlorid gewonnen. Anwendung findet das Lithium in folgenden Bereichen:

- als Legierungselement in Al- und Mg-Legierungen: es verbessert die mechanischen Eigenschaften (Streckgrenze, Bruchfestigkeit) unter Verringerung des spezifischen Gewichts und der Temperaturbeständigkeit /29/;

- . als Desoxidations-, Desulfierungs- und Entgasungsmittel für Kupfer, Nickel und hochlegierte Stähle wegen der hohen Affinität zu den Nichtmetallen;
- . als Lösungsanode in elektrochemischen Stromquellen hoher Energiedichte wegen des hohen elektrochemischen Äquivalents und des niedrigen elektrochemischen Potentials;
- . als Brut- und Kühlmittel im Bereich der Fusionsreakorteknik wegen der Verschiedenartigkeit der kernchemischen Reaktionen seiner beiden Isotopen (vgl. 4.3) /30,31/.

Die folgenden Eigenschaftswerte des Lithiums sind mehreren Literaturstellen (30-33) entnommen, in denen sich auch weitere ausführliche Hinweise befinden. Die Ursache für die Vielzahl von Quellen ist damit begründet, daß Lithium erst in späterer Zeit an Bedeutung gewonnen hat. Daher fehlte bisher eine einheitliche Untersuchungssystematik, sowie genauere Analysemöglichkeiten, was zu recht divergierenden Zahlenwerten führte; z.B. die Schmelztemperatur:

$$T_s = 179,0 \text{ } ^\circ\text{C} - 180,7 \text{ } ^\circ\text{C} /31/$$

$$T_s = 180,54 \text{ } ^\circ\text{C} /30/$$

$$T_s = 180,0 \text{ } ^\circ\text{C} /33/ \text{ und}$$

$$T_s = 186 \text{ } ^\circ\text{C} /34/$$

4.1 Mechanische Eigenschaften:

- . Zugfestigkeit : 0,6 MPa
- . E-Modul : 5000 MPa
- . Härte, Skala nach Mohs : 0,6

Die geringe Härte läßt eine gute mechanische Verformung (Strangpressen, Walzen u.a.) und Bearbeitung zu.

4.2 Physikalische Eigenschaften:

- . Schmelzpunkt : 180,5 $^\circ\text{C}$
- . Siedepunkt : 1340 $^\circ\text{C}$

- . Dichte : 0,534 Kg/dm³
- . Längsausdehnungskoeffizient: 56,0 · 10⁻⁶ K⁻¹
- . Wärmeleitfähigkeit : 0,149 (0,112 im fl. Zustand)
- . Volumenänderung
am Schmelzpunkt : + 1,51%
- . Oberflächenspannung : 398 mN/m bei T_S
- . Kristallstruktur : krz für - 180 ≤ T ≤ 180 °C

4.3 Kernphysikalische Eigenschaften

Die Anwendbarkeit des Lithiums in der Reaktortechnik basiert auf dem Vorhandensein seiner Isotopen ${}^6_3\text{Li}$ und ${}^7_3\text{Li}$.

Als Haupteinsatzbereiche lassen sich nennen:

1. die Energiegewinnung über einen kontrollierten Kernverschmelzungsprozeß: hier wird das ${}^6_3\text{Li}$ als Brutmittel für die Tritiumherstellung verwendet (${}^6_3\text{Li} + {}^1_0\text{n} \rightarrow {}^3_1\text{T} + {}^4_2\text{He} + 4,8 \text{ MeV}$), das mit Deuterium die Kernverschmelzungsreaktion ablaufen lassen soll (${}^2_1\text{D} + {}^3_1\text{T} \rightarrow {}^4_2\text{He} + {}^1_0\text{n} + 17 \text{ MeV}$).
2. die Kühlung der Fusionsreaktorummantelung durch ${}^7_3\text{Li}$ (keine Umsetzung mit Neutronen: ${}^7_3\text{Li} + {}^1_0\text{n} \rightarrow {}^4_2\text{He} + {}^3_1\text{T} + {}^1_0\text{n} - 2,5 \text{ MeV}$), durch flüssiges Lithiummetall oder die Salzschmelze LiF + BeF₂ /35/.

Weitere kerntechnische Verwendung kann das Lithium als Lösungsmittel für Kernbrennstoffe, zur Isotopentrennung, als Strahlenschutz und als Moderator finden /30/. Vor diesem Hintergrund wurden im physikalischen Bereich die thermodynamischen Eigenschaften (Dichte, Kompressibilität, Enthalpie, Dampfdruck) sowie das Transportverhalten (Viskosität, Selbstdiffusion, elektr. und Wärmeleitfähigkeit) in Abhängigkeit von Druck und Temperatur untersucht /30,31,36/.

4.4 Chemisches Verhalten

Lithium ist sehr reaktionsfähig. Der Luft ausgesetzt reagiert es nach kurzer Zeit vorrangig zu Lithiumnitrid und daneben zu Lithiumoxid bzw. -hydroxid und kann nach dem Übergang des Hydroxid zum

Carbonat vollständig zerfallen. Bei erhöhter Temperatur bildet sich dagegen hauptsächlich Lithiumoxid. Starke Reaktionen stellen sich mit anorganischen Säuren und Halogenen ein. Im Vergleich zum Natrium und den schweren Alkalien reagiert Lithium wesentlich langsamer mit Luft, Wasser und Halogenen, jedoch schneller mit Stickstoff, Wasserstoff und Kohlenstoff /30,31/.

Bei früheren Bestrebungen wurde von der chemischen Seite her die Eignung des Lithiums als Legierungselement untersucht. Es wurden Abschätzungen angestellt, welche Verbindungen möglich sind, dazu die Gitterkonfiguration bestimmt und die Phasendiagramme aufgestellt. Man stellte fest, daß Mischkristallbildung selten vorkommt, daß Lithium jedoch recht viele intermetallische Verbindungen eingehen kann, die in eine Ionenbindung übergehen, je stärker der nichtmetallische Charakter des Legierungspartners ausgeprägt ist /31,37,38/.

Mit dem steigenden Interesse der Reaktortechnik am Lithium änderte sich auch der Schwerpunkt der chemischen Untersuchungsmethoden. Nun galt es, die Verträglichkeit bzw. Beständigkeit von Strukturwerkstoffen in dem flüssigen Lithium zu untersuchen. Hintergrund war der Versuch, den korrosiven Einfluß des Lithiums auf die Stähle zu erforschen. Aus diesem Grund wurden Langzeitversuche (statisch und dynamisch) im Temperaturbereich von 600 - 1000 °C unternommen mit dem Ziel, unter anderem das Löslichkeitsverhalten der Legierungselemente der Stähle im flüssigen Lithium zu ermitteln. Dabei galt es, die zwei Fälle

- a. des reinen Lithiums und
- b. des mit nicht metallischen Zusätzen (N,C,O) verunreinigten Lithiums

zu unterscheiden, da letzteres chemisch wesentlich aggressiver ist, was zu höherer Löslichkeit der Komponenten im Lithium führt. Bild 4.1 zeigt exemplarisch die Löslichkeit von Chrom in Lithium.

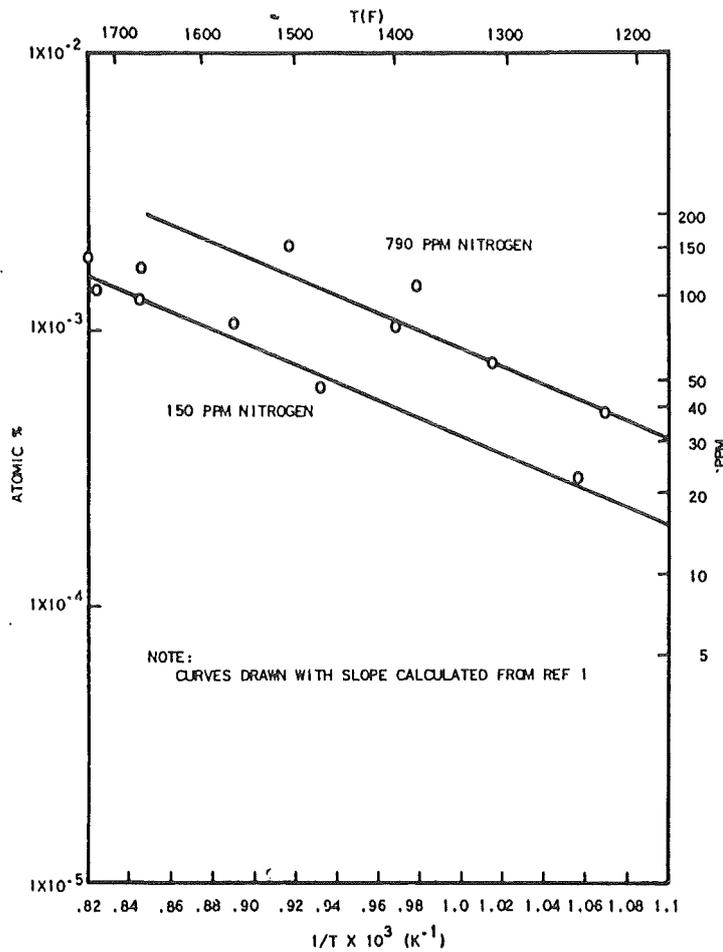


Bild 4.1: Einfluß des Stickstoffgehaltes auf die Löslichkeit von Chrom in Lithium /39/

Als Ursachen für das Korrosionsverhalten wurden ermittelt:

- . Auflösungen in flüssiges Metall
- . Bildung intermetallischer Verbindungen
- . chemischer Angriff durch die Verunreinigungen des Lithiums
- . Korngrenzendiffusion

Bild 4.2 zeigt als Ergebnis solcher Untersuchungen die Löslichkeiten verschiedener Elemente. Jedoch kann ihre Löslichkeit im reinen Zustand nicht auf den Fall übertragen werden, wenn sie als Legierungselemente von Stählen vorliegen; dann ist ihre

Löslichkeit verringert (vgl. Bild 4.3 und Kap. 6) /35,36,39-44/.

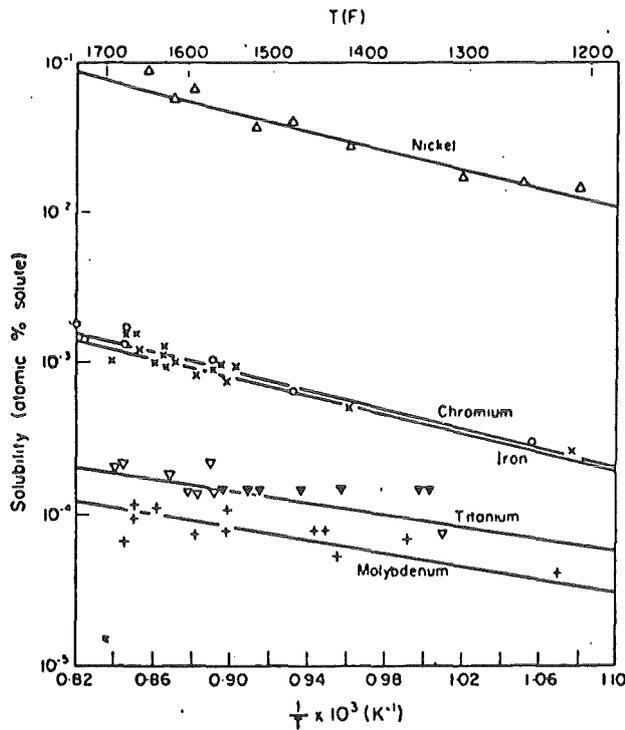


Bild 4.2: Löslichkeitsverhalten von Ni, Cr, Fe, Ti und Mo in Li; Stickstoffgehalt 50-100 ppm /41/

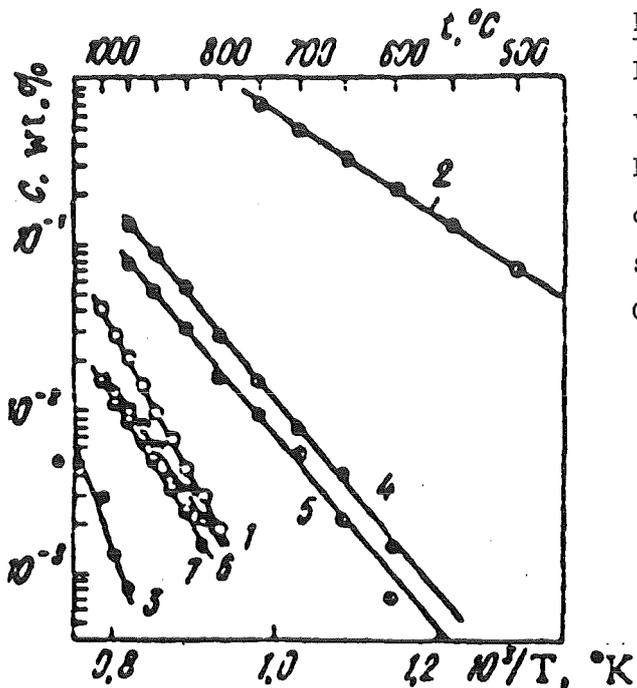


Bild 4.3: Vergleich des Löslichkeitsverhaltens von reinem Cr(1), Ni(2), Fe(3) und Ni(4), Cr(6) des OKh16N15M3B Stahles sowie Ni(5), Cr(7) des OKh16N15M3BR Stahles /42/

5. Die flüssigen Metalle

In diesem Kapitel soll ein kurzer Abriss darüber gegeben werden, was eigentlich flüssige Metalle sind, welche Eigenschaften bei der Untersuchung hauptsächlich erforscht werden und welche Bedeutung und Problematik mit ihrem Einsatz in der Technik verbunden ist.

Es sei an dieser Stelle auf die Arbeiten von FABER /45/ und SCHIMOJI /46/ hingewiesen, die in übersichtlicher Weise einen tieferen Einblick in das Gebiet der flüssigen Metalle ermöglichen.

5.1 Definition der flüssigen Metalle

Unter diesem Begriff, physikalisch richtig ausgedrückt: geschmolzene Metalle, ist die Gruppe von Metallen zu verstehen, die in Tabelle 5.1 wiedergegeben ist.

Metal	Melting point, °C
Mercury (Hg)	-38.9
Cesium (Cs)	28.5
Gallium (Ga)	29.9
Rubidium (Rb)	39.0
Potassium (K)	63.3
Sodium (Na)	97.8
Indium (In)	156.2
Lithium (Li)	180.7
Tin (Sn)	231.9
Bismuth (Bi)	271.3
Thallium (Tl)	303.0
Cadmium (Cd)	321.0
Lead (Pb)	327.4
Zinc (Zn)	419.5
Antimony (Sb)	630.5
Magnesium (Mg)	651.0
Aluminum (Al)	660.2

Tabelle 5.1: Die flüssigen Metalle und ihr Schmelzpunkt /47/

Vorausgesetzt wird, daß die Substanzen Metalle sind und einen Schmelzpunkt unter dem des Aluminiums besitzen.

5.2 Physik der flüssigen Metalle

Die klassische Flüssigkeitstheorie befaßt sich in erster Linie mit der Voraussage der thermodynamischen Eigenschaften für die einzelnen Flüssigkeitssysteme. Dabei beschränkt man sich nicht auf die einzelnen Elemente, sondern schließt die große Vielzahl möglicher Legierungen untereinander mit ein. Die Folge davon ist, daß unterschiedliche Modelle aufgestellt werden. Sie bilden die Grundlage für die Darstellung von flüssigen Metallen und für die Berechnung ihrer physikalischen Daten. Diese Modelle werden jedoch nicht allseitig als zutreffend anerkannt.

So wird auf der einen Seite die Ansicht vertreten, ein flüssiges Metall sei eine wahllose Anordnung von harten Kugeln (hard-spheres), in der die Ionen von Elektronen abgeschirmt würden /48/. Eine andere Auffassung besagt, daß die Elektronen nahezu das Verhalten eines freien Elektrons zeigten und die Ionen aufgrund eines Ausbreitens der Elektronen eine geringe Reichweite aufweisen würden /49/.

Daneben richtet sich die experimentelle Erforschung nach der Verbreitung in der technischen Anwendung, sodaß auch unterschiedlich viele und vergleichbare Daten vorliegen, anhand derer etwaige Richtigkeitsaussagen getroffen werden könnten.

Die grundlegenden Eigenschaften, die auf dem physikalischen Gebiet erforscht werden, um die flüssigen Metalle und deren Legierungen näher zu charakterisieren, sind:

- . Entropie, Mischungswärme, thermische Aktivitäten;
- . Volumenänderung bei Schmelzbeginn bzw. durch zulegierte Komponenten;
- . Änderung der Dichte mit der jeweiligen Zusammensetzung;
- . elektrische und thermische Leitfähigkeit;
- . thermoelektrische Kräfte;
- . magnetische und optische Eigenschaften;

- Strukturanalyse mit Röntgenstrahlen oder Neutronen;
- Röntgenstrahlenemissionsspektrum;
- Diffusionsvorgänge /49/.

All die Größen werden als Funktion von unterschiedlichen Temperaturen und Drücken ermittelt. Die Tabelle 5.2 gibt einen Überblick über entsprechende Zahlenwerte.

Element and atomic number	Atomic weight	Melting point		Latent heat of fusion, cal/gm	Boiling point (760 mm Hg)		Latent heat of vaporization, cal/gm	Vapor pressure		Liquid density gm/cm ³	Heat capacity Cal./gm-C At °C	Viscosity		Thermal conductivity		Electrical resistivity		Surface tension Dynes/cm	Volume change on fusion, % of sol. vol.								
		°C	°F		°C	°F		Atm.	At °C			Centipoises (poises X 10 ³)	At °C	Cal/sec-cm-°C	At °C	μohm-cm	At °C										
Aluminum Al, 13	26.98	660.2	1220.4	94.6	2400 ± 50	4460 ± 120	2600.0	0.01	1733	2.380	860	0.259	680	6.70	862	0.538	25	19.8	857	520	750	6.8					
								0.1	2040	2.369	700			to	4.40	870	0.488	240	20.5	670							
								0.5	2311	2.315	900						2427	4.02	680	0.456	650	21.3	735				
								10.0	3036	2.261	1100							3.62	750	0.445	740	22.4	807				
Antimony Sb, 51	121.76	630.5	1167	38.3	1440	2624	133.8	0.01	1012	6.49	640		727	1.296	702	0.052	630	117.00	627	333	635	-0.94					
								0.1	1195	6.45	700	0.0616		to	1.113	801					117.65	700	384	675			
								0.5	1337	6.38	800					1827	0.994	900	0.05	730	120.31	800	383	725			
								10.0	1783	6.29	970						0.905	1002			123.54	850	380	800			
Bismuth Bi, 83	209.76	271.3	520	12.0	1477	2691	173	0.01	1046	10.03	300	0.0340	271	1.682	304	0.041	300	128.9	300	376	300	-3.32					
								0.1	1231	9.91	400	0.0354	400	-1.280	451	0.037	400	134.2	400	373	350						
								0.5	1395	9.66	600	0.0378	800	0.996	600	0.037	500	145.25	500	370	400						
								10.0	1832	9.40	800	0.0397	800			0.037	600	153.53	750	367	450						
Cadmium Cd, 48	112.41	321	609	13.2	765 ± 2	1409 ± 11	212.2	0.01	470						0.037	700											
								0.1	593	8.01	330	0.0632		321	2.37	350	0.108	355	33.7	400	564	330			4.74		
								0.5	706	7.99	350			to	2.16	400	0.105	358	34.12	500	608	370					
								10.0	1026	7.93	400			700	1.84	500	0.105	380	34.82	600	598	429					
Cesium Cs, 55	132.91	28.5	83	3.84	685	1280	118.5	0.01	358																		
								0.1	487	1.828	116	0.0572		116	0.6299	43.4	0.0442	28.5	36.8	30	39.5	m.p.			2.6		
								0.5	614	1.737	449			to	0.4733	99.6			37.0	37							
								10.0	1019	1.668	727			1227	0.4065	140.5											
Gallium Ga, 31	69.72	29.9	85.8 ± 3	19.16	1983	3601	878	0.01	1474																		
								0.1	1694	6.093	32	0.0955		127	1.894	53	0.07	m.p.	25.9	29.8	735	30		-3.1			
								0.5	1888	5.905	301			to	1.029	301	to		27.2	30.3							
								10.0	2373	5.720	600			2223	0.8783	402	0.09		28.4	461							
Indium In, 49	114.82	156.4	313.0	6.807	2087	3789	472	0.01	1441																		
								0.1	1712	7.026	164	0.0618		227	1.865	165	0.09	m.p.	29.10	154			170	2.5			
								0.5	1962	7.001	194			to	1.734	191	to		30.11	182	340						
								10.0	2639	6.974	228			2027	1.549	231	0.12		31.87	222			250				
Lead Pb, 82	207.21	327.4	621.0	5.89	1751 ± 12	3184 ± 43	204.6	0.01	1142																		
								0.1	1581	10.51	400	0.0350	427	2.116	441	0.039	330	94.8	327	442	350	3.8					
								0.5	1604	10.39	500	0.0335	827	2.059	456	0.038	400	98.0	400	438	400						
								10.0	2239	10.27	600	0.0321	1227	1.700	551	0.037	500	107.2	600	438	450						
Lithium Li, 3	6.94	180.7	357.0	103.5	1336.1 ± 5	2437 ± 9	5100	0.01	871																		
								0.1	1059	0.507	204	1.042	204	0.5421	204	0.1700	25	11.7	20	395	m.p.		1.5				
								0.5	1220	0.488	427	1.005	427	0.4438	316	0.1086	204	45.25	230								
								10.0	1705	0.468	649	0.993	649	0.3909	427	0.1031	315										
								0.452	871	0.989	871	0.3264	593	0.0910	427												
								0.443	982	0.983	1316	0.2731	780	0.0730	538												

Tabelle 5.2 a: Eigenschaftswerte der flüssigen Metalle /47/

Element and atomic number	Atomic weight	Melting point		Latent heat of fusion, cal/gm	Boiling point (760 mm Hg)		Latent heat of vaporization, cal/gm	Vapor pressure		Liquid density		Heat capacity Cal/gm-C At °C	Viscosity		Thermal conductivity		Electrical resistivity		Surface tension		Volume change on fusion, % of sol. vol.						
		°C	°F		°C	°F		Atm.	At °C	gm/cm ³	At °C		Centipoises (poises X 10 ²)	At °C	Cal sec-cm ⁻² °C	At °C	μohm-cm	At °C	Dynes/cm	At °C							
Magnesium Mg. 12	24.32	651	1204	88.8	1107 ± 5	2024 ± 16	1300	0.01	730	1.572	651	0.249	20	1.236	652	0.376	20	4.6	20	563	681	4.2					
								0.1	887	1.544	700	0.317	651	1.213	658	0.398	100									502	894
								0.5	1030	1.500	720	0.334	827	1.147	672	0.389	200										
								10.0	1321	1.470	750	0.357	1027	1.035	703	0.963	725										
Mercury Hg. 80	200.61	-38.37	-37.97	2.8	357	675	69.7	0.01	176	13.645	-20	0.03334	0	1.68	0	0.0196	0	98.4	50	465	20	3.6					
								0.1	251	13.546	20	0.03279	100	1.55	20	0.0231	60	103.2	100	454	112						
								0.5	321	13.115	200	0.03245	200	1.05	200	0.0261	120	114.2	200	436	200						
								10.0	519	12.70	400	0.03234	300	0.84	400	0.0279	160	127.5	300	405	300						
										12.48	500	0.03256	450	0.77	500	0.0303	220	135.5	350	394	354						
Potassium K. 19	39.100	63.3	145.8	14.2	760	1400	473	0.01	427	0.814	100	0.1933	116	0.515	89.8	0.1111	100	13.16	84	100	2.4						
								0.1	560	0.740	427	0.1829	616	0.321	167	0.1013	300	18.70	150	to							
								0.5	690	0.644	871	0.1967	949	0.258	250	0.0898	500	25.00	250	150							
								10.0	1098	0.587	1204	0.2209	1227	0.191	400	0.0785	700	28.2	300	300							
																0.0138	700	0.0703	816	31.4	350						
Rubidium Rb. 37	85.48	39.0	102.0	6.55	700	1202	192	0.01	375	1.475	39	0.0877	116	0.6258	50	0.0662	204	23.15	500	49.5	m.p.	2.5					
								0.1	502	1.418	232	to	0.4644	99.7	0.0580	427	25.32	75	to								
								0.5	622	1.374	449	1227	0.4133	141	0.0497	649	27.47	100	to								
								10.0	994	1.258	949	0.330	204	0.0488	700	0.155	649	0.0455	760	to							
Sodium Na. 11	22.991	97.8	208.0	27.05	881	1618	1005	0.01	533	0.928	100	0.3289	116	0.700	93	0.2055	100	4.500	20	190.4	100	2.5					
								0.1	675	0.820	482	0.3131	282	0.475	204	0.1809	300	9.875	100	180.4	200						
								0.5	811	0.746	871	0.2989	616	0.229	555	0.1596	500	13.125	200	175.4	250						
								10.0	1201	0.686	1202	0.3113	949	0.152	871	0.1412	700	16.575	300	170.6	300						
																0.3396	1227	0.126	871	20.025	400		160.8	400			
Thallium Tl. 81	204.39	303.0	577.0	5.04	1457	2655	189.9	0.01	960	11.289	306.5	0.0358	327	to	0.093	303	18	0	40	327	3.2						
								0.1	1184	11.254	326.7	1427	to	0.059	350	74	303	to									
								0.5	1367	11.250	333.3	to	to	to	to	to	to	to									
								10.0	1907	to	to	to	to	to	to	to	to	to									
Tin Sn. 50	118.70	231.9	449.0	14.5	2270	4118	573	0.01	1675	6.974	238	0.0615	327	2.09	238	0.153	25	11.5	20	526	300	2.6					
								0.1	1933	6.834	409	to	1.91	240	0.08	240	47.6	231.9	522	350							
								0.5	2087	6.729	574	2827	1.67	300	0.081	292	51.4	400	518	400							
								10.0	2731	6.640	704	to	1.38	400	0.078	498	62.7	800	514	450							
																1.05	600	68.6	1000	510	500						
Zinc Zn. 30	65.38	419.5	767.0	24.4	908	1666	419.5	0.01	578	7.14	419.5	0.1148	427	3.17	450	0.038	500	35.3	419.5	785	510	6.9					
								0.1	714	6.81	600	to	2.78	500	0.136	600	35.4	500	778	550							
								0.5	840	6.57	800	827	2.24	600	0.135	700	35.0	600	768	600							
								10.0	1184	to	to	to	1.88	700	to	to	35.65	700	761	640							
																		35.70	800	to	to						

Tabelle 5.2 b: Eigenschaftswerte der flüssigen Metalle /47/

5.3 Anwendung und Probleme

Die technische Anwendung dieser Metalle im flüssigen Zustand hat bislang nur ein geringes Ausmaß angenommen. Ohne auf die einzelnen Werkstoffe einzugehen, sollen hier beispielhaft die Verwendung als Hart- und Weichlote und das Aufbringen oberflächenkonservierender Schutzschichten nach Eintauchen in ein Schmelzbad (Verzinken) genannt werden. Weitere Anwendungsgebiete bestehen auf dem chemischen Gebiet als Katalysatoren oder als inerte Medien. Auch die Brauchbarkeit als Hydraulikflüssigkeiten wird untersucht /47/.

Die Energietechnik und hier insbesondere die Kerntechnik hat für die Flüssigmetalle ein weites Gebiet der technischen Anwendbarkeit geöffnet (vgl. Kap. 3.3). Die Wärmeübertragung bzw. -abfuhr wurde für diese Gruppe zur Hauptaufgabe. Die guten Voraussetzungen dafür sind durch eine hohe Wärmeleitfähigkeit gegeben, die zu einem hohen Wärmeübertragungskoeffizienten führt, weil im flüssigen Zustand ein Wärmetransport über frei bewegliche Elektronen wesentlich besser erfolgt. Weitere wichtige Vorteile sind der über weite Temperaturbereiche beständige Flüssigkeitszustand (beim Zinn über 2000 °C) und der geringe Dampfdruck bei hohen Temperaturen, sodaß das Strukturmaterial, dessen Festigkeit in diesem Temperaturbereich herabgesetzt ist, nicht zusätzlichen Beanspruchungen ausgesetzt wird.

Die Anwendbarkeit wird aber durch die recht hohe Reaktionsfreudigkeit (sehr mobile Metalloberfläche), die sich in einem ausgeprägten Löslichkeitsverhalten äußert, eingeschränkt. So stellte man beim Umgang mit flüssigen Metallen vielfach ein frühzeitiges Werkstoffversagen fest. Dies äußerte sich bei herabgesetzter Dauerfestigkeit durch Ermüdungsbruch und bei korrosivem Angriff in Form eines Sprödbruches. Beide Phänomene sind durch die theoretisch fundierten Kenntnisse über das Kriechverhalten und die Diffusionsvorgänge, die beide unter Langzeiteinwirkung und hoher Temperatur ablaufen, interpretierbar und daher auch durch viele Versuche abgesichert. Es wurde auch ein weiterer Effekt entdeckt, nämlich der der Flüssigmetallversprödung (liquid metal embrittlement = LME).

Dieser Vorgang, der nach kurzer Kontaktzeit im flüssigen Medium, bei niedriger Temperatur (Schmelzpunkt) und bei gegebenem Spannungszustand eintritt, ist durch die klassischen Theorien nicht erklärbar. Obwohl durch Versuche schon früh entdeckt, war man auf Vermutungen hinsichtlich der Erklärung angewiesen, was viele Praktiker davon abhielt, die LME als Versagensgrund anzuerkennen, zumal die technischen Legierungen (Stähle) selten in den Versuchen erfaßt wurden. In der jüngeren Zeit sind die Untersuchungen systematisiert, Modelltheorien zur Erklärung aufgestellt und die LME für ein Werkstoffversagen anerkannt worden.

6. Die Flüssigmetallversprödung - LME -

Unter der Flüssigmetallversprödung (Liquid Metal Embrittlement - LME) ist eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften eines festen Metalls unter dem Einfluß einer Zugbeanspruchung (Spannung) und der benetzenden Umgebung eines flüssigen Metalls zu verstehen. Als Maß der Versprödung wird die verringerte Duktilität oder die wahre Bruchspannung herangezogen. Das Phänomen der LME beschränkt sich dabei auf den Bereich um den Schmelzpunkt des flüssigen Metalls (vgl. Bild 6.1).

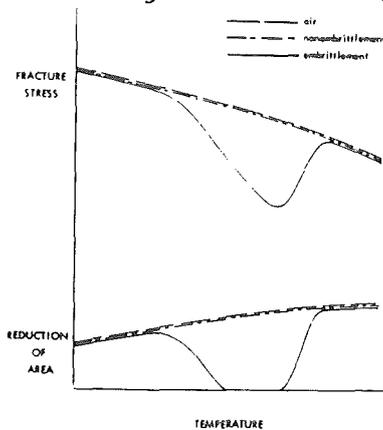


Bild 6.1: Schematische Darstellung der Auswirkung durch LME /50/

Die LME ist ein Gebiet der Werkstoffwissenschaft, das noch nicht vollständig vom Verständnis her erschlossen ist. Dies beruht auf der Eigenart ("specificity") der LME. Diese Definition besagt, daß jedes feste Metall oder jede Legierung nur durch ein spezifisches flüssiges Metall (rein oder legiert) versprödet wird /50/. Vor diesem Hintergrund: "Versprödung?": "ja oder nein" (go - not go) wurden immer wieder spezielle Reaktionspaare und deren Umfeld untersucht. Die Folge der "speziellen" Untersuchungen war die geringe Übertragbarkeit auf andere Versprödungssysteme und somit eine fehlende Voraussagbarkeit. Daher ergaben die verschiedenen Versuche auch unterschiedliche, oftmals widersprüchliche und nicht allgemein gültige Theorien. Im Vorfeld der allgemeinen Abhandlung der LME müssen folglich alle relevanten Vorstellungen und Mechanismen vorgestellt werden, die hier erst bei zugrundeliegenden Versuchsergebnissen selektiv angewendet werden sollen.

Sehr hilfreich für das Studium der LME ist das Werk von ROSTOKER et al. /51/ und die Arbeiten /48-52/.

6.1 Einordnung der LME und ihre Bedeutung für die Praxis

Bei der Einordnung kann man zweierlei Wege gehen.

6.1.1 Die Nebenformen der klassischen LME

Neben der oben definierten klassischen LME sind als Abkömmlinge die folgenden Kombinationen zu bezeichnen:

a. fest/flüssig:

- . die Korngrenzendurchdringung beim Festkörper durch die Flüssigkeit, z.B.: Al/Ga
- . der selektive Angriff auf Phasen oder Ausscheidungen im Festkörper, z.B.: Kohlenstoffstähle/Li
- . die Reaktionen zwischen den Partnern, z.B.: Cn/Li /56,57/;

b. fest/fest:

d.h. wenn die Temperatur unter der Schmelztemperatur des Verspröders liegt und der Oberflächenfilm demzufolge fest ist. In diesem Fall spricht man von einer Fest-Metall-Versprödung (solid metal-induced embrittlement SMiE). Der Umfang der Versprödung ist jedoch eingeschränkt und setzt eine deutliche Senkung der Temperatur (um 100 °C unter dem Schmelzpunkt) voraus /58/.

6.1.2 LME als eine Erscheinungsform umgebungsbedingter Schadenseinflüsse

In diesem Zusammenhang werden unterschieden:

- a. die Wasserstoff-Versprödung (hydrogen embrittlement-HE),
- b. die Spannungsrißkorrosion (stress corrosion cracking-SCC),
- c. die Anlaßversprödung (temper embrittlement-TE),
- d. die LME/SMiE

und untereinander Parallelitäten ermittelt.

Als Gemeinsamkeit von SCC und LME erkannte man die selektive Adsorption, die zu einer verringerten Kohäsion führt.

Ähnlichkeiten zeigten sich auch im zeitlichen Verlauf des Rißwachstums sowie in den dem Spaltbruch ähnlichen Bruchflächen /59/.

Vergleichbare Aspekte zwischen TE und HE ergaben sich aus der Natur der vorhandenen Verunreinigungen, die in beiden Fällen eine gesteigerte Schädigung hervorriefen /53/. Die meiste Beachtung fand der Vergleich zwischen HE und LME /58,60,61/. Er ergab, daß die Randbedingungen (eine vorhandene Spannung im Festmetall, eine geringe gegenseitige Löslichkeit, so gut wie keine Neigung zur Bildung intermetallischer Verbindungen und das Vorhandensein eines Verspröders an den schon vorher im festen Werkstoff existierten Mikrorissen) für beide Versprödungsarten gleich sind. Zudem wurden Parallelen im Rißwachstum, in der Abhängigkeit der Wirksamkeit von einem bestimmten Temperaturbereich und in einem mit der Spannung und möglichen Zusätzen verstärkten schädlichen Einfluß festgestellt.

Insbesondere mittels der Fraktographie wurde der Versuch unternommen, über das ähnliche Aussehen der Bruchflächen die gleiche Erklärung für beide Vorgänge zu erhalten. Man erkannte, daß bei beiden eine Adsorption an der Rißspitze stattfindet, die unter Bildung von Versetzungen zu einem Rißwachstum führt, das seinerseits über Gleitvorgänge fortschreitet /60,61/.

Um die Bedeutung der LME aufzuzeigen und als Nachweis, daß sich dieses Phänomen nicht nur auf experimentelle und theoretische Laborstudien beschränkt, seien einige in der Praxis bekannte Fälle genannt:

- a. die Versprödung von Stählen, denen zur Verbesserung der Duktilität Blei zulegiert wird, in einem Temperaturbereich zwischen 200-480 °C /62/;
- b. die Versprödung durch Beschichtungen, z.B.: Cadmium auf Stählen oder Titanlegierungen;
- c. die Versprödung beim Schweißen, Hart- und Weichlöten, wobei vom Kupfer oder Zink ein derartiger Einfluß ausgeht /63,64/;

- d. Versprödung bei Arbeitsprozessen, bei denen mit flüssigen Metallen umgegangen wird oder metallische Überzüge über den Schmelzpunkt erhitzt werden, z.B. bei Verzinkungskesseln aus Stahl oder an Schmelzkesseln bei der Zinkentsilberung des Bleis;
- e. denkbar ist auch die Versprödung der Kühlmittelrohre durch flüssige Alkalimetalle (Kühlmittel) im Reaktorbau; so ist z.B. im geplanten Fusionsreaktor durch Lithium das Auftreten dieses Effektes nicht auszuschließen /54/.

Problematisch und daher bedeutungsvoll wird die LME für die Praxis durch die Tatsache, daß, ganz im Gegensatz zur Korrosion oder Ermüdung, unfallverhütende Untersuchungsmaßnahmen während des Betriebes nicht möglich sind und daß beim Eintritt der LME meist ein sofortiges Versagen stattfindet. Es müssen daher von der Theorie weitere gesicherte Voraussagemöglichkeiten ausgearbeitet werden, wann eine Versprödung wahrscheinlich ist. Was dazu bisher an Möglichkeiten gegeben ist, sollen die anschließenden Kapitel zeigen. Zur Einführung sollen die Tabellen 6.1-6.3 einen Überblick über einige Paarungen geben, bei denen eine Versprödung/Nichtversprödung nachgewiesen ist (dazu vergleiche auch /55/).

Liquid \ Solid	Hg		Ca	Na	In	Li	Se	Sn	Bi	Tl	Cd	Pb	Zn	Te
	P	A	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P
Bi	P		c	d										
Cd	P	a	a											
Pb	P	c												
Zn	P												c,e	
Mg	CA		b	b		b	b	b	b	b	b	b	b	
Al	P							a						
	CA					b	b		b	b	b	b		
Au	P	b		b										
Cu	CP	c,e		c				c						c
Fe	P	b	b			b								
	LA	b	b											
	CA		b	b	b			b	b,e	b	b		b,e	
Ti	CA			b	b	b	b	b	b	b		b	b	b

Tab. 6.1: Zusammenfassung einiger nicht-versprödender Paare

- P = Element
- A = Legierung
- C = kommerziell
- L = Labor
- a = begrenzt nachgewiesen
- b = eine Testtemperatur
- c = keine Veröffentlichung über Tests
- e = auch als Versprödung nachgewiesen /50/

Eng. Metal	Test Temperature (°C)													
	30	50	125	180	210	250	260	300	325	350	380	450	475	
	Liquid Metal													
	Hg*	Ga	Na	In	Li	Se	Sn	Bi	Tl	Cd	Pb	Zn	Te	
Al Alloys	E	E	E	E	N	N	E	N	N	N	N	E		
Mg Alloys	N	N	E	N	N	N	N	N	N	N	N	E		
Steel	N	N	N	E	E	N	N	N	N	E	N	E	E	
Ti Alloys	E	N	N	N	N	N	N	N	N	E	N	N	N	

Tab. 6.2: Versprödungsverhalten verschiedener flüssiger Metalle und allgemeiner technischer Legierungen /51/

Liquid Solid	Hg		Cs		Ga		Na		In		Li		Sn		Bi		Tl		Cd		Pb		Zn		Te		Sb		Cu						
	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A	P	A					
Sn P	x																																		
Bi P	x																																		
Cd P		x	x	x	x								x																						
Zn P	x	x			x								x								x														
LA		x																																	
Mg CA							x																												
Al P	x	x			x			x						x						x															
CA	x	x			x		x	x					x																						
Ge P					x				x				x			x		x	x	x															
Ag P	x	x			x	x							x																						
LA													x																						
Cu CP	x	x					x								x	x					x														
LA	x																																		
CA	x	x						x	x				x(?)		x																				
Ni P	x												x																						
LA													x																						
CA														x																					
Fe P																																			
LA	x	x											x																						
CA								x					x	x						x	x	x	x	x	x										
Pd P													x																						
LA													x																						
Ti CA		x																			x														

Tab. 6.3: Zusammenfassung einiger Versprödungspaare

P = Element C = kommerziell
 A = Legierung L = Labor /50/

6.2 Charakteristiken und Voraussetzungen

LME ist ein Vorgang, der nach Bildung eines Risses an der benetzten Oberfläche und dessen anschließendem Wachstum erfolgt. Mit steigender Temperatur ist ein Übergang duktil-spröde und anschließend

wieder spröde-duktil des festen Werkstoffes zu beobachten. Nur im Bereich zwischen beiden Übergängen erfolgt eine Versprödung. Das Auftreten und das Ausmaß der Versprödung wird durch Legierungszusätze beim festen wie flüssigen Metall, durch die Streckgrenze, die Korngröße sowie die Vorverformung mitbestimmt. Der Rißverlauf ist meist interkristallin, kann aber auch transkristallin sein. Die Länge der Kontaktdauer beider Reaktionspartner ist unerheblich. Weitere Einzelheiten hierzu finden sich in Kap. 6.3 /65,66/.

Als Voraussetzung für die LME werden in der Literatur folgende Punkte genannt:

- a. eine Zugspannung (einachsig); jedoch können auch Biegespannungen oder komplexe Spannungsverhältnisse zum Versagen führen; der Druckversuch ist jedoch nicht geeignet; die Spannung muß ein Mindestmaß betragen, welches aber für jedes System sehr stark variieren kann und zudem von Vorspannungen im Festmetall beeinflußt werden kann;
- b. entweder ein schon bestehender Riß oder eine meßbare plastische Verformung;
- c. ein Vorhandensein beständiger Hindernisse (z.B. Korngrenzen) für die Versetzungsbewegung im Gitter, die zu einer Spannungskonzentration führen;
- d. Adsorption des Verspröders an diesem Hindernis und demzufolge an der fortschreitenden Rißspitze; eine ausreichende Menge an flüssigem Metall wird hier zu einer weiteren Voraussetzung; denn es hat sich gezeigt, daß ein Rißwachstum nach Entfernen des flüssigen Metalls zum Stillstand kommt;
- e. eine gute Benetzung, die zu einem direkten Kontakt von flüssigem Metall und festem Metall (Rißspitze) führt; die Benetzbarkeit kann durch vorhandene Oberflächenverunreinigungen (Oxidfilme) eingeschränkt oder gar verhindert werden, was meist auch eine Versprödung unterbindet;
- f. ein Temperaturbereich, der zwischen zwei spröde-duktilen Übergängen liegt /52,55-58,67/.

6.3 Die Einflußfaktoren

In diesem Kapitel sollen die Parameter aufgeführt werden, die das Ausmaß der LME in entscheidendem Maße prägen. Es ist hierbei anzumerken, daß die unten stehenden Aussagen allgemeine aber keine absolute Gültigkeit haben, da immer wieder Ausnahmen auftreten (vgl. dazu angegebene Literatur).

6.3.1 Metallurgische und physikalische Parameter des festen Metalls

Zur Erklärung der verschiedenen Einflußfaktoren behilft man sich mit einem σ/τ -Modell. Hierin bedeutet σ die Zugspannung, die zum Aufbrechen der Atombindungen notwendig ist und τ die Scherspannung, die zur Versetzungsbewegung erforderlich ist. Das Verhältnis σ/τ steht im direkten Zusammenhang mit dem Werkstoffverhalten. Liegt σ/τ über einem kritischen Wert, so erfolgt eine Verformung; ist σ/τ kleiner, so stellt sich ein Sprödbruch ein. Die verschiedenen Testvariablen können σ und τ beeinflussen und darüber die Tendenz zum Sprödbruch mitbestimmen. Somit ist eine Vergrößerung des Verhältnisses (τ wird kleiner und/oder σ wird größer) einer Verringerung der Versprödungsneigung gleich zu setzen /52,68/.

a. Die chemische Zusammensetzung

Ein Zulegieren reduziert das Verhältnis σ/τ und verstärkt somit die Neigung zur Versprödung, weil in erster Linie τ ansteigt. Der Umfang der zulegierten Elemente muß im %-Bereich liegen (vgl. Bild 6.2), obwohl auch dann noch jedes Element eine verschieden starke Auswirkung zeigt, die sowohl auf die Bindungsfestigkeit in der Legierung als auch auf die Reaktionsfreudigkeit mit dem flüssigen Metall Einfluß nimmt /52,68/.

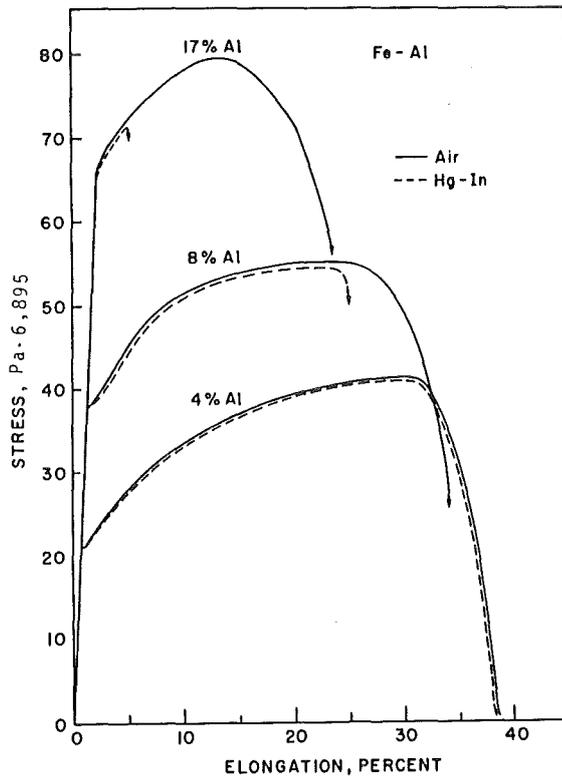


Bild 6.2: Verprödung von Fe-Al-Legierungen durch Hg-In /69/

b. Die Temperatur

Die LME setzt im Bereich kurz über dem Schmelzpunkt T_s des versprödenden Metalls ein und ist dort am ausgeprägtesten. In diesem Stadium kann man von einer gesteigerten Temperaturempfindlichkeit der LME sprechen. Es stellen sich, wie oben schon erwähnt, die Übergänge duktil-spröde und spröde-duktil ein (Bild 6.3). Der Verlauf der Kurve ist von System zu System verschieden, wobei flüssiges wie festes Metall von Einfluß sind.

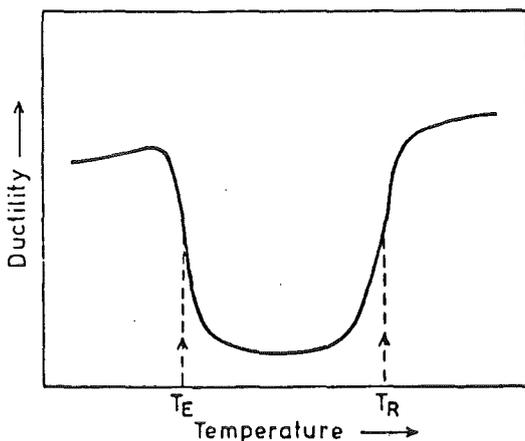


Bild 6.3: Schematische Darstellung der Duktilitätsveränderung mit der Temperatur durch die LME /55/

Der Bereich zwischen T_E und T_R kann über die Verformungsgeschwindigkeit verändert werden, wobei der Beginn (T_E) meist unbeeinflusst bleibt (Bild 6.4). Daraus kann man eine Vergrößerung des Versprödungsbereiches bei hohen Dehngeschwindigkeiten entnehmen.

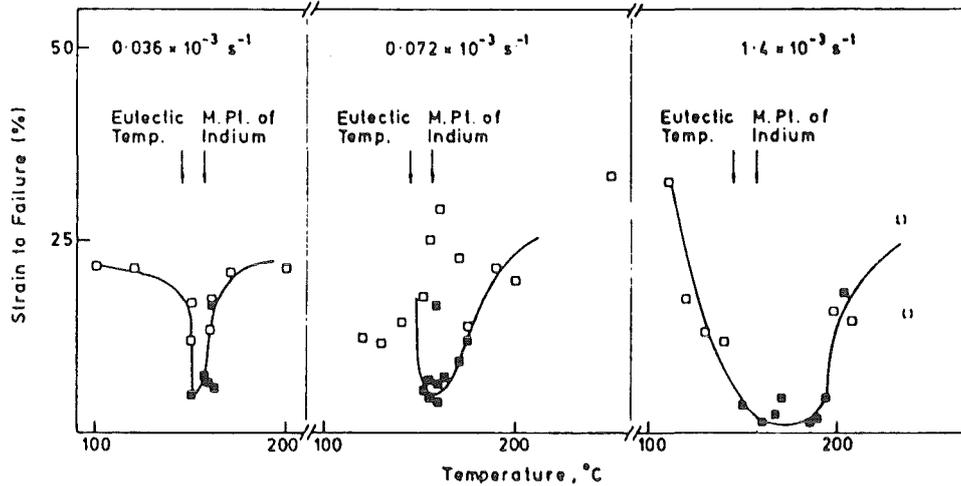


Bild 6.4: Versprödung von Zink durch Indium bei verschiedenen Verformungsgeschwindigkeiten /70/

Aus Bild 6.5 ist der Zusammenhang zwischen der Übergangstemperatur (T_R) und der Korngröße ersichtlich.

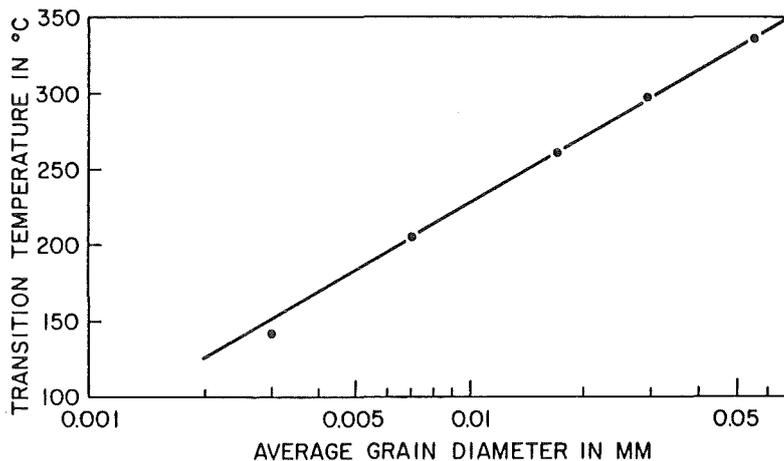


Bild 6.5: Darstellung der Übergangstemperatur (spröd-duktil) über log (Korndurchmesser) bei amalgamiertem 70-30 Messing /52/

Die Veränderung der Übergangstemperatur mit der Verformungsgeschwindigkeit und der Korngröße resultiert aus einer Beeinflussung von τ (metallurgischer Parameter) und einem konstanten Verlauf von σ (umgebungsempfindlicher Faktor) /52/. Es sind zu dem Fall $T_E \approx T_S$ auch Ausnahmen ($T_E < T_S$ und $T_E > T_S$) bekannt /55/.

c. Die Korngröße

Die Korngrenzen behindern in starkem Maße ein plastisches Fließen, was im Gitter zu einer Spannungszunahme führt. Diese Zunahme ist von der Lage der Versetzungsaufstauungen bzw. der Korngröße abhängig. Grundlage bildet der lineare Zusammenhang von Bruchspannung σ und der Korngröße D : $\sigma \sim D^{-1/2}$. Dementsprechend wird die LME über das Ausmaß dieser Versetzungsaufstauungen beschrieben und die Korngrenzen als nicht absolut notwendig für den Bruchvorgang angesehen (z.B.: Möglichkeit des Sprödbrechens durch LME auch bei Einkristallen) /71/. Vergleiche hierzu auch die Bilder 6.6 und 6.7.

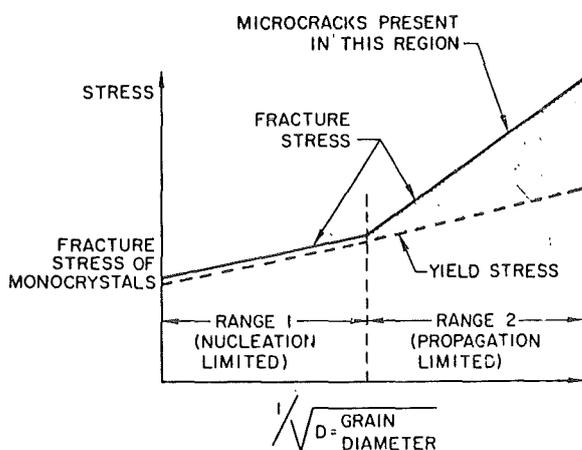


Bild 6.6: Der lineare Zusammenhang von σ und D /52/

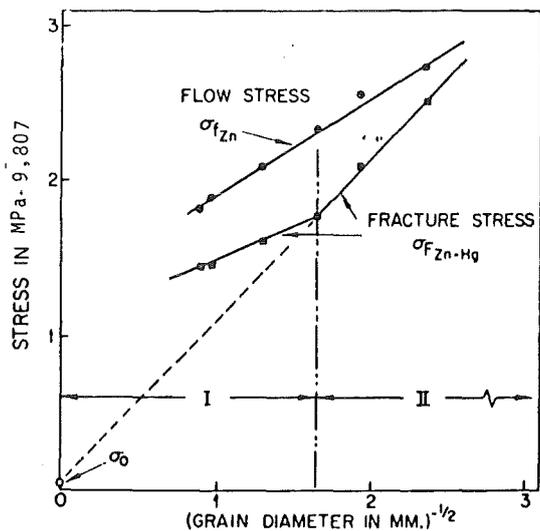


Bild 6.7: Änderung der Fließspannung eines amalgamierten Zinkvielkristalls σ_{fZn} und der Bruchspannung amalgamierten Zinks σ_{fZn-Hg} mit der Korngröße /52/

Der Einfluß der Korngrenzenchemie kann sich bei entsprechenden Zusätzen deutlich bemerkbar machen. Als Beispiel ist die Herabsetzung der LME bei Cu-Ni-Legierungen durch Hg mittels Zusätzen von Phosphor bei entsprechender Wärmebehandlung zu nennen (vgl. /72,73/). Darüber hinaus gilt es, die Auswirkung auf das Bruchverhalten (interkristallin) zu beachten.

d. Die Wärmebehandlung

Eine Wärmebehandlung, die zu einer Erhöhung der Fließspannung bzw. zu einer Steigerung der Härte führt, hat auch eine gesteigerte Empfindlichkeit gegenüber der LME zur Folge, denn die Versetzungsbewegung (Quergleiten) ist eingeschränkt und die Plastizität reduziert /55,56/.

e. Die Vorverformung

Der Einfluß der Kaltverfestigung ist wegen sehr unterschiedlicher Beobachtungen weitgehend ungeklärt. Mit steigender Kaltverformung hat man allerdings eine geringere Empfindlichkeit registriert und einen transkristallinen Duktilbruch beobachtet (Bild 6.8). Als Erklärung wird die Entfernung von Korngrenzen genannt /52/.

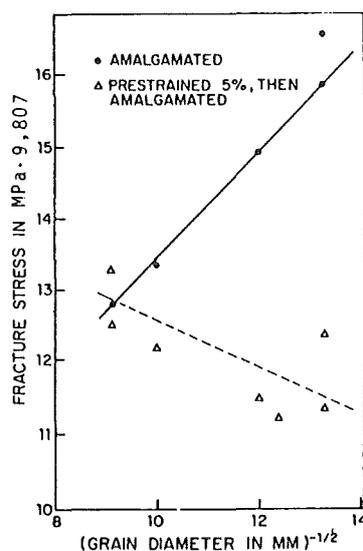


Bild 6.8: Einfluß von Korngröße und Vorverformung auf die Bruchspannung; Probe: amalgamier-te Aluminiumlegierung /52/

6.3.2 Veränderungen des Flüssigmetalls

a. Veränderung der Zusammensetzung

Man kann den Charakter des flüssigen Metalls durch kleinere Zusätze verändern (siehe Tab. 6.4). Eine verstärkte Versprödungswirkung kann auf eine verbesserte Benetzung

Base metal	Base liquid	Temperature, °C	Solutes in liquid and embrittlement		
			Increase	Decrease	Slight or no effect
Copper	Bi	345		Sb, Pb, Tl, Cd, Zn	
Copper alloys	Hg	25	Al	Zn, Cd, In	Au
2024 AlT3	Hg	25	Zn, Ga	Sn	Cd
Iron-aluminum	Hg	25			In
Iron-silicon	Hg	25			In
Cadmium	Hg	25	In		
Aluminum	Hg	25	Cd, Zn, Ga	Sn	
Silver	Hg	25		In	
Zinc	Hg	25		Ba	
α-brass	Hg	25		Tl, Zn, Ga	

Tab. 6.4: Einfluß verschiedener Zusätze zum flüssigen Metall auf dessen Versprödungswirkung /52/

des festen durch das flüssige Metall zurückgeführt werden, was durch ein Durchbrechen oder Auflösen des Oxidfilms möglich wird. Auch wird die Herabsetzung der Oberflächenspannung des flüssigen Metalls durch die Zusätze für möglich erachtet.

Als Erklärung dafür ist das Modell der "inerten Barriere" entwickelt worden. Es besagt, daß ein festes Metall durch ein "flüssiges" Metall bei einer Temperatur weit unterhalb dessen Schmelztemperatur versprödet werden kann, wenn dieses in einem niedriger schmelzenden flüssigen Metall (= inerte Barriere) gelöst ist /52,55/.

Einen Beleg für die möglichen gegensätzlichen Auswirkungen zeigt Bild 6.9. Es stellt die geförderte bzw. unterdrückte Versprödung von Hg-In dar. Danach ist es sogar möglich,

über einen weiten Bereich mittels eines flüssigen Metalls die Spannung, die zu einem spontanen Versagen des Werkstoffes führen würde, zu kontrollieren /74/.

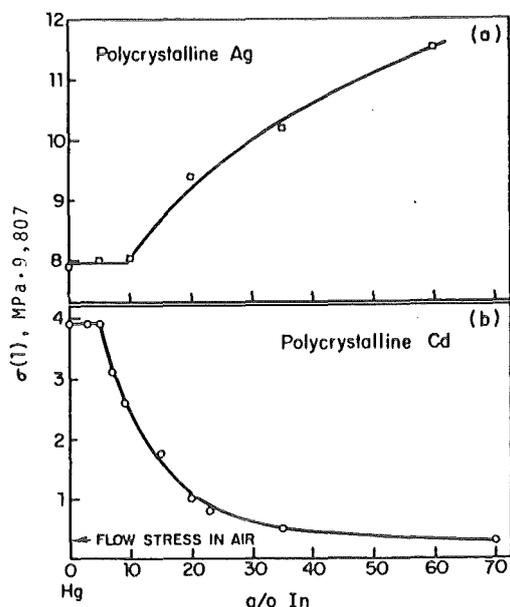


Bild 6.9: Veränderung der Spannung, die in 1 sec zum Sprödbbruch führt, mit der In-Konzentration in Hg-In für

- a. polykristallines Silber (Korndurchmesser = 0,15 mm) und
- b. polykristallines Cadmium (D = 0,7 - 1 mm) bei RT /74/

Man kann das flüssige Metall auch durch Legierungsbildung verändern, was sich meist ebenfalls in einer verbesserten Benetzung niederschlägt.

b. Einfluß der Elektronegativität

Es ist ein Zusammenhang gefunden worden zwischen dem Auftreten sowie dem Ausmaß der LME und der Elektronegativität beider Reaktionspartner. Bei ähnlicher Elektronegativität ist demnach auf eine verstärkte Versprödung zu schließen. Bei steigender Differenz nimmt sie dagegen ab (vgl. Tab. 6.5 - 6.8 und Bild 6.10).

Environment	Electronegativity of environment element ⁽¹⁸⁾	Fracture stress, MPa · 9,807
Gallium	1.6	0.14
Mercury	1.9	0.44

Tab. 6.5: Einfluß von Ga und Hg auf Zink bei 30 °C /52/

Environment	Electronegativity of solute element ⁽¹¹⁸⁾	Fracture stress, MPa · 9, 807	Elongation at fracture, %	Fracture mode
Ga	1.6	1.01	~0.25	Brittle
Hg + 3.0 at. % Ga	1.6	>4.9	>45	Ductile
Hg + 13 at. % In	1.7	3.93	8.0	Semi-brittle
Hg + 40 at. % In	1.7	1.43	~0.5	Brittle
Hg + 60 at. % In	1.7	0.61	Fractured below flow stress	Brittle
Ga + 13 at. % In	1.7	0.57	Fractured below flow stress	Brittle
Hg + 40 at. % Tl	1.8	>4.7	>45	Ductile
Hg + 42 at. % Sn (100°C)	1.8	>3.0	>48	Ductile
Hg	1.9	>4.5	>45	Ductile

Tab. 6.6:
Einfluß verschiedener flüssiger Medien auf das Bruchverhalten von polykristallinem Cadmium /52/

Environment	Electronegativity of solute element ⁽¹¹¹⁾	Fracture load, N · 9, 807
Hg + 5.5 at. % Ga (Ga present as liquid)	1.6	1008
Hg + 2.8 at. % Ga	1.6	1789
Hg + 3.0 at. % Zn	1.6	2565
Hg + 3.55 at. % Cd	1.7	3000
Hg	1.9	3088

Tab. 6.7:
Einfluß auf die Aluminiumlegierung 2024-T3 bei RT /52/

Environment	Electronegativity of solute element ⁽¹¹¹⁾	Fracture stress, MPa · 9, 807
Bi	1.9	5.06
Bi + 5 at. % Pb	1.8	5.27
Bi + 5 at. % Tl	1.8	5.62
Bi + 5 at. % Cd	1.7	5.76
Bi + 5 at. % Zn	1.6	5.97
Bi + 0.43 at. % Sb	1.9	8.10
Bi + 5 at. % Sb	1.9	8.51

Tab. 6.8: Einfluß auf polykristallines Kupfer bei 345 °C /52/

Um deutlichere Aussagen treffen zu können, wird empfohlen, zwischen der Versprödung durch ein reines flüssiges Metall und der durch eine flüssige Metallösung zu differenzieren /52/.

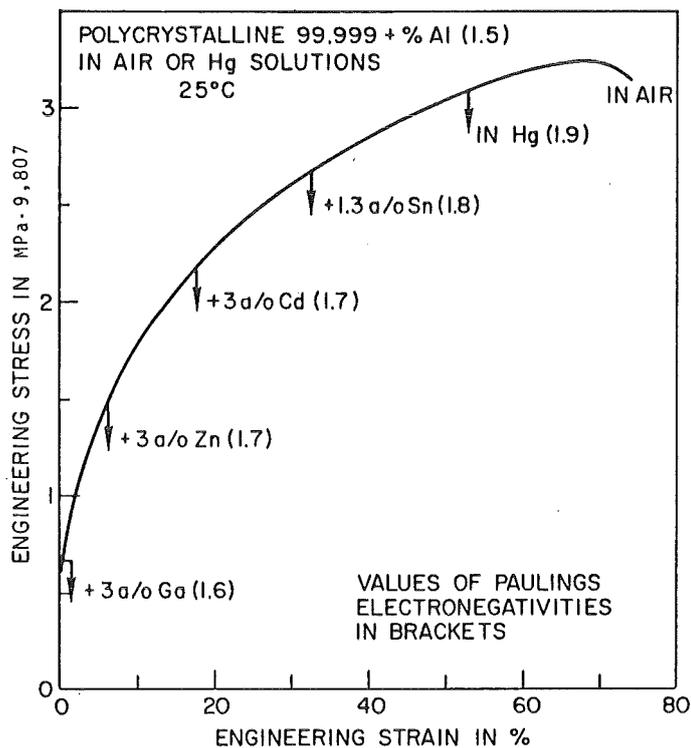


Bild 6.10: Versprödung von reinem Aluminium durch verschiedene Quecksilberlösungen; vergleiche dazu die verschiedenen Elektronegativitäten /52/

c. Verweilzeit im flüssigen Medium vor der mechanischen Beanspruchung

Eine entsprechend lange Verweilzeit des festen Metalls in dem flüssigen vermag eine interkristalline Durchdringung einzuleiten. Der Vorgang ist nicht nur zeit- und temperaturabhängig, sondern es spielen auch die Reaktionspartner (Mengenverhältnis), die Korngröße und der Spannungszustand eine Rolle (vgl. Bild 6.11). /52/

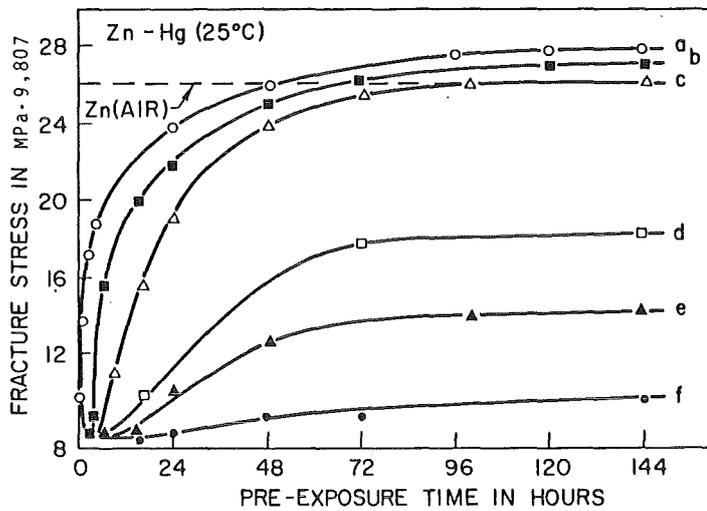


Bild 6.11: Bruchspannung von Zink als Funktion

1. der Kontaktzeit mit Hg und
2. dem Verhältnis $C_o = \text{Masse (Hg) zu Masse (Zn-Probe)}$

$$C_o : a = 3 \cdot 10^{-4}, b = 7 \cdot 10^{-4}$$

$$c = 2 \cdot 10^{-3}, d = 3 \cdot 10^{-3}$$

$$e = 7 \cdot 10^{-3}, f = 1 \cdot 10^{-2} \quad /52/$$

d. Einfluß auf die Übergangstemperatur

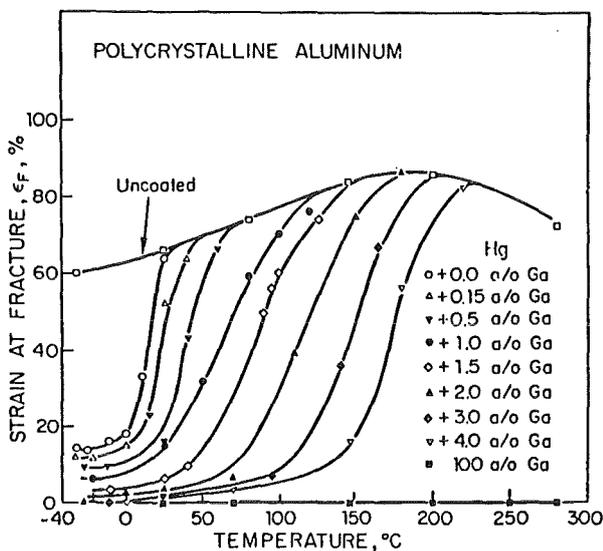


Bild 6.12: Einfluß von Hg, Ga und Hg-Ga auf die Bruchdehnung ϵ_F von Al als Funktion der Temperatur

Einen guten Einblick gibt Bild 6.12. Aus ihm ist zu entnehmen, daß die Übergangstemperatur (spröde-duktil) mit veränderter Zusammensetzung des flüssigen Metalls ziemlich stark variiert werden kann.

Die Theorie hält dafür noch keine vollständige Erklärung bereit. Ansätze erfolgen dahingehend, daß σ/τ kleiner wird und daher die Empfindlichkeit gegenüber Versprödung wächst. Aus diesem Grund steigt auch die Übergangstemperatur mit zunehmendem Gehalt an reaktiven Bestandteilen im flüssigen Metall /52/.

6.4 Die Mechanismen der LME

Aus dem uneinheitlichen Bild der LME (specificity) sind mehrere theoretische Ansätze hervorgegangen.

- a. Steigender Luftdruck in schon vorhandenen Rissen oder
- b. die Bildung einer Legierungszone entlang der Rißspitze, die geringere Bindungskräfte aufweist.

Beide Theorien werden meist in der Literatur nur kurz genannt /55,56,75/

- c. Bildung und Bewegung von Versetzungen

Bild 6.13 verdeutlicht diese "Versetzungstheorie". So erfolgt danach ein zunehmendes Rißwachstum Δa durch die Bildung und Bewegung von Versetzungen von der Rißspitze aus in Richtung A und dann in B. Zusätzlich werden über eine Hauptgleitbewegung Lücken gebildet, die ihrerseits wachsen, wobei Oberflächengitterverzerrungen ausheilen /60/.

Nachteil dieses Modells ist, daß man damit den Duktilitätsübergang nicht erklären kann.

- d. Korngrenzenversprödung

Nach dieser Vorstellung erfolgt unter einer existenten Spannung zunächst ein Übergang des Versprödungsatoms vom adsorbierten zum in der Oberfläche gelösten Zustand und an-

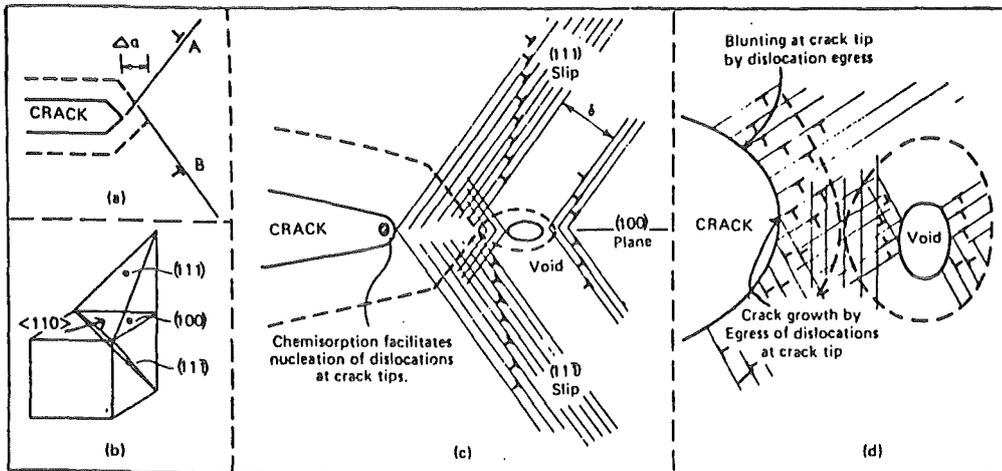


Bild 6.13: Schematische Darstellung des Rißwachstums bei LME (a-c) und in einer inerten Umgebung (d);

durchgezogene Linien: erste Position des Risses
gestrichelte Linien: Position des Risses nach Wachstum

- a: Versetzungsentstehung und -wachstum
- b: Kristallographische Ebenen u. Richtungen im kfz-Gitter
- c: Lückenbildung in Verbindung mit dem ändernden Gleiten
- d: Versetzungen an der Rißspitze, die deren Abstumpfen u. das Rißwachstum bewirken /60/

schließlich eine Durchdringung (Diffusion) entlang der Korngrenzen. Hier setzt das eindiffundierte Atom den Rißwiderstand herab und erhöht den Gleitwiderstand. Die Rißentstehung wird somit von einer ausreichenden Konzentration an Versprödoratomen in der Versprödungszone abhängig. In dieser Zone müssen schon Versetzungsaufstauungen existieren und eine Spannungsüberhöhung vorhanden sein. Damit wird ein schnelles Rißwachstum möglich.

Mittels dieses Modells lassen sich viele Einflußfaktoren der LME diskutieren. Jedoch versagt es bei der Erklärung des transkristallinen Sprödbrechens und des Versprödungs-

verhaltens von amorphen Legierungen /74,76/.

e. Spannungsunterstützte Auflösung

Die Vorstellung von ROBERTSON /77/ beruht darauf, daß die Versprödung ein schnell ablaufender und von einem lokalisierten Spannungszustand geförderter Auflösungsprozeß ist. Das Rißwachstum wird mit einem in Lösunggehen des festen Metalls im flüssigen Metall im Bereich der Rißspitze erklärt. Über eine Volumendiffusion werden die gelösten Bestandteile durch die Flüssigkeit von der Rißspitze wegtransportiert. Dieser Transportvorgang wird zum bestimmenden Faktor von Zeit und Rißwachstum. Die hohe Rißgeschwindigkeit wird erklärt:

1. durch ein über die vorhandene Spannung proportional zur Verformungsenergie ansteigendes chemisches Potential, was den Auflösungsprozess fördert und
2. durch die steigende Temperatur, die den Diffusionsvorgang aktiviert /77/.

Die Richtigkeit dieser Aussagen wird stark in Frage gestellt, da sie den Grundvoraussetzungen der LME (geringe Löslichkeit, thermisch nicht aktivierbar) widersprechen /58/.

f. Adsorptionsgesteuerte Vorgänge

Hierunter sind Mechanismen zu verstehen, bei denen über einen Adsorptionsvorgang eine Verringerung

1. der Kohäsion /52/
2. der Oberflächenenergie /51/
3. der Bindungskräfte /75,78/ erfolgt.

1. Reduzierung der Kohäsion

Folgende Erklärung gilt für alle unter f) genannten Vorgänge, da sie ähnliche Gedankengänge aufweisen und nur im Ergebnis verschieden sind.

Es wird angenommen, daß die Versprödung mit einer örtlichen Verringerung der Festigkeit atomarer Bindungen an der Riß-

Bild 6.14: Anordnung der Atome an der
Rißspitze;
A-A₀: Rißspitze
B: Flüssig-Metall-Atom /52/

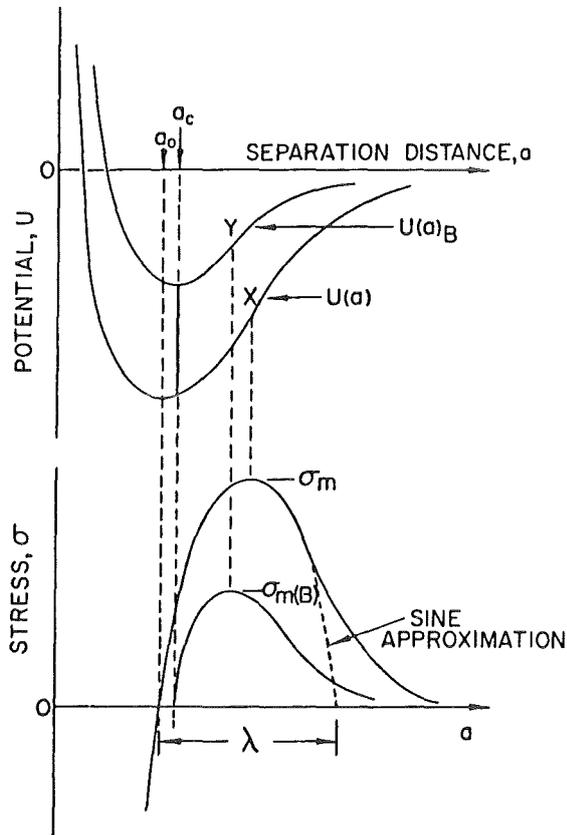
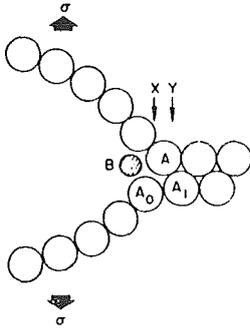


Bild 6.15: Potentialenergie $U(u)$, $U(u)_B$
und die daraus resultierende
Spannung $\sigma(a)$, $\sigma(a)_B$ über dem
Trennungsabstand ohne und mit
einem adsorbierten Atom B /52/

spitze oder an der Oberfläche des Festkörpers durch "chemisorbierte" Bestandteile einhergeht.

Setzt man Luft als Umgebungsmedium voraus, so erfolgt nach Bild 6.14 ein Rißfortschritt, wenn die Bindungen $A-A_0$, $A-A_1$, usw. aufgebrochen werden. Die Verhältnisse innerhalb dieser Bindungen sind in Bild 5.15 erfaßt. Die aufgebrachte Spannung σ , mit der eine Trennung von $A-A_0$ erfolgt, steigt von $\sigma = 0$ für $a = a_0$ (Gleichgewichtsabstand) mit du/da auf den maximalen Wert $\sigma = \sigma_m$, der den Bruch von $A-A_0$ zur Folge hat.

In der Anwesenheit des Flüssigmetallatoms B an der Rißspitze wird die Bindungskraft zwischen A_0-A spontan herabgesetzt, jedoch nur wenn die Atome $A-A_0$ um einen kritischen Betrag a_c durch eine Kraft getrennt werden. Somit verschiebt sich die Kurve $U(a)_B$ zu niedrigeren Werten hin, ebenso ist die Bruchspannung $\sigma_{m(B)}$ vermindert, bei der jetzt der Bruch erfolgt. Der Bruch schreitet nach Y (Bild 6.14) voran und das Atom B wird an der Bruchoberfläche adsorbiert (chemisorbiert). Dies zeigt auch, daß immer wieder ein neues Flüssigmetallatom vorhanden sein muß, um den Rißvorgang aufrecht zu erhalten. In gleicher Weise ist der Adsorptionsvorgang an der Oberfläche zu erklären /52,79/.

2. Reduzierung der Oberflächenenergie

Der Grundgedanke ergibt sich aus folgenden Tatsachen:

- a. der Versprödungsvorgang muß an der Grenzfläche fest/flüssig initiiert werden und
- b. die Grenzflächenenergien, deren Verringerung mit dem spröde-duktil Bruchverhalten in Einklang gebracht wird, erlangen hier größte Bedeutung.

Das Modell wird als äußerst nützlich zur Erklärung der verschiedenen Phänomene der LME erachtet /55/.

3. Reduzierung der Bindungskräfte

Die Reduzierung der Kräfte bei den vorher ungebrochenen Bindungen, die die Lage der Rißspitze, an die das flüssige Metall

vordringen muß, definieren, erlaubt einen Bruchvorgang unter herabgesetzter Spannung. Damit verringert sich auch das Verhältnis σ/τ unter einen kritischen Wert, womit der eintretende Spröbruch erklärt werden kann. Die Korngrenzen sind hier im wesentlichen die Orte der Reißentstehung, da sie die Versetzungsbewegung vorrangig behindern. Die Reißgeschwindigkeit wird über die Transportgeschwindigkeit, mit der die Flüssigkeit zur Reißspitze gelangt, gesteuert.

Die theoretische Erklärung erfolgt ebenfalls mit Hilfe vorhandener Energien. Dennoch bestimmt die Bindungsenergie die Oberflächenbruchenergie in der Form, daß im Fall einer plastischen Verformung im Bereich der Reißspitze sich eine Proportionalität zwischen beiden Energien einstellt. In Anwesenheit eines flüssigen Verspröders werden nun die Bindungskräfte im Festkörper an der Reißspitze um den Betrag der flüssig-fest-Bindungsenergie herabgesetzt. Damit wird das Verhältnis der flüssig-fest- zur fest-fest-Bindungsenergie zu einem Maß der Verringerung der Oberflächenbruchenergie /75/.

6.5 Die LME als Spröbruchvorgang

LME bedeutet, wie eingangs definiert, einen Verlust an Duktilität für den festen Werkstoff. Das Ausmaß der Duktilitätsverringerung und die Verfestigungseigenschaften bestimmen, ob noch weitere mechanische Kennwerte mit beeinflußt werden, z.B.: die Zugfestigkeit.

Die Brüche entlang der Korngrenzen (interkristallin) oder durch die Körner (transkristallin) verlaufen mit sehr unterschiedlicher Geschwindigkeit, die mindestens so hoch ist, daß man das Versagen bei LME auch als katastrophalen Spröbruch bezeichnet.

Bild 6.16 gibt schematisch einen Einblick in das Aussehen einer Bruchoberfläche bei LME und vergleicht es mit der an Luft. So haben Untersuchungen ergeben, daß die Bruchfläche, wie von einem Spröbruch erwartet, makroskopisch parallel zu kristallographischen Ebenen verläuft. Mikroskopisch betrachtet hat man eine Grübchenbildung festgestellt, die aber flacher als jene an Luft ausgeprägt war /60,61/.

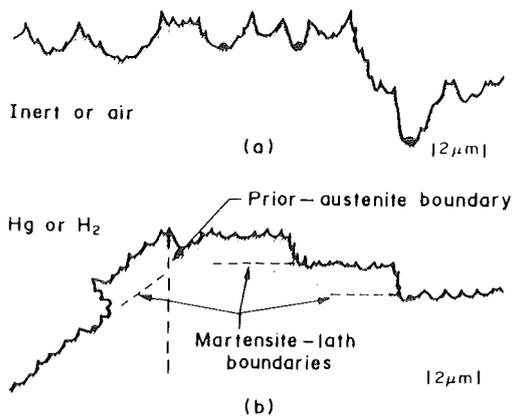


Bild 6.16: Unterschied in der Bruchfläche bei Versagen

- a. an Luft oder
- b. durch LME
bzw. HE /61/

Den Bruchvorgang leitet man sich mit folgendem Modell (Bild 6.17) her (vgl. Kap. 6.3 und 6.4, Punkt f):

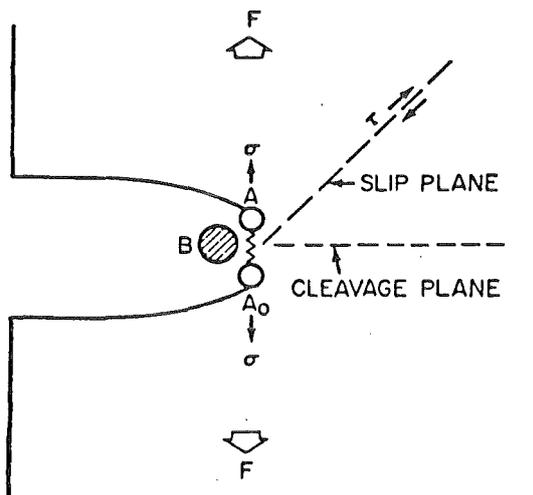


Bild 6.17: Schematische Darstellung eines Risses, der einer Kraft F ausgesetzt ist; A-A₀ = Rißspitze, B = Flüssigmetallatom /67/

Der Bruch erfolgt unter der ansteigenden Kraft F in einer spröden, spaltartigen Form, wenn σ/τ (σ = größte Bruchspannung unter Zug; τ = größte Scherspannung) in der Nähe der Bruchspitze auf der Gleit-ebene S-P größer ist als $\sigma_{\max}/\tau_{\max}$ (σ_{\max} = ideale Spaltrißspannung, τ_{\max} = ideale Scherspannung). Ist das nicht der Fall, so ist ein plastisches Fließen zu beobachten. Kommt nun die Wirkung des Flüssigmetallatoms B hinzu (Adsorption), wird die Bindung A-A₀ geschwächt und damit σ_{\max} . Jedoch kann sich der Wirkungsbereich des adsorbierten Atoms nur über die Länge einiger Atomdurchmesser von der Rißspitze S aus erstrecken, sodaß die Bindungen entlang S-P nicht weiter beeinflusst werden (keine Änderung der Versetzungsbewegungen)

und somit bleibt τ_{\max} konstant. Damit fällt $\sigma_{\max}/\tau_{\max}$, was auf eine gesteigerte Tendenz zum Spaltriß hindeutet. Somit können Legierungszusätze, Vorverformung, Temperatur, Korngröße u.a., die den von der metallurgischen Struktur abhängigen Faktor τ beeinflussen, das Ausmaß der LME mitprägen /52/.

Der Einfluß der Legierungszusammensetzung wird verschiedentlich über die Stapelfehlerenergie ausgedrückt. Danach ist bei geringeren Energiewerten nur ein eingeschränktes Quergleiten der Versetzungen möglich. Dies wiederum bedeutet eine größere Neigung zur Versprödung /55,67/.

Als weitere Einflüsse auf den Bruchverlauf werden wegen dessen Uneinheitlichkeiten die Verfügbarkeit einer energetisch niedrigeren Spaltebene, die Ausscheidungen von Verunreinigungen an den Korngrenzen und die Ausrichtung der Hauptspannungsachse an einem bestimmten Kristall genannt /53,61/.

6.6 Die Voraussagbarkeit der LME

Trotz aller Schwierigkeiten haben sich einige Punkte herauskristallisiert, anhand derer eine mögliche Entstehung eines Versprödungspaars vorausgesagt werden kann. Die beiden ersten grundlegenden Kriterien für eine Versprödung waren:

- a. eine geringe gegenseitige Löslichkeit und
- b. der Ausschluß der Bildung intermetallischer Verbindungen. Hierzu sind aber in der Literatur viele Ausnahmen nachgewiesen worden, sodaß man in Hinblick auf die Aussagekraft hier mehr von einer Notwendigkeit als von einer ausreichenden Bedingung sprechen kann. Demzufolge werden weitere, sichere Anhaltspunkte gesucht:
- c. eine gute Benetzung

Dieser Aspekt war eingangs umstritten, da bis dahin unter einer guten Benetzung auch die Bildung intermetallischer Verbindungen und eine gewisse gegenseitige Löslichkeit verstanden wurde, was ganz im Gegensatz zu oben Gesagtem stand.

In neuerer Zeit ist mit Hilfe bestimmter Oberflächenreinigungstechniken (UHV-System, Ionenbeschuß mit Argon) auch eine Benetzung bei Systemen möglich geworden, die eine geringe Löslichkeit und keine intermetallische Verbindungsbildung aufweisen z.B. Cu/Na, Ni/Na, Cu/K /80/, sodaß die Benetzbarkeit als Kriterium zugelassen werden kann.

d. die Elektronegativität

Ergänzend zu den Tabellen in Kap. 6.3.2 gibt Tab. 6.9 die Differenzen in der Elektronegativität verschiedener Systeme wieder. Dieses Kriterium ist aus dem der nicht vorhandenen Bildung intermetallischer Verbindungen hervorgegangen. Somit haben sich auch hier Ausnahmen ergeben.

Liquid \ Solid	Cs	Na	Li	Ga	Cd	In	Pb	Sn	Tl	Bi	Cu	Hg	Sb
Al				0.1	0.2	0.2						0.4	
Zn				0.0			0.2	0.2				0.3	
Cd	-1.0			-0.1				0.1					
Fe											0.4(?)		
Ge				-0.2	-0.1	-0.1	0.0	0.0	0.0	0.1			0.1
Ni			-0.8				0.0						
Sn				-0.2								0.1	
Ag			-0.9	-0.3								0.0	
Bi												0.0	
Cu		-1.0	-0.9				-0.1			0.0		0.0	
Pd			-1.2										

Tabelle 6.9: Differenz in der Elektronegativität für Versprödungspaare /46/

e. die Mischungswärme

Aus der Übereinstimmung der Oberflächenenergie und der Bindungskräfte in einem reinen Element, was man auch über die Schmelztemperatur oder die Verdampfungswärme oftmals aufzeigt, wurde analog dazu hergeleitet, daß man auch über die Mischungswärme ΔH_m die Grenzflächenenergie bewerten kann. Danach entsprechen niedrige positive Werte geringen Grenzflächenenergien, was wiederum als Zeichen einer niedrigen Bruchspannung eine Versprödung voraussetzt. Hohe Werte bedeuten eine schwache oder keine Ver-

sprödung und bei negativen Werten stellen sich chemische Reaktionen ein (vgl. Tab. 6.10-6.12) /56,70/.

Couples	ΔH_m	Embrittlement
Zn-Bi	19	Yes
Cd	4	Yes
Ga	0	Yes
Hg	4	Yes
In	12	Yes
Sn	4	Yes
Cu-Na	37	No
Cu-Li	-39	Yes-Compds
mild steel - Li	95*	Yes-decarb, ΔH_m typical
mild steel - Na	236*	No
Al-Cd	13	Yes
Al-Zn	2	Yes

Tabelle 6.10: Zusammenhang zwischen der Mischungswärme ΔH_m in kJ/g.at und der LME; bei Eisen ΔH_m meist hoch (*) /58/

Liquid	Bi	Cd	Cs	Cu	Ga	Hg	In	Li	Na	Pb	Sb	Sn	Zn
Solid													
Al	40	13	112		4	15	27	-14	52	41		16	2
Cu	21	-4	89		-29	5	1	-39	37	25		-10	-20
Fe	113	64	370	59	-7	90	79	95	236	126	45	45	15
Zn	19	4	67		0	4	12	-27	25	21		4	

Tabelle 6.11: ΔH_m -Werte in kJ/g.at für verschiedene flüssig-fest-Paare /70/

System: solid metal- liquid metal	Temperature, °C	Surface tension, ergs/cm ²		Solubility para- meter, δ		Interfacial free energy, ergs/cm ²	
		solid metal	liquid metal	solid metal	liquid metal	calc.	exper.
Fe-Li	200	1800	400	117	54	500	730
Fe-Na	100	1800	205	117	33	850	—
Fe-K	100	1800	97	117	21	1150	—
Fe-Cs	60	1800	68	117	16	1200	—
Zn-Hg	25	940	485	58	31	70	54
Zn-Ga	30	940	735	58	74	14	42
Cu-Li	200	2000	400	107	54	735	1010

Tabelle 6.12: Oberflächenspannung, Löslichkeitsparameter und Grenzflächenenergie für verschiedene Reaktionspaare /81/

f. Wie schon Kap. 6.4 Punkt f ausführte, kann das Verhältnis der Bindungsenergien fest-flüssig zu fest-fest als Maß für die Herabsetzung der Bruchflächenenergie (fracture surface energy = FSE) angewendet werden. Zudem wurde der Parameter der Löslichkeit (definiert als die Wurzel aus der Sublimationsenergie pro Volumen) herangezogen und das Schaubild 6.18 entwickelt.

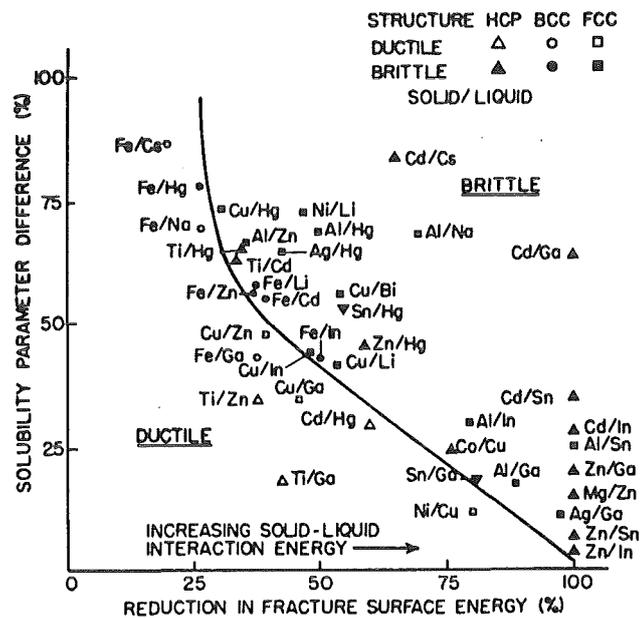


Bild 6.18: Beziehung zwischen LME, der fest-flüssig-Bindungsenergie und der Löslichkeit /75/

Hier ist die Differenz der Löslichkeitsparameter in % über der prozentualen Verringerung der FSE aufgetragen. Aus dem Diagramm läßt sich eine Grenze entnehmen zwischen Versprödung und Nichtversprödung. Es zeigt sich, daß eine Versprödung mit steigender Verringerung in der FSE und verringerter gegenseitiger Löslichkeit wahrscheinlicher wird /58/.

Weitere aber seltener genannte Vorhersagungskriterien seien hier noch kurz genannt:

- g. positive Abweichung vom ROULT's Gesetz;
- h. Möglichkeit eines Eutektikums zwischen flüssig und fest

mit geringer aber definierter Löslichkeit von flüssig
in fest;

- i. beides sind keine Übergangsmetalle;
- h. Unterschiede im Atomradius von 10-15 % /53/.

7. Flüssiges Lithium als reaktives Medium

Nachdem Lithium als Hochtemperaturkühlmittel bzw. als Brutstoff in der Fusionsreakorttechnologie starkes Interesse gefunden hatte, galt es seine Verträglichkeit mit den möglichen Kernstrukturwerkstoffen zu untersuchen.

Grundkenntnisse über Versuchsabläufe, mögliche Reaktionen und Auswirkungen konnten anfangs aus den Versuchen mit flüssigem Natrium übernommen werden, die wegen des Einsatzes des Natriums als Kühlmittel im schnellen Brutreaktor unternommen worden waren. Das erklärt u.U. auch die Parallelität in der Werkstoffauswahl bei Untersuchungen mit flüssigem Lithium (vgl. Bild 7.1).

	First choice	In Development
France	Alloy 800	9Cr-2Mo-Nb-V
Debene	2 1 / 4Cr-1Mo-Nb	9Cr-1Mo 12Cr-1Mo-V
England	2 1 / 4Cr-Mo-Nb	9Cr-1Mo
USA	2 1 / 4Cr-Mo	8-12Cr/0-2Mo
Russia (BN 600)	Austenites (300 type)	
Japan (Monju)	AISI 304	9Cr-2Mo

Bild 7.1: Erprobte und mögliche Werkstoffe
im schnellen Brutreaktor /82/

Folgende austenitische oder ferritische Stähle mit niedrigen Chrom- und Molybdän-Gehalten sind in Versuchen mit Lithium favorisiert:

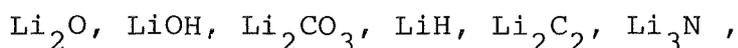
- . die Cr-Ni-Stähle: AISI 304L, 316
- . die Cr-Mn-Stähle
- . die Fe-Cr-Mo-Legierungen: 2,25 Cr-Mo und Fe-12Cr-1Mo (HT 9).

Aber auch Nickel-Basis-Legierungen und hitzebeständige Legierungen sind in Erprobung oder werden zumindest als Alternative betrachtet.

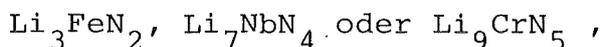
Eine direkte Übertragbarkeit der Ergebnisse, wie Vergleiche hinsichtlich der chemischen Reaktionen von Lithium und Natrium zeigen, ist nicht möglich. So bestehen deutliche Unterschiede in den physikalischen Eigenschaften, im Lösungsverhalten, in der Art und Weise der chemischen Reaktion sowie daraus resultierend im Korrosionsverhalten.

Die Werkstoffauswahl wird geprägt von dem Lösungsverhalten der Übergangsmetalle in dem flüssigen Metall und von dem Ausmaß des spezifischen Eindringverhaltens des flüssigen Metalls im festen Metall. Dabei bestimmen weniger die Komponenten selbst als vielmehr die Gehalte an gelösten Nichtmetallen (O, C, N, H) im Werkstoff oder insbesondere im flüssigen Metall diese Vorgänge. Anhand des Lösungsverhaltens des Alkalimetalls mit den Nichtmetallen kann man auch die Unterschiede zwischen Natrium und Lithium aufzeigen. So löst z.B. Lithium mehr N, C und H als Natrium. Die Hauptunterschiede basieren auf der größeren thermodynamischen Stabilität der binären Verbindungen mit Lithium, was auf das kleinere Li^+ -Ion und die größere Gitterenergie zurückzuführen ist /83/.

Im Falle des Lithiums bilden sich folgende Lösungen:



die chemische Austauschreaktionen mit Werkstoffen verursachen. So bilden sie die Korrosionsprodukte:



die ihrerseits zu einer gesteigerten Löslichkeit der Metalle führen. Die große Bedeutung der Nichtmetalle hatte systematische Untersuchungen zur Folge, die bei unterschiedlichen C, O, N, H-Gehalten im Alkalimetall und/oder im festen Werkstoff die möglichen chemischen Reaktionen und die Folge für die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes ermittelten /84/.

Für das Reaktionspaar: Festmetall (Werkstoff) - Alkalimetall er-

geben sich folgende Auswirkungen:

- . Versprödung des festen Metalls aufgrund zunehmender Konzentration an interstitiellen Elementen;
- . Verbindungsbildung (Oxide, Nitride, Karbide), die zu einer verstärkten Korrosion führt;
- . Herabsetzung der mechanischen Festigkeit, weil interstitielle Elemente vom Flüssigmetall aufgenommen werden;
- . Durchdringung der Korngrenzen des Werkstoffes, dessen Verunreinigungen einen gewissen Grenzwert erreichen, durch das Alkalimetall.

All diese Vorgänge können das oberflächennahe Deformationsverhalten und somit die mechanischen Eigenschaften beeinflussen, was sich besonders in einem veränderten Ermüdungsverhalten (Rißbildung und -fortschritt eingeschlossen) und einer abgewandelten Kriechfestigkeit niederschlägt.

Es hat sich gezeigt, daß von einer klassischen LME (oberflächenaktiver Vorgang) im Zusammenhang mit dem Lithium nicht die Rede sein kann, und daß ihre Wahrscheinlichkeit sich auf wenige bestimmte Reaktionspaare beschränkt ist. Vielmehr sind die Vorgänge der Korrosion (interkristallin) und der Korngrenzendurchdringung bei den Alkalimetallen vorrangig. Bei diesen Reaktionen gewinnen auch die nichtmetallischen Begleitelemente sehr an Bedeutung, da sie die Art und Kinetik des Angriffs steuern können. Diese Tatsache hat zur Folge, daß die Verträglichkeitsuntersuchungen mit Lithium fast ausschließlich als Langzeitversuche (Ermüdungs-, Korrosions- und Kriechversuche) bei weit höheren Temperaturen als bei LME-Untersuchungen durchgeführt werden, wobei die genaue Ermittlung des Reinheitsgrades des verwendeten Lithiums eine wichtige Rolle spielt /85/.

Ergebnisse aus Versuchen, die vergleichbar sind mit denen zur Untersuchung der LME, gibt Tabelle 7.1 für verschiedene Werkstoffe wieder. Als Fazit hieraus ergibt sich folgendes:

- a) in den Baustählen findet eine starke Versprödung statt, die sich in einer deutlich verminderten Zugfestigkeit (UTS) und Duktilität niederschlägt;
- b) bei den anderen Stählen wird die Zugfestigkeit nicht beeinträchtigt; jedoch erfährt die Duktilität eine sicht-

bare Herabsetzung.

Ausdruck finden diese Effekte auch in einem entsprechenden Bruchverhalten, das hier in Form eines Spaltbruches in Erscheinung tritt /86/.

Material	Condition	Environment	UTS MPa	Reduction in Area %	Total Elongation %	Local* Elongation %
Mild Steel	work hardened, side notched	air	594	30	0.9	-
		lithium	273	1.5	0.1	-
9Cr-Mo Steel	furnace-cooled, two holes inserted after heat treatment	air	216	79	4.9	90
		lithium	226	48	3.1	58
9Cr-Mo Steel	air-cooled, two holes inserted after heat treatment	air	332	82	5.2	76
		argon	302	85	5.0	77
		lithium	337	54	4.4	68
2½Cr-Mo Steel	furnace-cooled, two holes inserted before heat treatment	argon	440	73	5.1	87
		lithium	436	41	3.6	56

Tabelle 7.1: Ergebnisse aus Zugversuchen an Luft und in Lithium bei verschiedenen Werkstoffen /86/

Die Versprödung der Baustähle wird mit einer ausgeprägten Entkohlung der Oberfläche durch das Lithium erklärt, weil die Brüche interkristallin entlang der entkohlten Korngrenzen verlaufen. Dagegen ist aus der größeren Stabilität der Chrom- und Molybdänkarbide ein erster Hinweis zu entnehmen, warum die Versprödung bei den anderen Stählen in geringerem Maße auftritt /52,54/.

Dieses Bild kann sich bei Langzeitauslagerungsversuchen ($T = 400-600^{\circ}\text{C}$, $t = 500-3000 \text{ h}$) ändern. So ist bei diesen Versuchen in Lithium eine Veränderung der Festigkeitseigenschaften bei einem 2,25Cr-1Mo-Stahl nachgewiesen worden, während die 12Cr-1Mo-Stähle davon unberührt blieben /85,87/.

Untersuchungen an austenitischen rostfreien Stählen (z.B. CrNiTi 18 10) zeigen, daß das Lithium auf die mechanischen Eigen-

schaften ebenfalls nur wenig Einfluß hat. Die Auswirkungen auf die Duktilität sind abhängig von der Temperatur und der Dehngeschwindigkeit. So zeigt sich ein starker Abfall (um 90%, Sprödbbruch) bei einer Geschwindigkeit von $4,3 \cdot 10^{-5}$ 1/s in einem großen Temperaturbereich von 200°C bis 600°C. Bei höheren Geschwindigkeiten stellt sich dagegen nur in einem eng begrenzten Temperaturbereich (z.B. $2,7 \cdot 10^{-3}$ 1/s, 400°C) eine geringe oder gar keine Duktilitätsminderung ein.

Langzeitauslagerungsversuche ($T = 600^{\circ}\text{C}$, $t = 1500$ h) bei den Stählen AISI 316 und 304 haben zusätzlich gezeigt, daß eine Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften (Duktilität, Festigkeit) weniger das Ergebnis einer Reaktion mit dem flüssigen Lithium ist, als vielmehr das einer thermischen Alterung ist (Verfestigung verschiedener Karbide und intermetallischer Phasen) /88/.

Abschließend sei zu den oben angesprochenen Langzeitversuchen gesagt, daß sich unabhängig vom Werkstoff bei einem hohen Stickstoffgehalt im Lithium ein erheblicher Abfall der Lebensdauer einstellt, der über eine niedrige Verformungsgeschwindigkeit, hohe Lastzyklen und hohe Temperaturen zusätzlich unterstützt werden kann. Dagegen wird kein Einfluß bei "stickstofffreiem" Lithium festgestellt.

Sichtbar wurden diese Einflüsse auch bei mikroskopischer Betrachtung, bei der ein Übergang zum Sprödbbruch festgestellt wurde. Aus diesen Beobachtungen werden auch die Ursachen hergeleitet, die auf einen korrosiven Angriff bei vorausgegangener Eindringung des Lithiums in die Korngrenzen zurückgeführt werden /89-94/.

So kann festgehalten werden, daß ein nachteiliger Einfluß des Lithiums auf die mechanischen Eigenschaften der festen Werkstoffe insbesondere von der Langzeiteinwirkung bei hoher Temperatur und von dem Verunreinigungsgrad geprägt wird. Aber auch Versuche zur LME können erste Hinweise und Anhaltspunkte dazu geben.

8. Die Versuchsbeschreibung

8.1 Der Versuchsaufbau (Zugversuch)

Die Bilder 8.1-8.3 verdeutlichen den apparativen Aufbau.

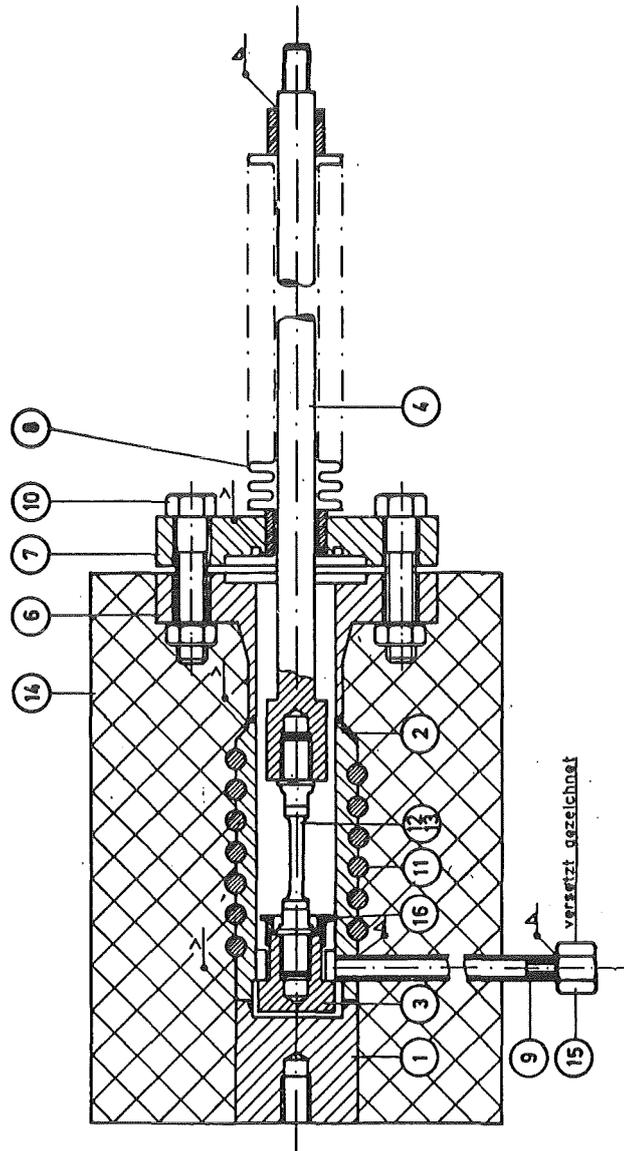


Bild 8.1: Zusammenstellungszeichnung der Zugkapsel mit eingebauter Probe

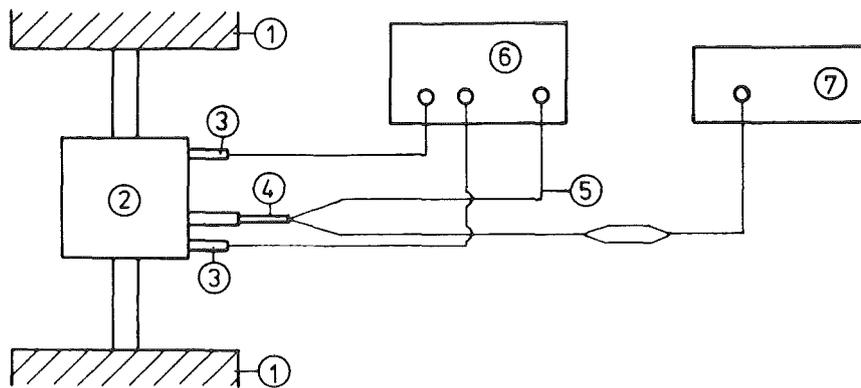
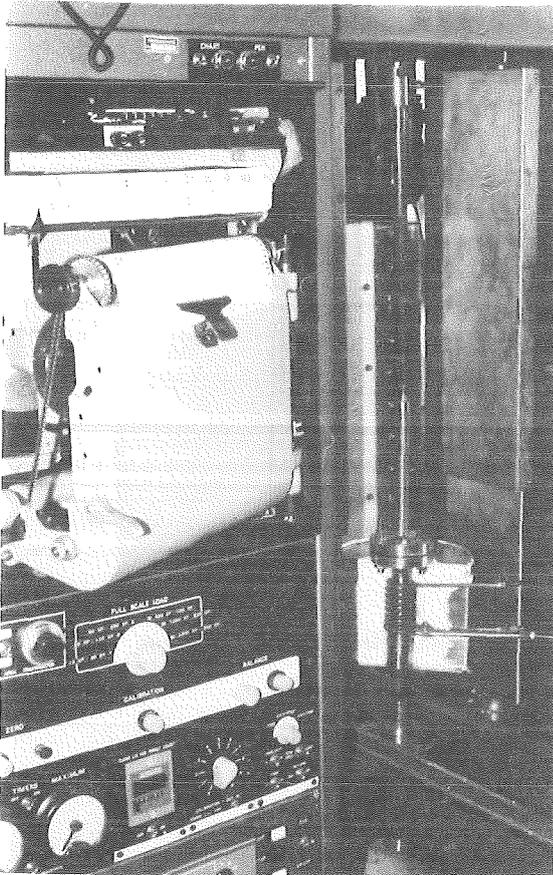
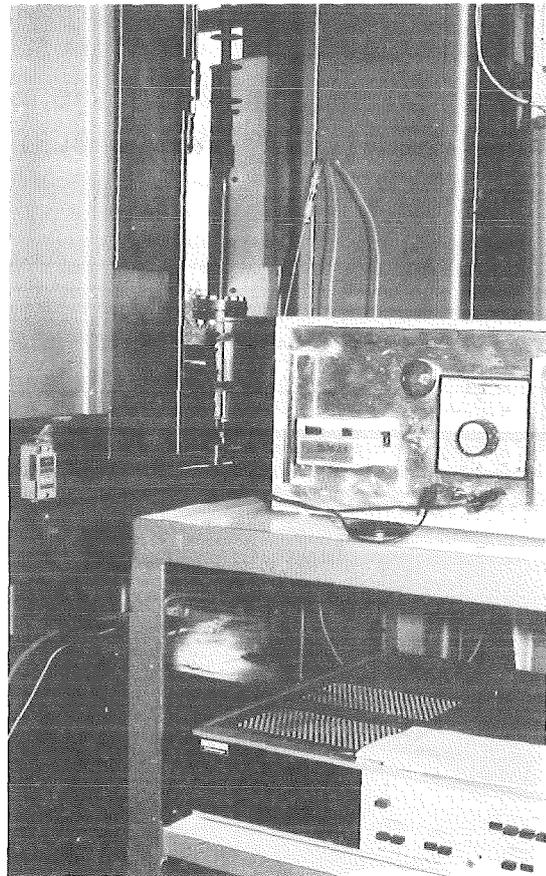


Bild 8.2: Einblick über das Zusammenwirken der einzelnen Komponenten im Versuch

- ① Oberes und unteres Querhaupt der Zugmaschine INSTRON TTDML mit 2,5t-Rahmen
- ② Zugkapsel mit Probe und Lithium sowie mit Wärmeisolierung ummantelt
- ③ Kontaktanschlüsse des Heizleiters: 220 V, 320 W
- ④ Thermoelement NiCr-Ni mit zwei separaten Ausgängen; Genauigkeit: $\pm 3^{\circ}\text{C}$ im Bereich von 0°C - 400°C (vgl. DIN 43710)
- ⑤ Ausgleichsleitungen NiCr-Ni
- ⑥ Regeleinheit: CONTRIC-M1-Regler mit kontinuierlichem Ausgang; Genauigkeit: $\pm 1\%$ bei 0-20 mA (Sollwerttoleranz); nachgeschaltet ist ein Thyristorsteller RMYC-15 zur Leistungsregelung; beides sind Fabrikate von HARTMANN&BRAUN
- ⑦ SOLARTRON A 210, Digital-Voltmeter von SCHLUMBERGER; Abfrage: 10/sec, Genauigkeit: $\pm 0,2 \mu\text{V}/^{\circ}\text{C}$ bei Gleichstrommessung, Empfindlichkeit: $1 \mu\text{V}$ bei 100 mV



a)



b)

Bild 8.3: Photographischer Überblick über den Aufbau während des Zugversuches

8.2 Der Versuchsablauf

In einem ersten Schritt werden die Proben nach der Fertigung (Maße siehe Bilder 3.2 und 3.3) für die Versuche vorbereitet. Sie wurden je nach Werkstoff gekennzeichnet und nummeriert, in einem Acetonbad unter Ultraschall gereinigt und anschließend wärmebehandelt. Für die einzelnen Werkstoffe sind die Temperaturen und Verweilzeiten in Tab. 8.1 aufgeführt. Für die Wärmebehandlung wurden alle Proben in Viererbündeln in ein Quarzglasrohr eingelegt, welches mittels einer angeschlossenen Vakuumpumpe auf $p = 10^{-6}$ Torr evakuiert wurde. Anschließend wurde der Rohr-Ofen, der vorher auf die erforderliche Temperatur aufgeheizt worden war, über das Quarzrohr geschoben. Die Temperatur wurde über einen Regler eingestellt und anhand eines vom Thermoele-

ment gelieferten Meßwertes kontrolliert. Nach der vorgeschriebenen Zeit wurde der Ofen entfernt und das Glasrohr mit Druckluft angeblasen, wodurch eine rasche Abkühlung der Proben eintrat (siehe Bilder 8.4 und 8.5).

Werkstoff	Härtetemperatur und -dauer	Anlaßtemperatur und -dauer
1.4301	1050°C , 30 min	--
1.4923	1050°C , 30 min	700°C , 120 min
1.4914	1075°C , 30 min	700°C , 120 min

Tabelle 8.1: Temperatur und Dauer beim Härte- und Anlaßvorgang für den jeweiligen Werkstoff

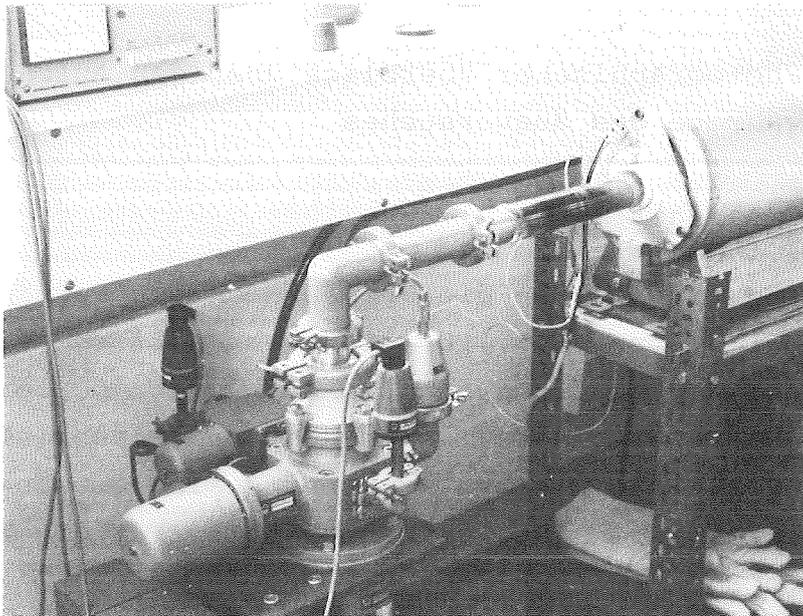


Bild 8.4: Vakuumpumpe mit Quarzrohr und Rohrofen

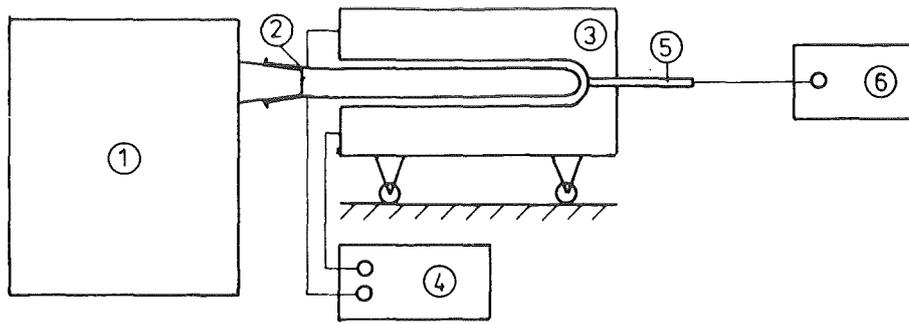


Bild 8.5: Funktioneller Zusammenhang der Geräte beim Vergüten

- ① Säulenpumpstand PD 170 von LEYBOLD HERAEUS mit Vor- und Diffusionspumpe; Leistung: 170 l/s
- ② Quarzglasrohr mit eingelegten Proben
- ③ Rohrofen mit CrAlFe-Heizwicklung, Typ RoK 6,5/60 von HERAEUS
- ④ KELVITRON, Temperatur-Regelanlage mit Anzeige REM 19-20 von HERAEUS; Genauigkeit bei NiCr-Ni: $\pm 1\%$
- ⑤ NiCr-Ni Thermoelement
- ⑥ Digitalanzeige NEWPORT CRL

Danach konnte mit den Zugversuchen begonnen werden, die für alle Proben gleich ausfielen. Weil jedoch die Geschwindigkeit der Zugmaschine nur in großen Abstufungen variiert werden konnte -eine für beide Zugprobenarten gleiche Dehngeschwindigkeit war somit nicht einstellbar-, wurde die gleiche Maschinengeschwindigkeit gewählt. Das hatte aber zur Folge, daß sich verschiedene Dehngeschwindigkeiten ergaben. Diese werden nach folgender Formel berechnet:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v_m}{l_o} \quad \text{in 1/s}$$

mit: v_m = Maschinengeschwindigkeit
 l_o = Meßlänge der Probe

Daraus folgen die verschiedenen Werte für $\dot{\epsilon}$

- a) $l_o = 30 \text{ mm}$ (gilt für 1.4914)
- $\dot{\epsilon}_1 = 2,78 \cdot 10^{-2} \text{ 1/s}$ für $v_m = 50 \text{ mm/min}$
- $\dot{\epsilon}_2 = 5,56 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s}$ für $v_m = 1 \text{ mm/min}$

- b) $l_0 = 20 \text{ mm}$ (gilt für 1.4923 und 1.4301)
 $\dot{\epsilon}_1 = 4,17 \cdot 10^{-2} \text{ 1/s}$ für $v_m = 50 \text{ mm/min}$
 $\dot{\epsilon}_2 = 8,33 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s}$ für $v_m = 1 \text{ mm/min}$

Tabelle 8.2 gibt einen Überblick über den Umfang der durchgeführten Versuche.

Testparameter Anzahl der Proben	RT	RT	200°C	200°C	250°C	250°C
	$\dot{\epsilon}_1$	$\dot{\epsilon}_2$	$\dot{\epsilon}_1$	$\dot{\epsilon}_2$	$\dot{\epsilon}_1$	$\dot{\epsilon}_2$
An Luft	1	1	--	--	2	2
In Lithium	--	--	2	2	2	2
An Luft nach 1000h Auslagerung in Li	--	--	--	--	--	2
In Lithium nach 1000h Auslagerung in Li	--	--	--	2	--	--

Tabelle 8.2: Anzahl der Proben je Werkstoff für die verschiedenen Versuche

Bei den Zugversuchen an Luft bei $T = 250^\circ\text{C}$ wurde ein an der Zugmaschine verschiebbar angebrachter Ofen (Typ ERO 8/60, 3x100 V, 3x0,6 kW, 1100°C Nenntemperatur von PRÜFER) verwendet. Eine Dreizonenregelung (Messung der Ofentemperatur über drei Thermoelemente an drei verschiedenen Stellen; Typ IEA DSE 10/SE-IF) sorgte für die geforderte Temperatur. Darüber hinaus wurde die Temperatur an der Probe durch ein sich in dessen Nähe befindliches NiCr-Ni Thermoelement überprüft. Die entsprechende Thermospannung wurde über einen Meßschreiber (LINSEIS Serie 2000) aufgezeichnet bzw. über einen Digitalmeter (KEITHLEY 132C TRMS Multimeter, Typ KTC NiCr-NiAl; Genauigkeit: $\pm 0,25\% + 1d$ bzw. 100 μV bei 200 mV) abgelesen.

Die Versuche in flüssigem Lithium erforderten einen größeren Aufwand. Zunächst wurde die Kapsel samt Zubehör mit einer Edelstahlbeize (1 Teil Salpetersäure + 4 Teile Wasser) gereinigt, mit

destilliertem Wasser ausgewaschen und im Trockenschrank getrocknet. Anschließend wurden diese Teile mit den Proben zusammen in die Schutzgas-Box (siehe Bild 8.5) eingeschleust. Diese Box verfügt über eine Umwälzanlage mit regenerierbaren Reiniger für Sauerstoff, Feuchte und Stickstoff (Reinigung und Umwälzung über Molekularsieb und Cu-Katalysator als Filter; Fab. M-BRAUN). Somit konnte die für den Umgang mit Lithium erforderliche Argon-Atmosphäre gewährleistet werden. Nach einem Analysen-Certifikat von MESSER-GRIESHEIM hatte das Argon eine Reinheit von 99,999% mit 2,2 vpm Stickstoff und 1,6 vpm Sauerstoff.

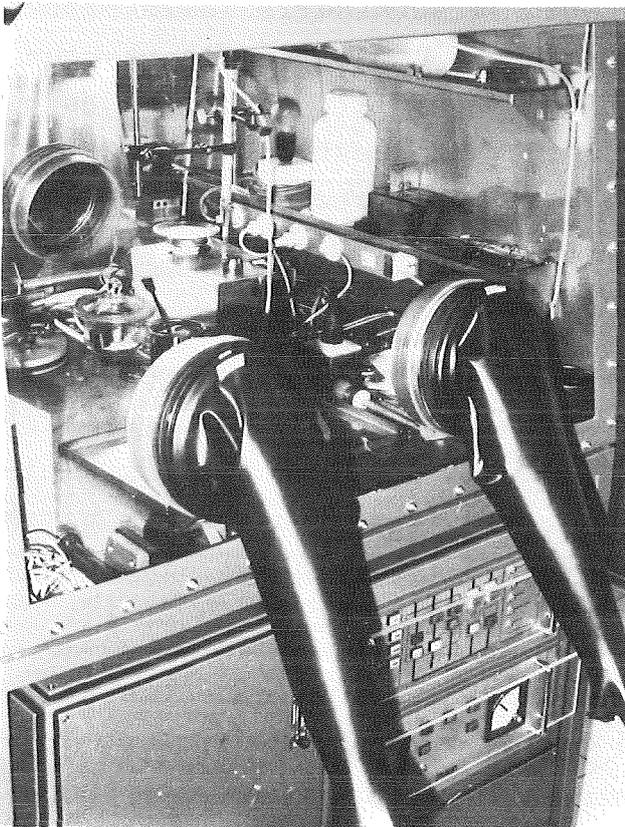


Bild 8.5: Ansicht einer Schutzgas-Box

In der Box wurde das Lithium erschmolzen, in die Kapseln abgefüllt und anschließend wurden die Proben eingebaut. Nach Verschluss und Abkühlung konnten die Kapseln wieder aus der Box herausgeschleust und in die Zugmaschine eingebaut werden (siehe Bilder 8.1-8.3). Die Kapseln wurden zusätzlich mit einer Wärmeisolierung umkleidet. Diese Maßnahme sollte einen zu hohen Heizleistungsverlust verhindern und zum anderen einen möglichst geringen

Temperaturgradienten im Kapselinneren gewährleisten. Als zusätzliche Maßnahme wurde auf eine langsame Aufheizung geachtet bzw. die nicht eingebauten Kapseln wurden über einen angeschlossenen Regeltrafo (0-220 V, 4 A) schon vorgewärmt ($T_V = 120-160^\circ\text{C}$).

Bei der eingebauten Kapsel erfolgte nun eine Erwärmung auf die jeweilige Versuchstemperatur und der eigentliche Zugversuch. Über einen Meßschreiber (Meßwerterfassung INSTRON) wurden Kraft und Längung festgehalten.

Nach Abschluß einer Versuchseinheit (es wurden immer vier Kapseln eingesetzt) erfolgte der Ausbau bzw. neuerliche Einbau von Proben in der Schutzgas-Box. Nach der ersten Versuchsserie (alle Proben waren mit $\dot{\epsilon}_1$ zerrissen worden) wurden die Kapseln entleert, gereinigt und wieder mit frischem Lithium gefüllt. Ein Teil des gebrauchten Lithiums wurde zu Analysezwecken (Bestimmung des C, N und O-Gehaltes; siehe dazu Kap. 8.3) in entsprechende Gefäße abgefüllt. Gleiches erfolgte auch mit dem Lithium aus der zweiten Versuchsserie (alle Proben mit $\dot{\epsilon}_2$).

Parallel zu diesen Versuchen erfolgte eine Auslagerung von vier Proben je Werkstoff in Lithium bei 550°C über 1000 h. Diese Proben wurden zum Abschluß zerrissen. Dabei wurde die jeweils kleinere Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_2$ gewählt, weil ein deutlicherer Effekt zu erwarten war und zudem ein größerer Maßstabsfaktor eingestellt werden konnte.

Nach Abschluß aller Zugversuche schloß sich eine Reihe von Nachuntersuchungen an den Proben und dem Lithium an, die im nachfolgenden Kapitel beschrieben werden.

8.3 Die durchgeführten Nachuntersuchungen

Zunächst wurden die im Lithium zerrissenen Proben in destilliertem Wasser gereinigt. Alle Proben wurden anschließend vermessen. Dabei wurden die Bruchdehnung A und die Brucheinschnürung Z ermittelt. Diese Werte sind neben denen für die Streckgrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m und die Gleichmaßdehnung A_g , die aus dem im Versuch aufgenommenen Kraft - Längungs - Diagramm stammen, in den Tabellen des folgenden Kapitels zusammengefaßt.

Vor den Untersuchungen der Proben durch die Metallographie und das Raster-Elektronenmikroskop (REM) wurden sie photographiert. Die beiden Probenhälften wurden provisorisch zusammengefügt und im Maßstab 1:1 aufgenommen. Mit mindestens fünffacher Vergrößerung wurde die Bruchfläche von oben wie von der Seite im Bild festgehalten.

Für die weiteren Untersuchungen wurden je eine Probe pro Werkstoff aus folgenden Versuchen herangezogen:

- a) an Luft, RT, $\dot{\epsilon}_2$
- b) an Luft, 250°C, $\dot{\epsilon}_2$
- c) an Luft, 250°C, $\dot{\epsilon}_2$, nach Auslagerung in Lithium
- d) in Lithium, 200°C, $\dot{\epsilon}_2$, nach Auslagerung in Lithium.

Zu diesem Zweck wurden beide Bruchflächen in 5-10 mm langen Stücken von der jeweiligen Probenhälfte abgetrennt. Die in Lithium ohne vorherige Auslagerung zerrissenen Proben wurden hierbei nicht erfaßt. Zum einen sollte der Prüfumfang in Grenzen gehalten werden. Zum anderen waren auch keine neuen Ergebnisse nach der Betrachtung des Bruchverhaltens und der Kurvenverläufe zu erwarten.

Für die metallographischen Untersuchungen wurden die Probenstücke in eine Kunstharzmasse eingebettet und abgeschliffen. Folgende Ätzungen wurden vorgenommen:

- a) "RÖCHLING": 1 g Pikrinsäure +
10 ml Salzsäure 1,19 +
10 ml Salpetersäure 1,4 +
80 ml Alkohol
- b) "LICHTENEGGER + BLÖCH": 100 cm³ warmes Wasser +
20 g Ammoniumbifluorid +
0,5 g Kaliumdisulfit.

Letztere Ätzung (LB I) wurde nur bei dem austenitischen Stahl angewendet.

Die Gegenstücke wurden für die Untersuchungen unter dem Raster-Mikroskop auf einen Probenhalter mit leitendem Kleber befestigt.

Das Lithium mußte auf seinen Gehalt an Stickstoff, Kohlenstoff und Sauerstoff hin untersucht werden. Es wurde von der Metallgesellschaft AG, Frankfurt, in Form von Barren bezogen und hatte folgende Zusammensetzung:

99,4% Li, 0,5% Na, 0,014% K, 0,03% Ca, 0,01% Fe
<0,01% Al, 0,03% Si.

Angaben über die Gehalte an den obengenannten Verunreinigungen können nicht gemacht werden, da das Lithium durch sie leicht kontaminiert werden kann. Sie mußten ebenso wie bei dem Lithium aus den Zugversuchen nachträglich bestimmt werden.

Durch Titanfolien (von der Firma GOODFELLOW, Ltd, Cambridge, U.K.; 0,05 mm stark) wurde in Getterreaktionen der Stickstoff- und der Sauerstoffgehalt nachgewiesen. Durch Edelstahlfolien (AISI 304: X 5 CrNi 18 9, ebenfalls von der Fa. GOODFELLOW; 0,1 mm stark) wurde über die Folienäquilibriumsmethode der Stickstoff- und der Kohlenstoffgehalt ermittelt /95-97/. In einer Schutzgas-Box wurden die Folien dazu in eine mit genau abgewogenem Lithium gefüllte Kapsel eingesetzt. Die Kapsel befand sich danach 250 h in einem Ofen bei einer Temperatur von 700°C. Nach der vorgeschriebenen Verweilzeit erfolgte der Ausbau der Folien und die chemische Analyse. Mit den hieraus ermittelten prozentualen Anteilen an Stickstoff, Kohlenstoff und Sauerstoff in den Folien konnten nach Korrektur mit den nachgewiesenen Gehalten in einer Nullprobe (durch Differenzbildung) entsprechend folgender Formel die Verunreinigungen im Lithium berechnet werden:

$$(\text{Verunreinigungsgehalt})_{\text{Li}} = \frac{(\text{korrigierter Gehalt})_{\text{FO}} \times (\text{Gewicht})_{\text{FO}}}{(\text{Gewicht})_{\text{Li}}}$$

in wppm.

Die Ergebnisse sind folgende:

Der nachgewiesene Kohlenstoffgehalt in den Edelstahlfolien betrug zwischen 0,067%±0,004% und 0,103%±0,02%. Der Kohlenstoffanteil in der Nullprobe lag bei 0,083%±0,001%. Dies zeigt, daß kein wesentlicher Kohlenstoffaustausch zwischen dem Stahl und dem Lithium stattgefunden hat (weder Auf- noch Entkohlung). Somit kann man auf einen sehr geringen Kohlenstoffgehalt im Lithium <5 wppm schließen, was eine genaue Berechnung erübrigt.

Für den Stickstoffgehalt ergaben sich folgende Gehalte im Lithium:

- a) 50-100 wppm; erste Versuchsserie und Auslagerungskapsel
- b) 150-200 wppm; zweite Versuchsserie.

Untersuchungen an reinem Lithium haben einen Stickstoffgehalt von ungefähr 50 wppm nachgewiesen /95/. Der zusätzliche Stickstoff kann sowohl aus dem Stahl (Probe, Kapsel) als auch aus der Atmosphäre stammen. Die Zahlenwerte aber zeigen, daß der Stickstoffgehalt nur unwesentlich gestiegen ist. Denn man muß beachten, daß in vergleichbaren Untersuchungen oftmals ein wesentlich höherer Stickstoffanteil (>1000 wppm) angegeben wurde.

Dies läßt folgende Schlußfolgerungen zu:

- . die Versuche erfolgten in einer ziemlich reinen Lithiumschmelze;
- . die unterschiedlichen Analyseergebnisse liegen noch im Toleranzbereich und
- . die in den Experimenten ermittelten Effekte (vgl. Kap. 10) sind nicht dem erhöhten Stickstoffgehalt sondern der allgemeinen Reaktivität des "reinen" Lithiums zuzuschreiben.

9. Die Versuchsergebnisse

9.1 Der Austenit X 5 CrNi 18 9

a) Der Probenschlüssel

Die folgende Tabelle gibt Aufschluß darüber, unter welchen Bedingungen die Proben getestet wurden. Zur präzisen Kurzzeichnung wurde ein Code eingeführt, der die Verwendung der Probennummern vermeidet.

Probe	Prüfmedium und -parameter	Code
1	RT, $\dot{\epsilon}_1 = 4,17 \cdot 10^{-2}$ 1/s	RT ₁
2	RT, $\dot{\epsilon}_2 = 8,33 \cdot 10^{-4}$ 1/s	RT ₂
3+4	Luft, 250 C, $\dot{\epsilon}_1$	Lu _{5,1}
5+6	Luft, 250 C, $\dot{\epsilon}_2$	Lu _{5,2}
7+9	Lithium, 200 C, $\dot{\epsilon}_1$	Li _{0,1}
10+11	Lithium, 250 C, $\dot{\epsilon}_1$	Li _{5,1}
12+13	Lithium, 200 C, $\dot{\epsilon}_2$	Li _{0,2}
14+19	Lithium, 250 C, $\dot{\epsilon}_2$	Li _{5,2}
15+16	Luft, 250 C, $\dot{\epsilon}_2$; vorher in Li 1000 h, 550 C	Lu _{Li,5,2}
17+18	Lithium, 200 C, $\dot{\epsilon}_2$; vorher in Li 1000 h, 550 C	Li _{Li,0,2}

Tabelle 9.1: Probenschlüssel

Medium: Lu = Luft; Li = Lithium

Parameter: i = Temperatur

200°C: i=0, 250°C: i=5

j = Dehngeschwindigkeit

$\dot{\epsilon}_1$: j=1, $\dot{\epsilon}_2$: j=2

Index Li besagt, daß eine Vorauslagerung in Lithium stattgefunden hat.

b) Die mechanischen Kennwerte

Tabelle 9.2 gibt die Kennwerte wieder, die entweder aus dem Maschinendiagramm entnommen sind: $R_{p0,2}$, R_m , A_g oder an der Probe nachgemessen wurden: A , Z .

Probe	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A in %	A_g in %	Z in %
1	210	530	66,5	59,2	76,1
2	180	600	89,5	77,5	80,8
3	150	400	50,0	39,5	74,8
4	150	400	51,0	40,0	74,2
5	120	400	51,0	42,0	73,0
6	120	400	51,5	41,5	75,0
7	140	410	51,5	40,5	74,8
9	140	410	52,0	40,5	76,8
10	150	390	49,0	38,0	74,3
11	150	390	49,5	39,0	74,8
12	120	400	49,5	38,5	69,0
13	120	400	51,0	41,0	68,0
14	110	400	48,0	38,0	66,2
19	110	400	49,0	37,0	70,1
15	120	400	48,0	37,0	67,3
16	120	400	47,5	37,5	71,8
17	120	400	50,0	38,0	74,8
18	120	400	24,0	24,0	27,3

Tabelle 9.2: Die mechanischen Kennwerte

$R_{p0,2}$ = Streckgrenze

R_m = Zugfestigkeit

A = Bruchdehnung

A_g = Gleichmaßdehnung

Z = Brucheinschnürung

c) Die Spannungs - Dehnungs - Diagramme

Diese Diagramme sollen die Streuung der Kurven untereinander wiedergeben und einen qualitativen Überblick insbesondere über die möglichen Veränderungen bei verschiedenen Prüfmedia oder Prüfparametern ermöglichen.

Während die bestimmten Festigkeitswerte den wirklichen Materialeigenschaften entsprechen, sind die Dehnungswerte mit einem Maschineneinfluß behaftet. Denn hier gehen verschiedene zusätzliche "Elastizitäten" mit ein:

- . die Querhauptdehnung der Zugmaschine
- . die Dehnungen in den Verbindungsstellen (Gewinden) der Prüfkapseln.

Letztere konnten auch durch eine aufgebrachte Vorlast während der Aufheizperiode nicht vollständig kompensiert werden.

Zudem muß die Trägheit des Papiervorschubes mitbeachtet werden.

Diese Effekte erklären manche Verschiebungen von Kurven, die unter vergleichbaren Umständen gemessen worden sind (z.B. der HOOKE'schen Gerade).

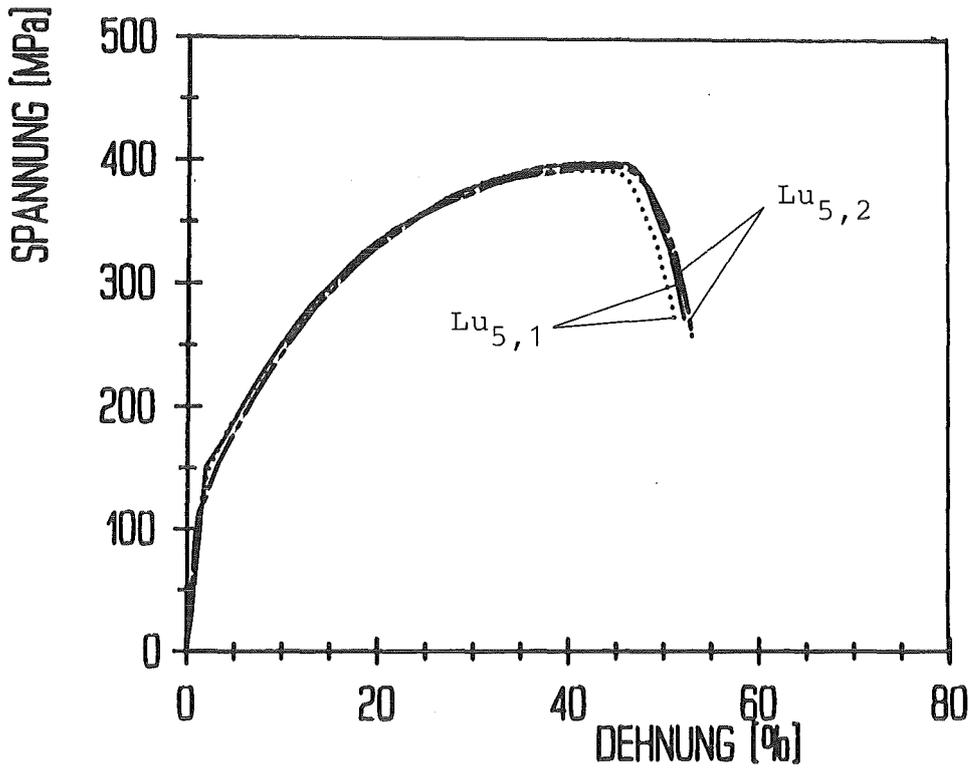


Bild 9.1: Versuche an Luft, 250°C, $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$
—, ... Lu_{5,1}; ---, -.- Lu_{5,2}

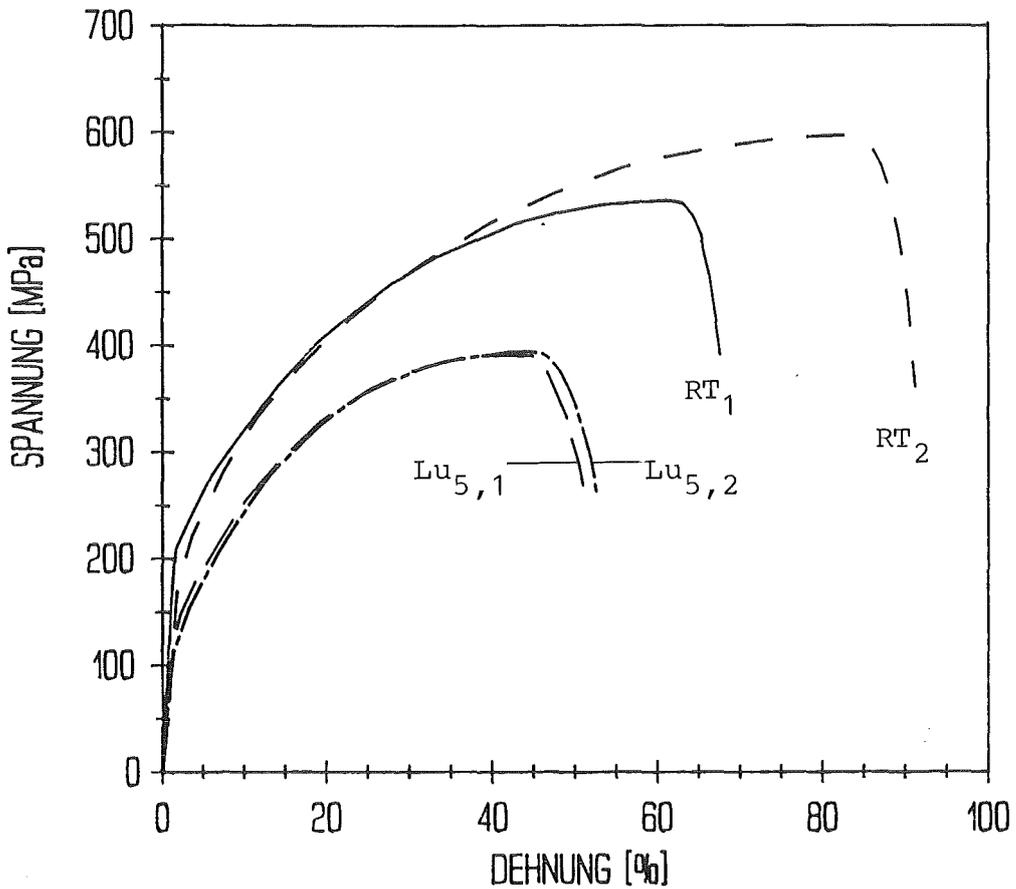


Bild 9.2: Versuche an Luft, 250°C, RT, $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$
— RT₁, --- RT₂, - - Lu_{5,1}, -.- Lu_{5,2}

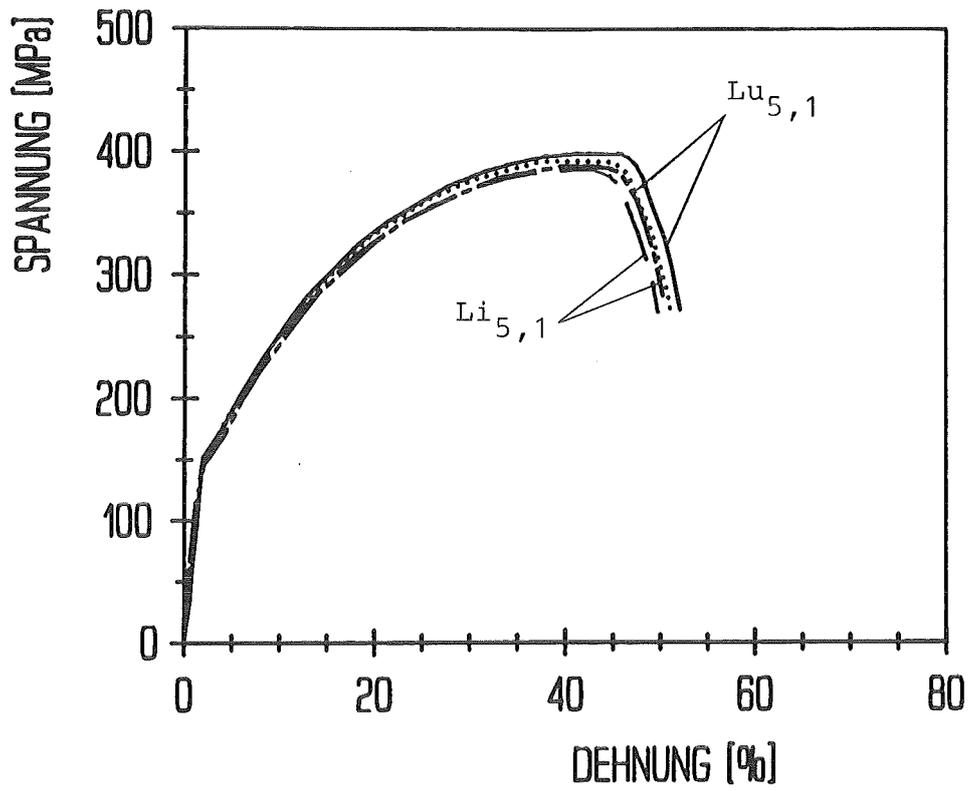


Bild 9.3: Versuche an Luft, in Lithium, 250°C, $\dot{\epsilon}_1$
—, ... Lu_{5,1}, ---, - - - Li_{5,1}

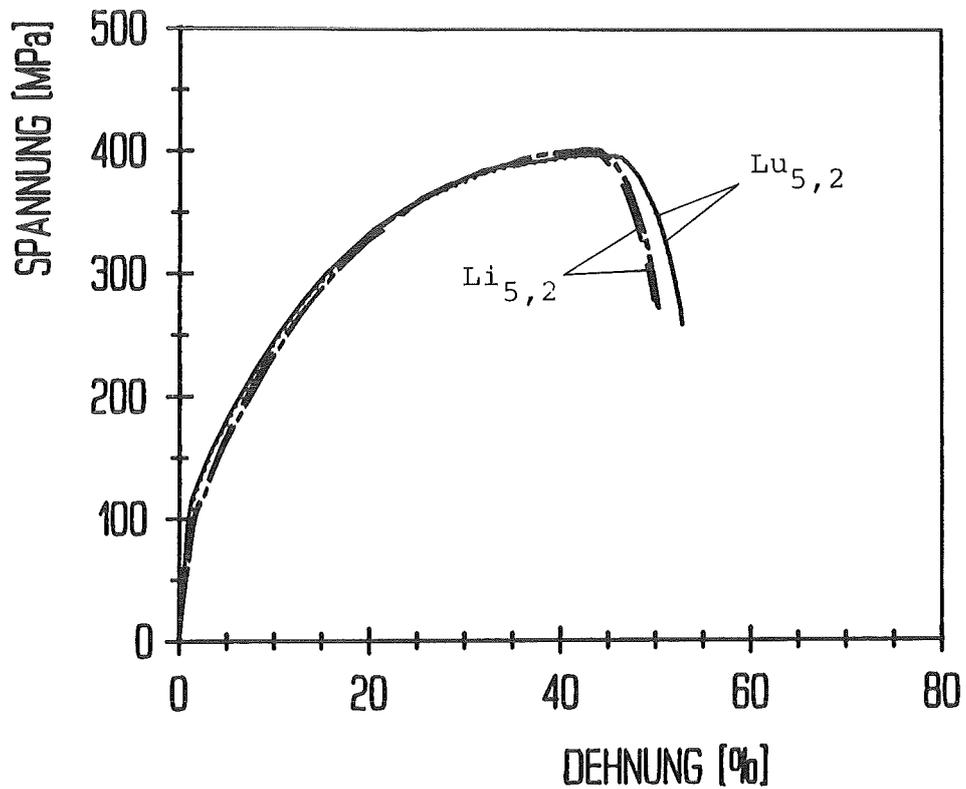


Bild 9.4: Versuche an Luft, in Lithium, 250°C, $\dot{\epsilon}_2$
—, ... Lu_{5,2}, ---, - - - Li_{5,2}

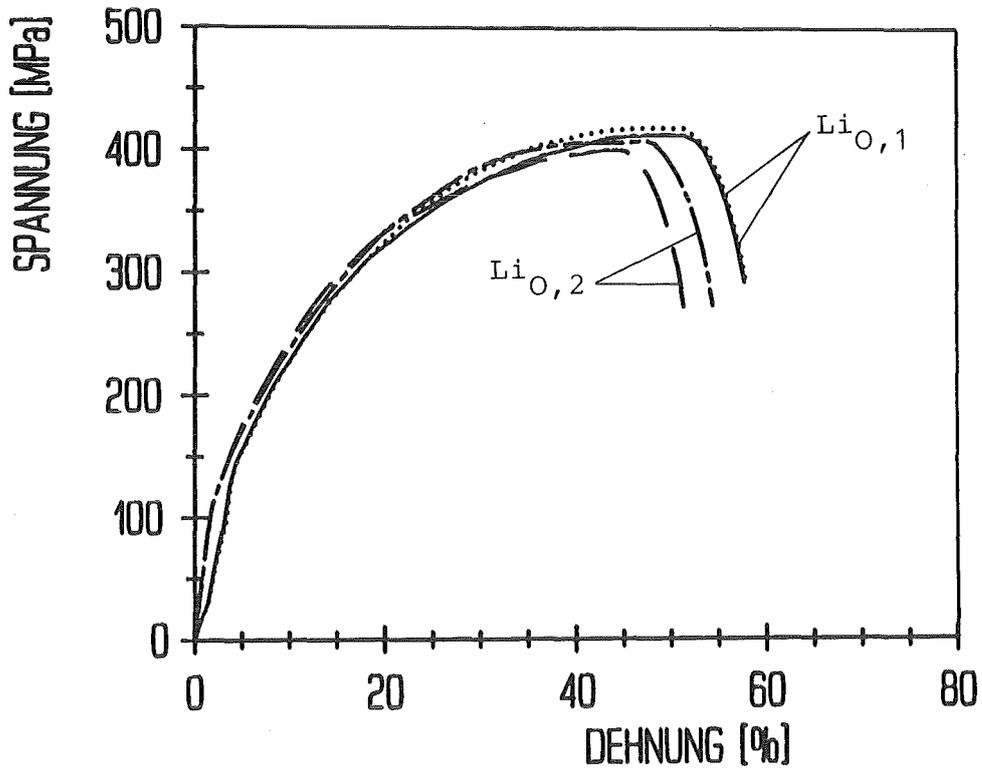


Bild 9.5: Versuche in Lithium, 200°C , $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$
—, ... $\text{Li}_{\text{O},1}$, ---, -.- $\text{Li}_{\text{O},2}$

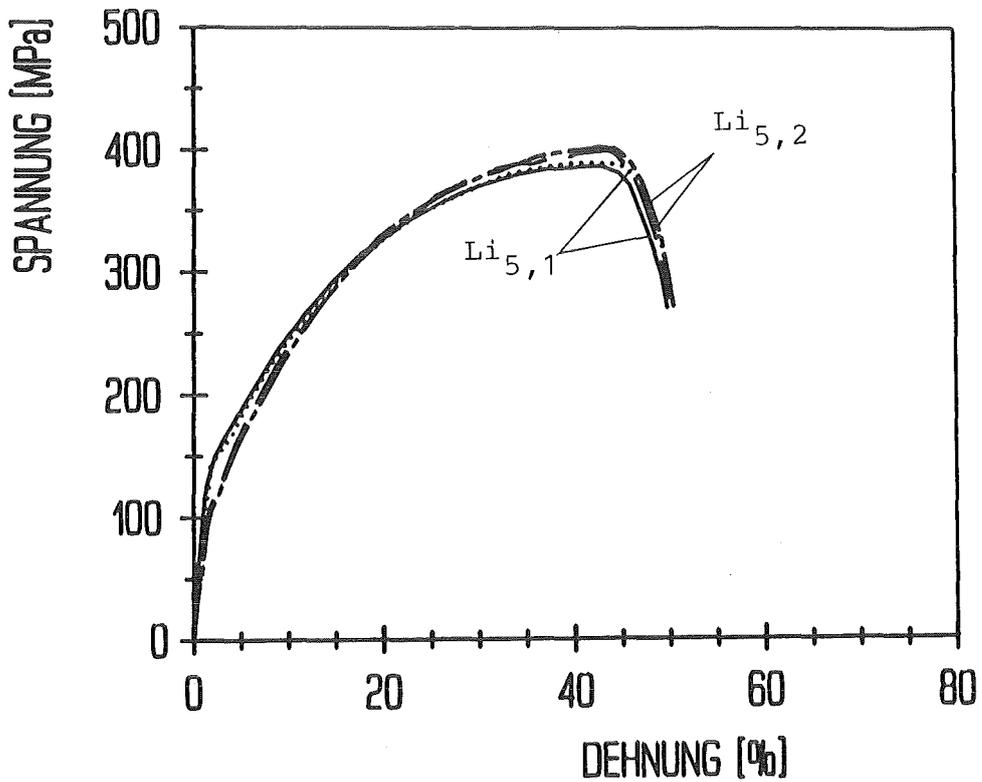


Bild 9.6: Versuche in Lithium, 250°C , $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$
—, ... $\text{Li}_{5,1}$, ---, -.- $\text{Li}_{5,2}$

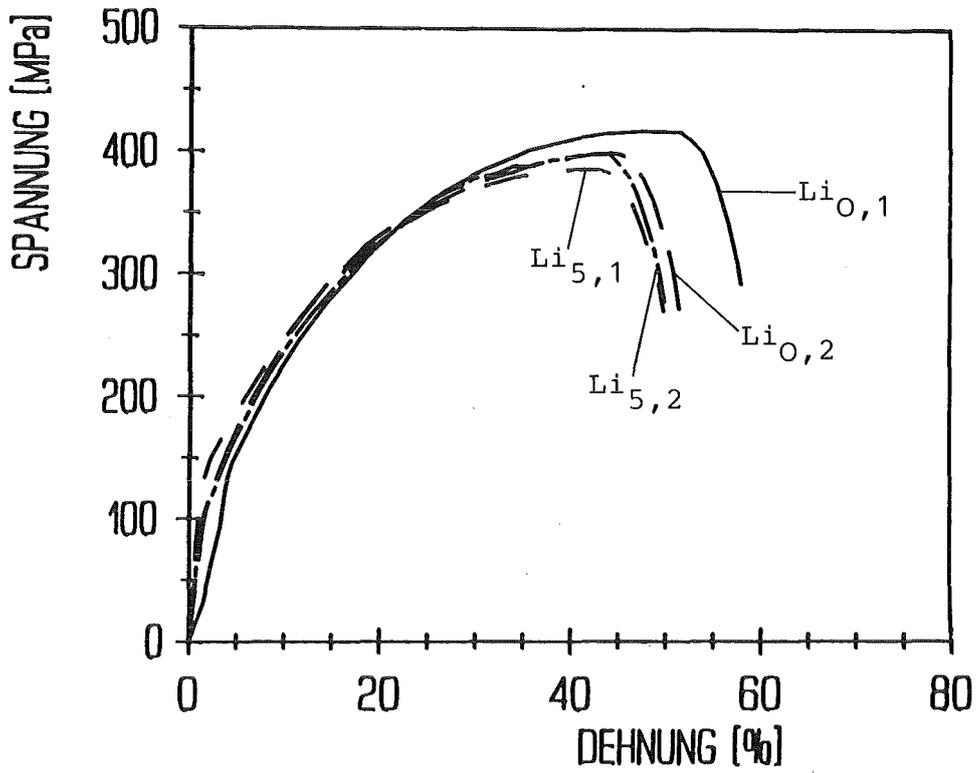


Bild 9.7: Zusammenstellung der Versuche in Lithium
 — $Li_{O,1}$, --- $Li_{5,1}$, - · - $Li_{O,2}$, · · · $Li_{5,2}$

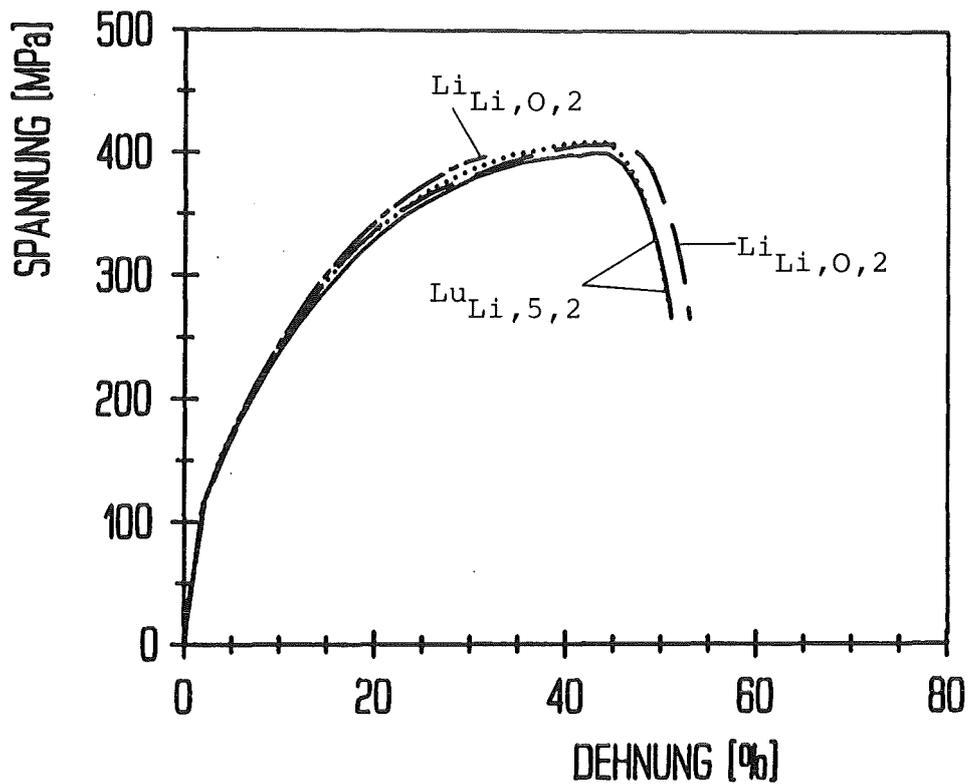
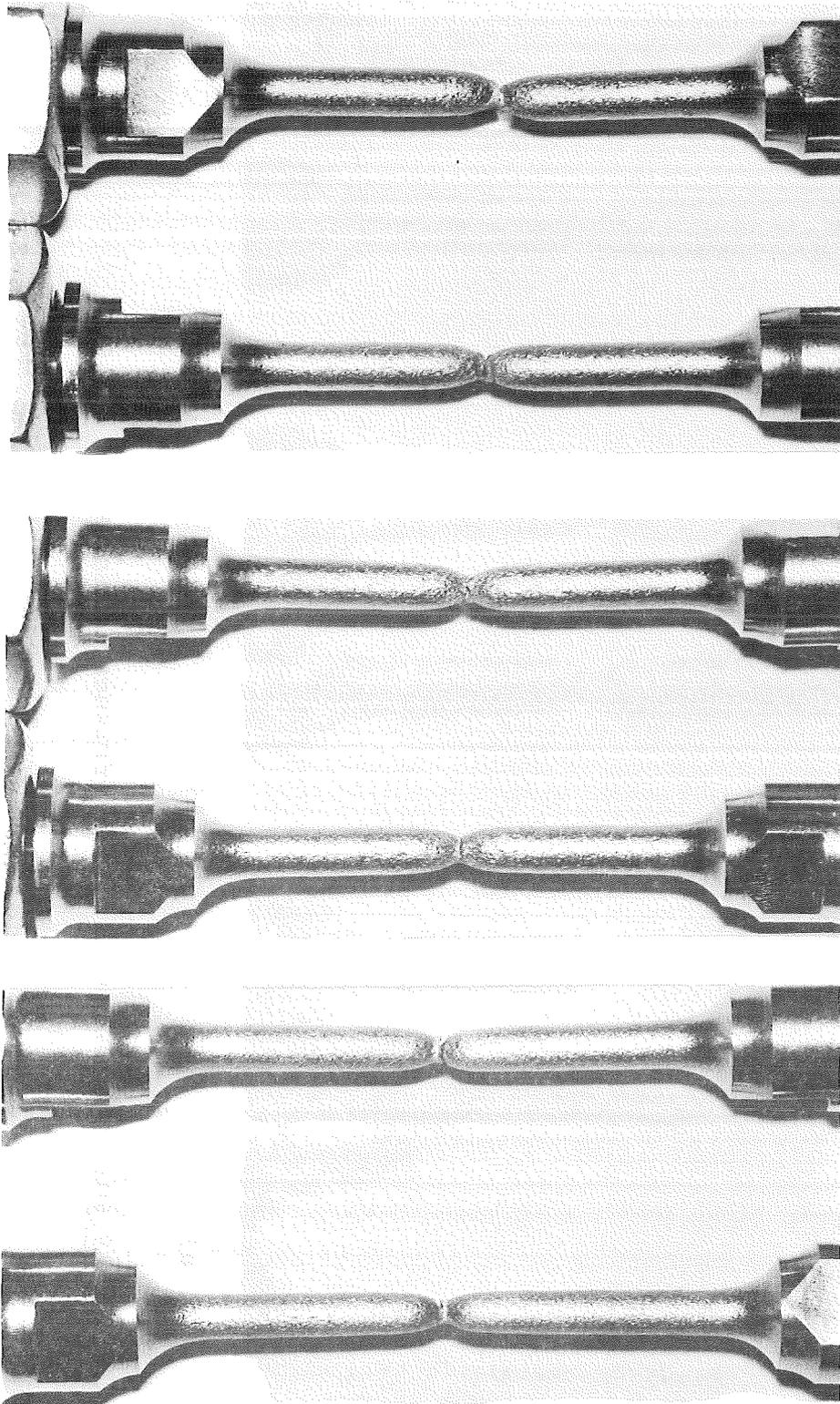


Bild 9.8: Auslagerungsversuche, $\dot{\epsilon}_2$, $200^\circ C$, $250^\circ C$
 —, · · · $Lu_{Li,5,2}$, ---, - · - $Li_{Li,O,2}$

d) Die Probenbilder

Die etwa im Maßstab 1:1 aufgenommenen Bilder sollen einen optischen Überblick über die Veränderungen der Einschnürung der Proben bei Variation der Prüfbedingungen gewähren. Die vergrößerten Aufnahmen der Proben sollen dies noch verdeutlichen.



a)

b)

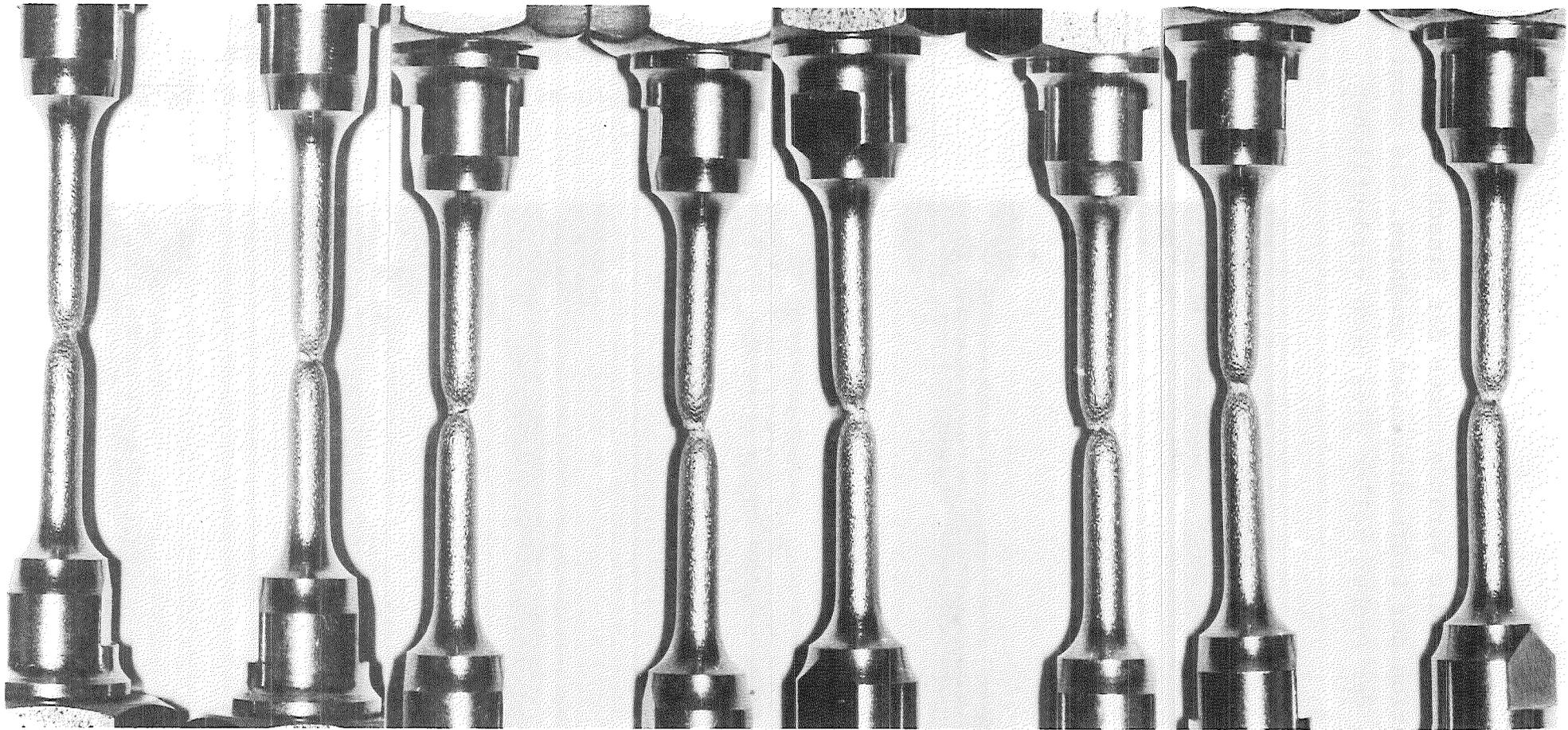
c)

Bild 9.9: Proben an Luft zerrissen; Maßstab 1:1

a) RT₁, RT₂ (Proben-Nr. 1,2)

b) Lu_{5,1} (3,4)

c) Lu_{5,2} (5,6)



a)

b)

c)

d)

Bild 9.10: Proben in Lithium zerrissen; Maßstab 1:1

a) $\text{Li}_{0,1}$ (7,9)	c) $\text{Li}_{0,2}$ (12,13)
b) $\text{Li}_{5,1}$ (10,11)	d) $\text{Li}_{5,2}$ (14,19)

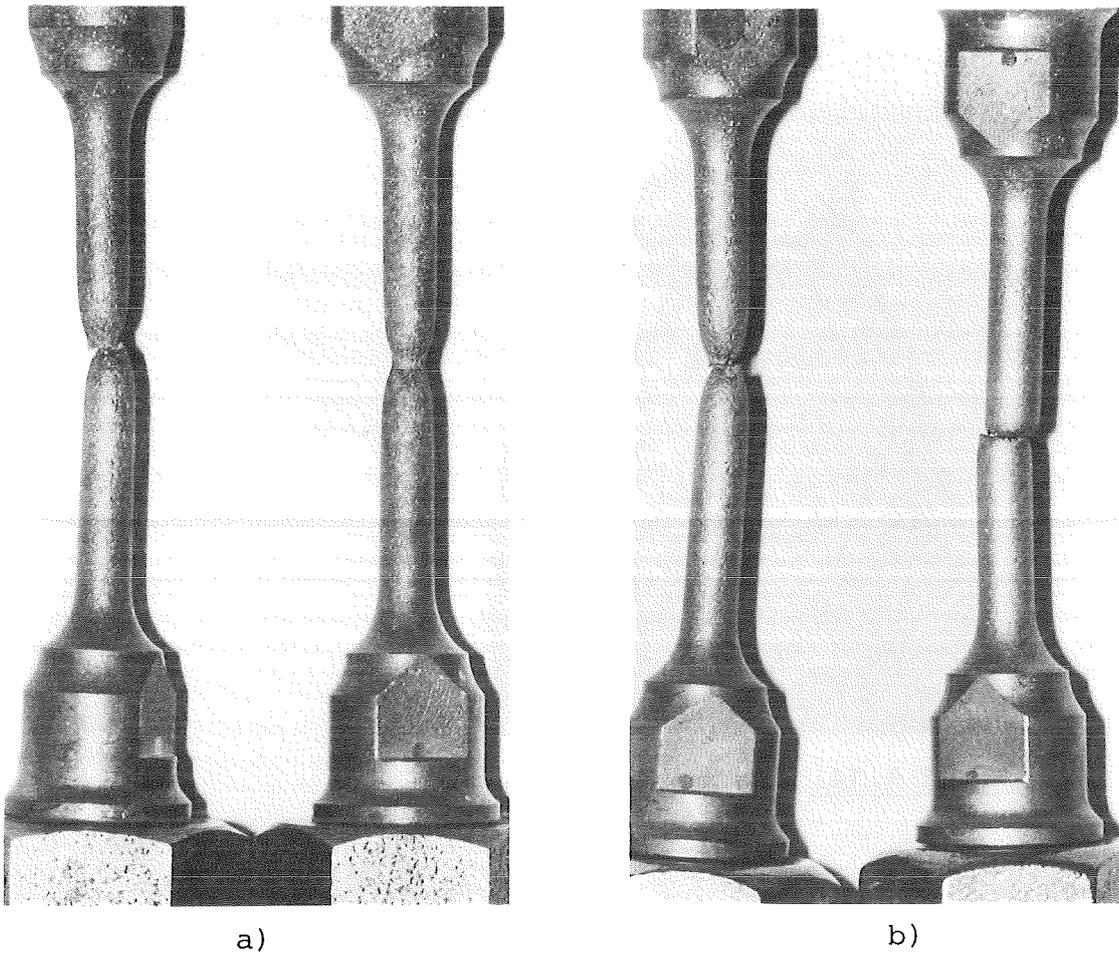


Bild 9.11: Proben aus den Auslagerungsversuchen; 1:1
a) $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$ (15,16) b) $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$ (17,18)

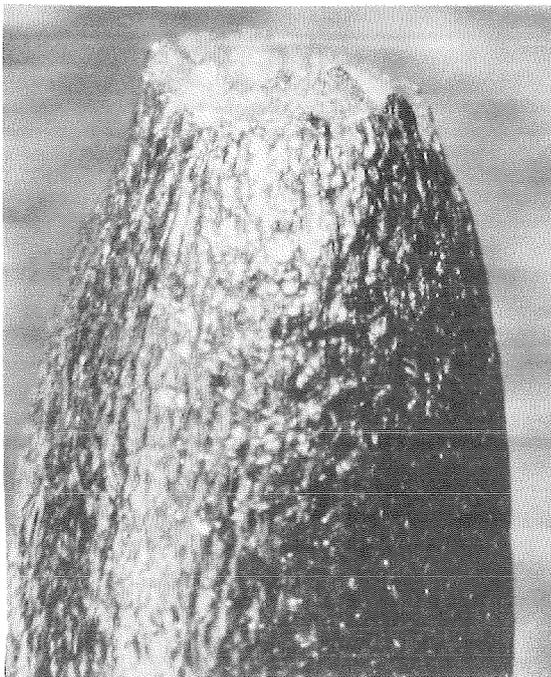


Bild 9.12: Probe Nr. 6
 $\text{Lu}_{5,2}$; 5:1

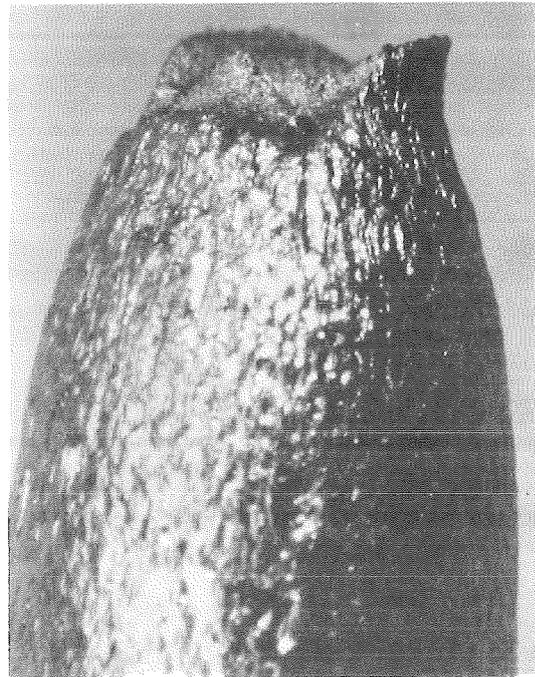


Bild 9.13: Probe Nr. 14
 $\text{Li}_{5,2}$; 5:1

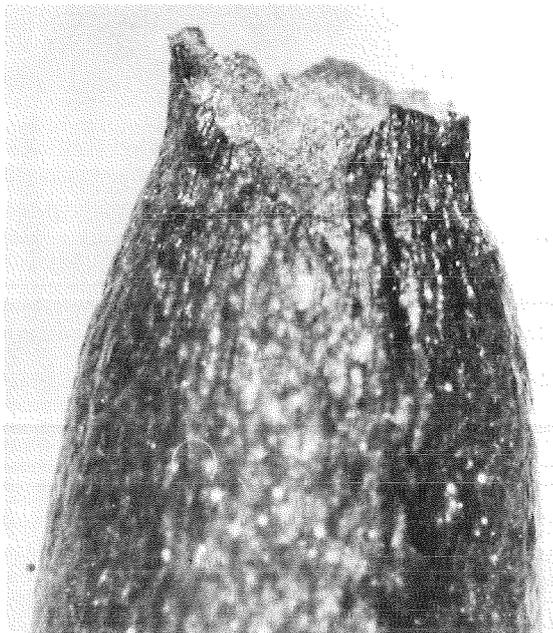
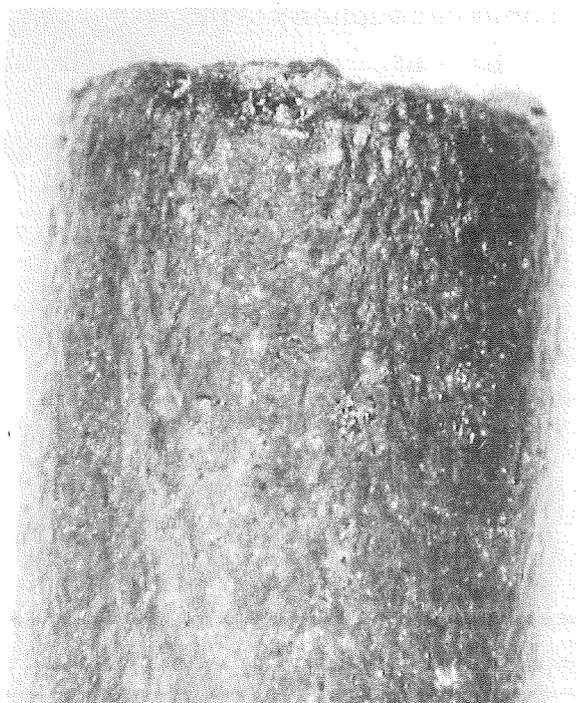
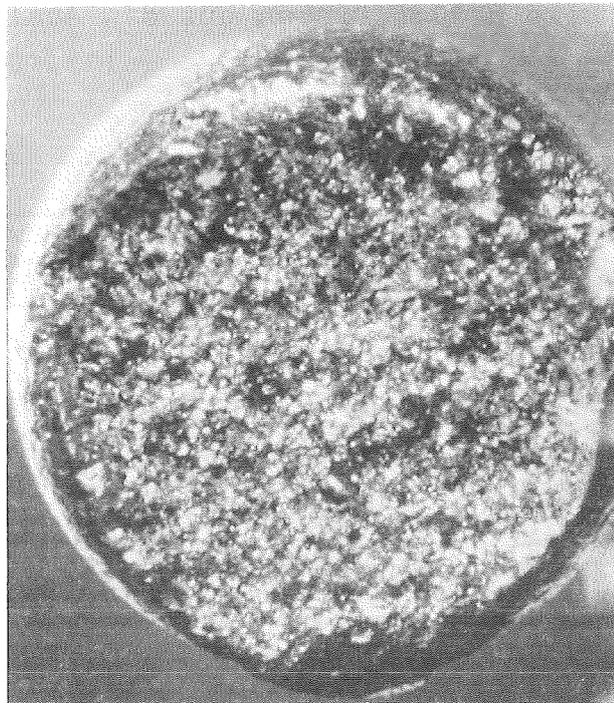


Bild 9.14: Probe Nr. 15
 $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}; 5:1$



a)



b)

Bild 9.15: Probe Nr. 18 $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$; a) Mantel-
fläche, 5:1; b) Bruchfläche, 6,4:1

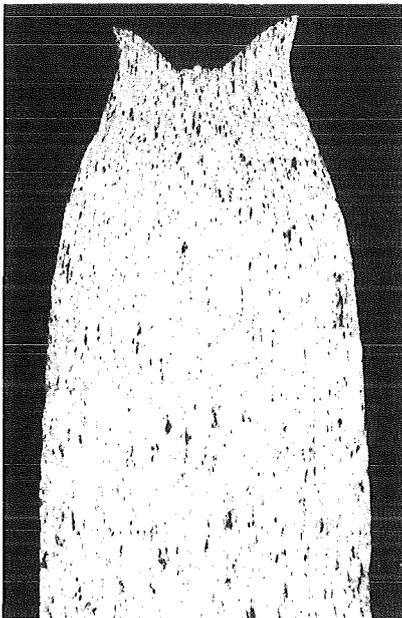
e) Ergebnisse der Metallographie

Diese Bilder sollen Hinweise geben, ob sich innerhalb des Gefüges Veränderungen ergeben haben.

f) Untersuchungen mit dem Raster-Elektronenmikroskop (REM)

Hierbei sollen Unterschiede im Bruchverhalten aufgezeigt werden.

1) Die bei RT zerrissene Probe (Nr. 2): RT₂



a) Bild 9.16: Schliffbilder: RT₂

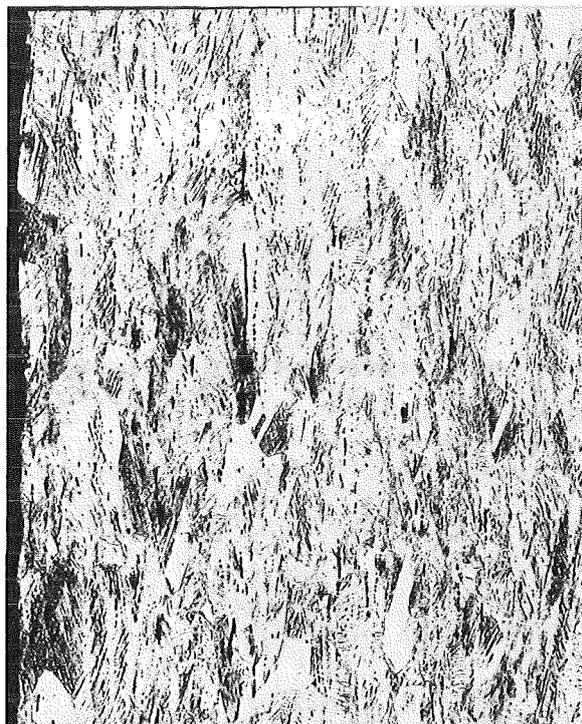
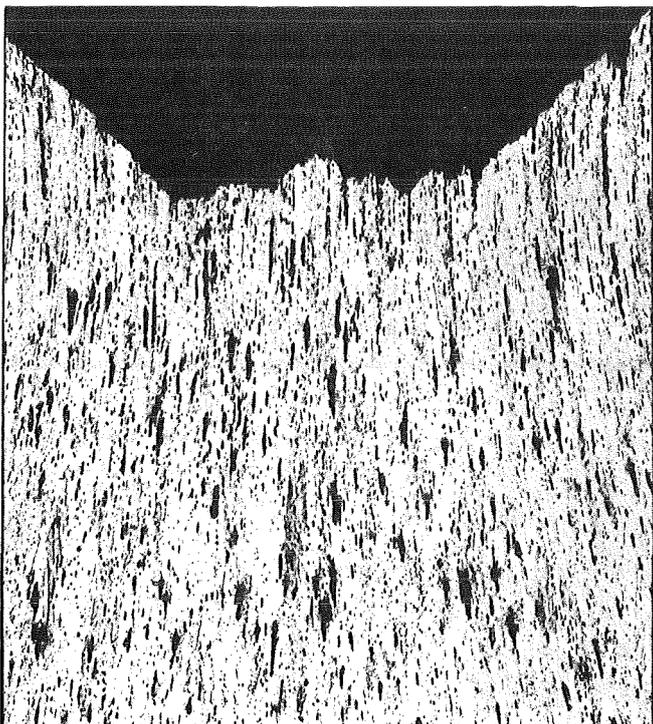
a) Gesamtansicht; 15:1

b) Bruchbereich; 100:1

c) unterer Proben-
teil; 100:1

b)

c)



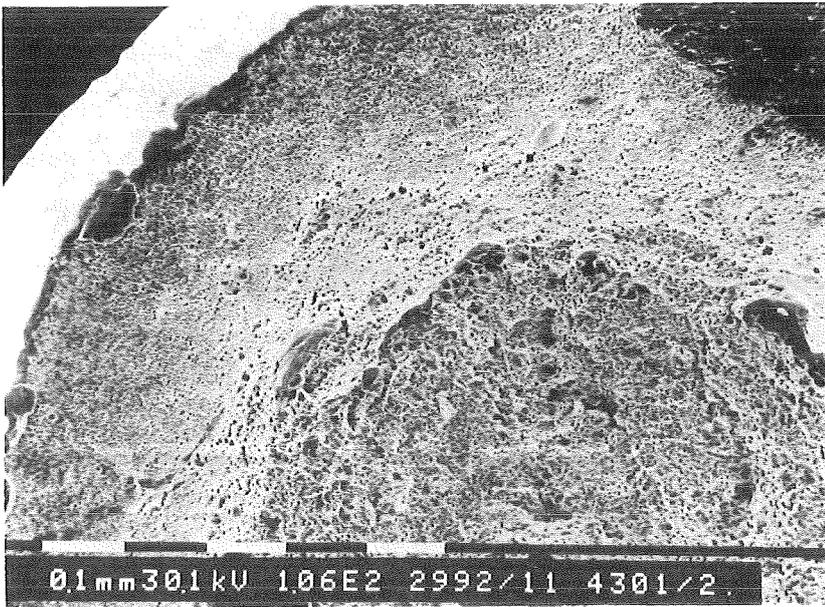
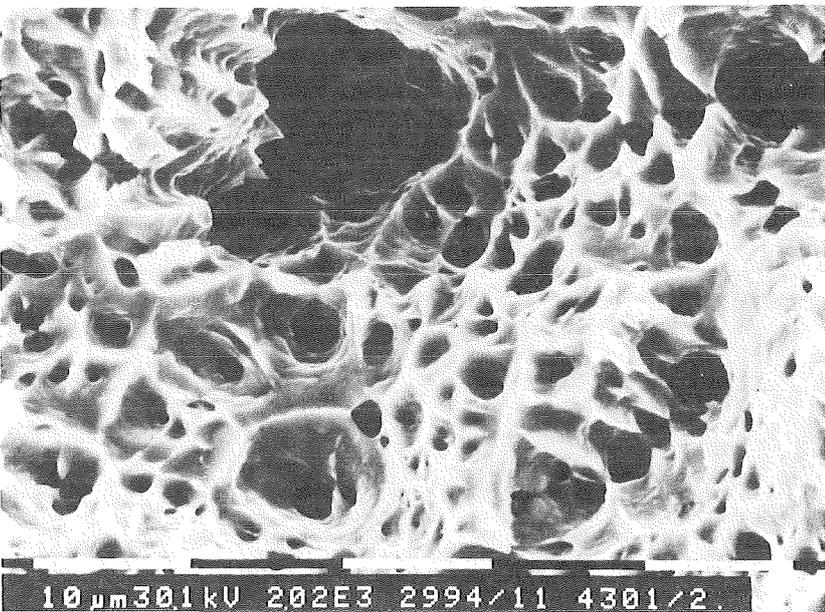
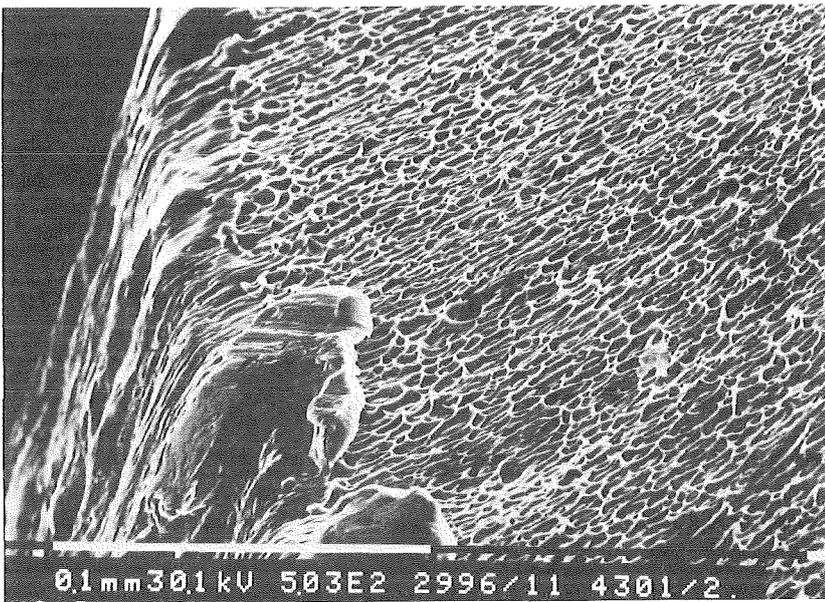


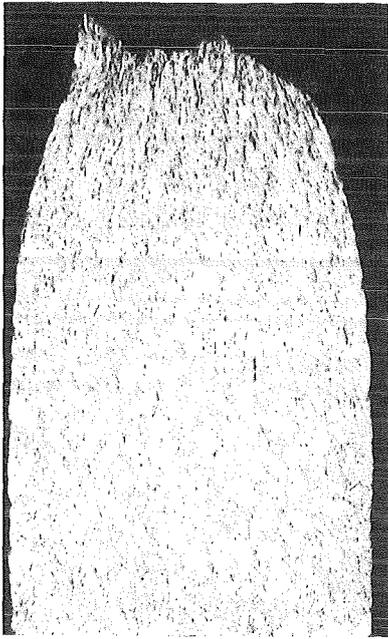
Bild 9.17:

Bruchfläche: RT₂
(REM)

- a) Gesamtdraufsicht; 100:1
- b) Übergang Mantel - Bruchfläche; 500:1
- c) Detailvergrößerung der Bruchfläche; 2000:1



2) Die an Luft bei 250°C zerrissene Probe (Nr. 6): Lu_{5,2}



a)

Bild 9.18: Schliffbilder: Lu_{5,2}

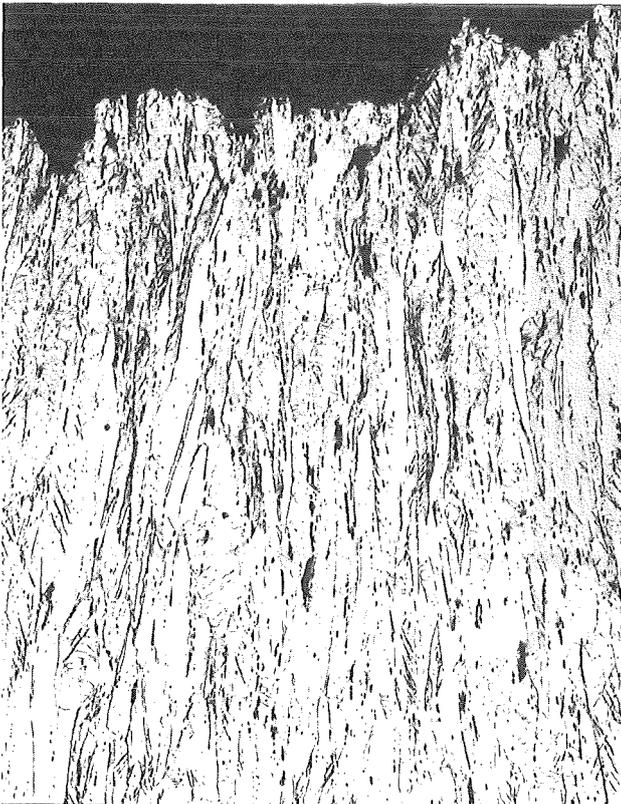
a) Gesamtansicht; 15:1

b) Bruchbereich; 100:1

c) unterer Proben-
teil; 100:1

b)

c)



- 3) Die an Luft bei 250°C zerrissene Probe (Nr. 15)
nach Auslagerung in Lithium: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$

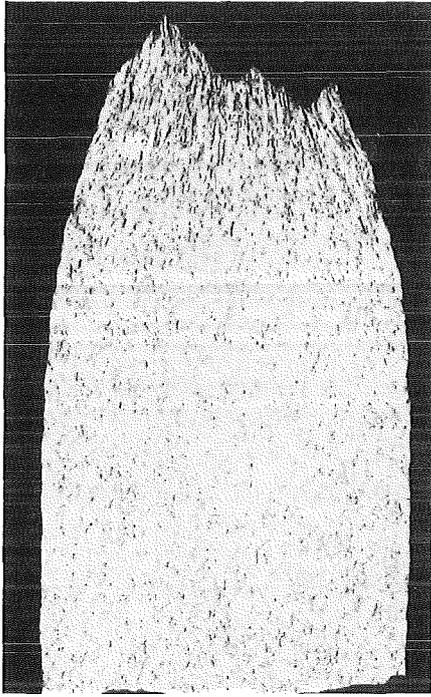
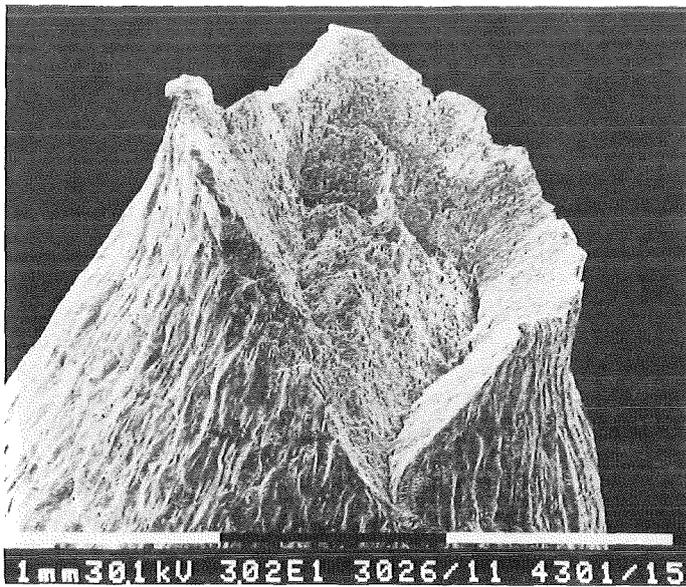
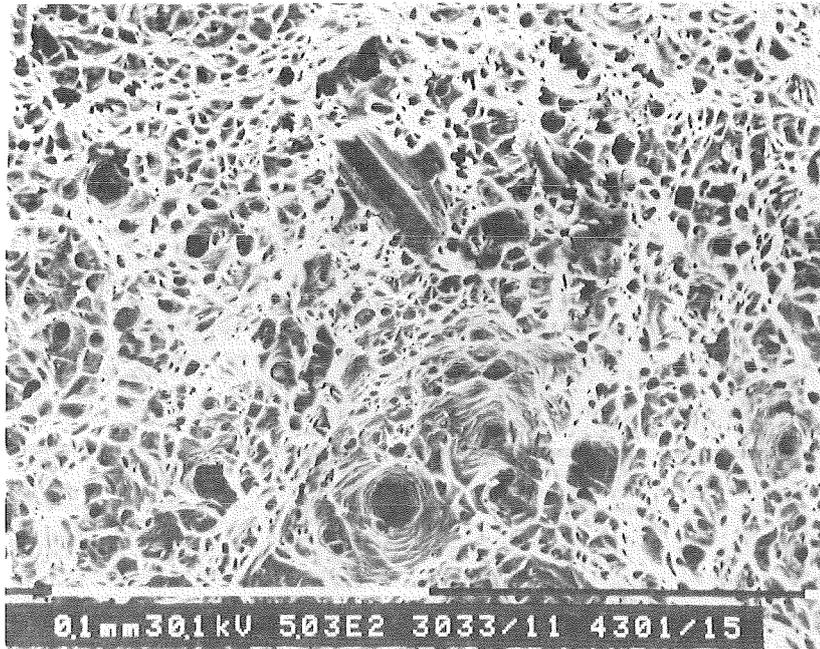


Bild 9.19: Gesamtansicht des
Schliffes: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$
15:1

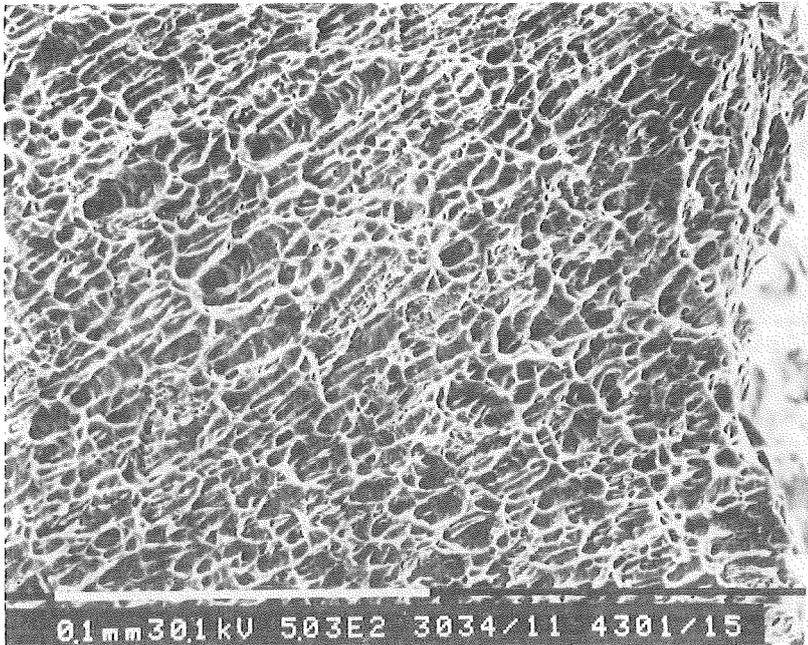


a)

Bild 9.20: Bruchfläche: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$
(REM)
a) Gesamtansicht; 30:1



b)



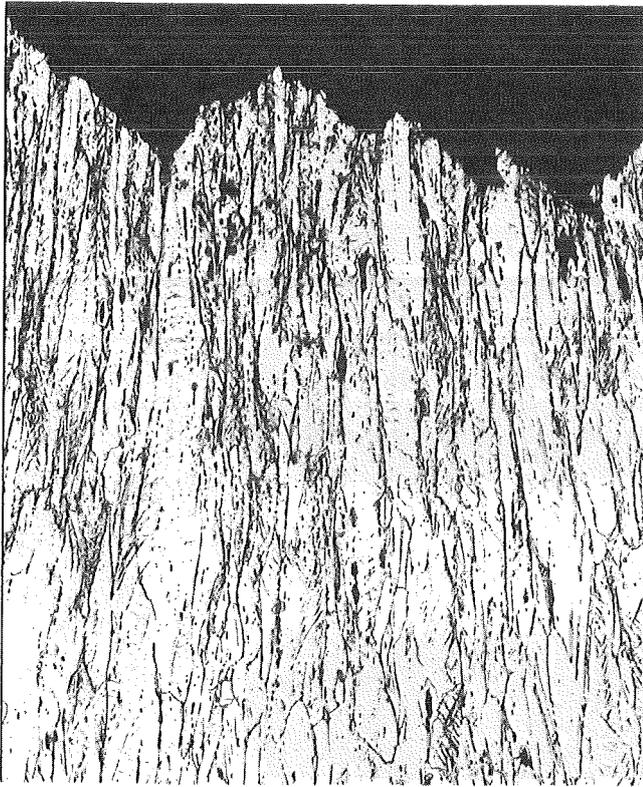
c)

Bild 9.20: Bruchfläche: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$ (REM)

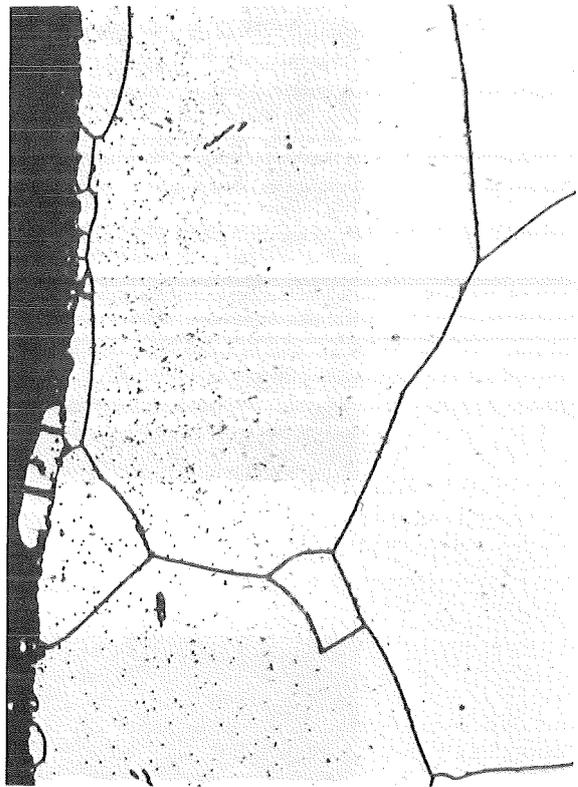
b) Detailansicht der Bruch-
mitte; 500:1

c) Detailansicht der äußeren
Bruchfläche; 500:1

4) Die in Lithium bei 200°C zerrissene Probe (Nr. 17)
nach Auslagerung in Lithium: $\text{Li}_{\text{Li},\text{O},2}$



a)

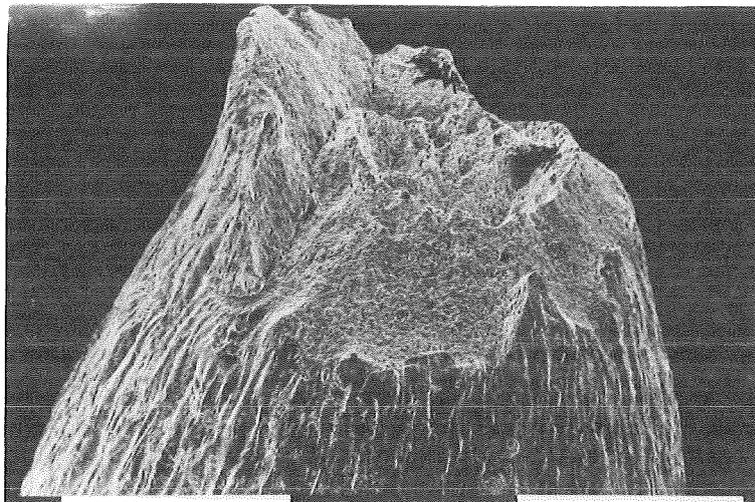


b)

Bild 9.21: Schliffbilder: $\text{Li}_{\text{Li},\text{O},2}$

a) Bruchbereich; 100:1

b) Probenrand; 1000:1



a)

Bild 9.22: Bruchfläche: $\text{Li}_{\text{Li},\text{O},2}$ (REM)

a) Gesamtansicht; 30:1



b)



c)

Bild 9.22: Bruchfläche: $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$ (REM)

b) Detailansicht der äußeren
Bruchfläche; 500:1

c) Detailansicht der Bruch-
mitte; 500:1

- 5) Die in Lithium bei 200°C zerrissene Probe (Nr. 18)
nach Auslagerung in Lithium: $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$

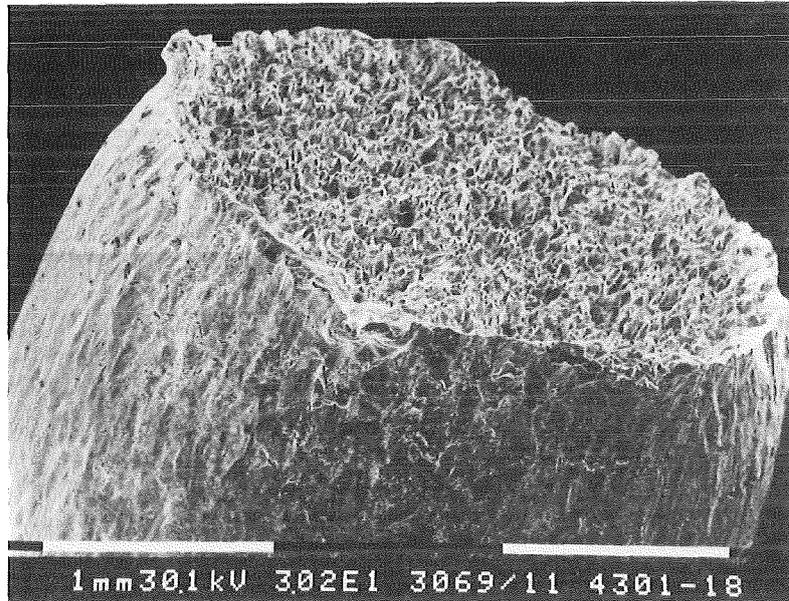


Bild 9.23: Bruchfläche: $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$ (REM); 30:1

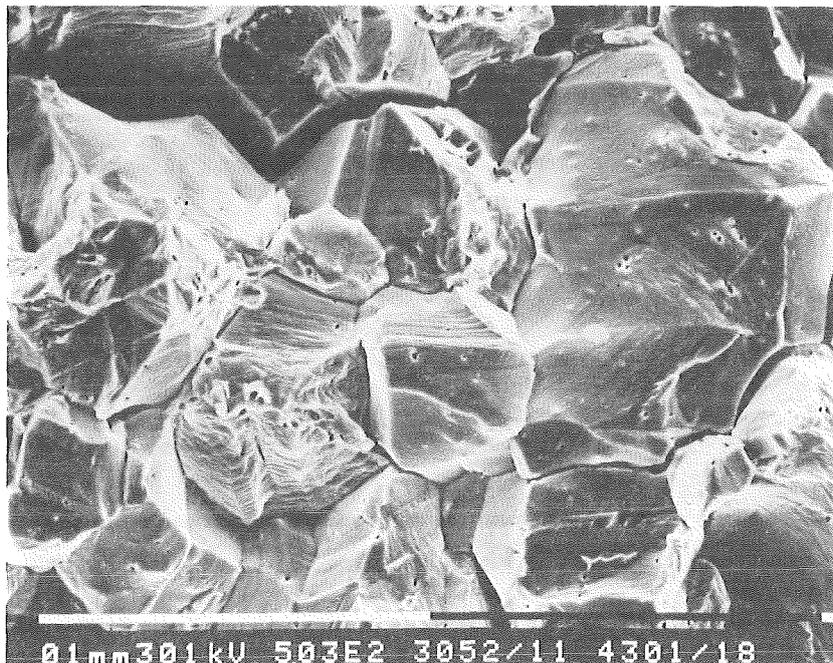
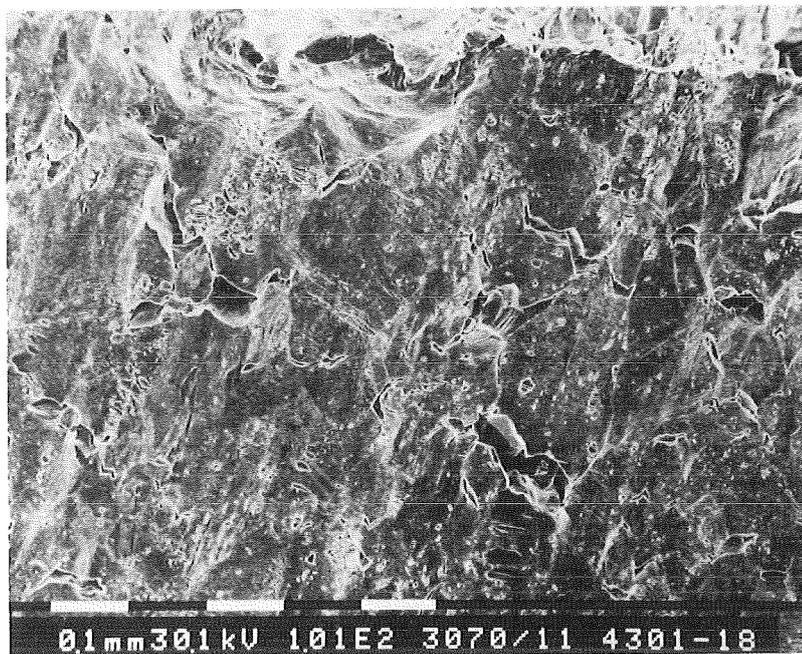
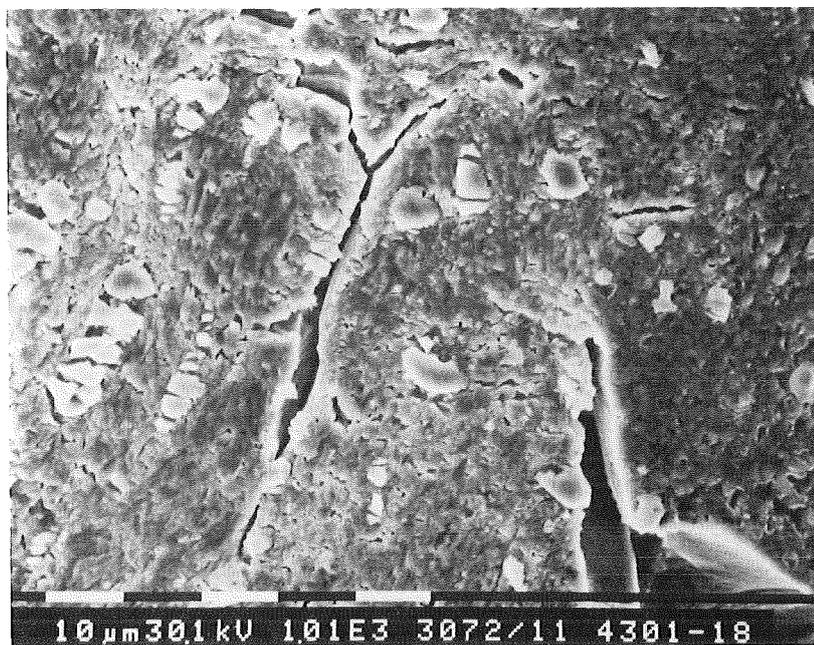


Bild 9.24: Detailansicht der Bruchfläche:
 $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$ (REM); 500:1



a)



b)

Bild 9.25: Darstellung des Probenmantels: $\text{Li}_{\text{Li},\text{O},2}$ (REM)

a) Rißbildung; 100:1

b) Ablagerungen auf der Mantelfläche; 1000:1

9.2 Der Ferrit-Martensit X 22 CrMoV 12 1

a) Der Probenschlüssel

Probe	Prüfmedium und -parameter	Code
1	RT, $\dot{\epsilon}_1 = 4,17 \cdot 10^{-2}$ 1/s	RT ₁
2	RT, $\dot{\epsilon}_2 = 8,33 \cdot 10^{-4}$ 1/s	RT ₂
3+4	Luft, 250 C, $\dot{\epsilon}_1$	Lu _{5,1}
5+6	Luft, 250 C, $\dot{\epsilon}_2$	Lu _{5,2}
7+8	Lithium, 200 C, $\dot{\epsilon}_1$	Li _{0,1}
9+10	Lithium, 250 C, $\dot{\epsilon}_1$	Li _{5,1}
11+12	Lithium, 200 C, $\dot{\epsilon}_2$	Li _{0,2}
13+14	Lithium, 250 C, $\dot{\epsilon}_2$	Li _{5,2}
15+16	Luft, 250 C, $\dot{\epsilon}_2$; vorher in Li 1000 h, 550 C	Lu _{Li,5,2}
17+18	Lithium, 200 C, $\dot{\epsilon}_2$; vorher in Li 1000 h, 550 C	Li _{Li,0,2}

Tabelle 9.3: Probenschlüssel
(vgl. Tab. 9.1)

b) Die mechanischen Kennwerte

Probe	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A in %	A_g in %	Z in %
1	770	900	15,5	8,0	55,6
2	670	850	19,0	10,2	56,1
3	660	750	15,0	6,0	55,9
4	670	770	14,5	6,5	55,9
5	620	750	15,5	6,8	57,0
6	580	730	16,0	8,0	54,0
7	540	710	13,5	9,0	35,7
8	560	710	15,0	8,5	47,2
9	560	710	17,0	9,5	56,5
10	560	710	16,5	9,0	56,2
11	670	780	12,0	5,5	35,0
12	590	750	14,5	7,5	42,7
13	570	730	15,0	7,6	48,6
14	560	740	16,0	8,0	57,6
15	600	750	16,5	8,5	55,5
16	590	740	17,0	9,0	49,3
17	570	740	10,0	6,5	14,1
18	540	740	10,0	6,4	16,8

Tabelle 9.4: Die mechanischen Kennwerte
(vgl. Tab. 9.2)

c) Die Spannungs - Dehnungs - Diagramme

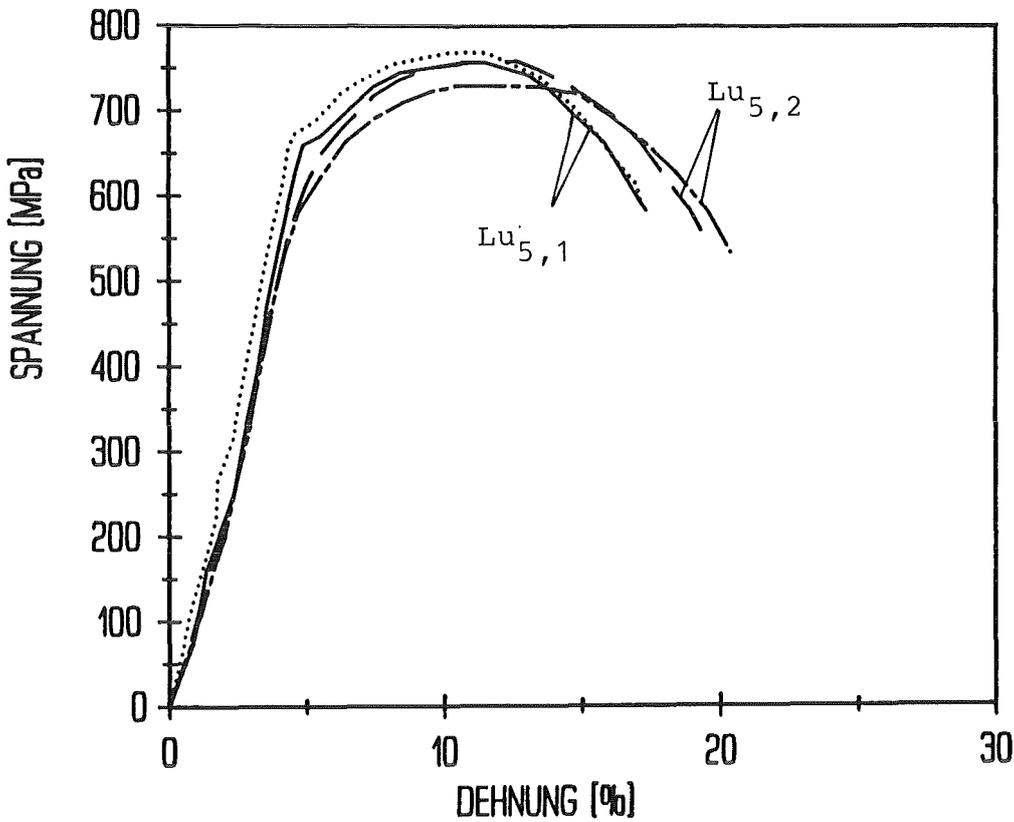


Bild 9.26:

Versuche an
Luft, 250°C, $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$

—, ... Lu_{5,1}

---, -.- Lu_{5,2}

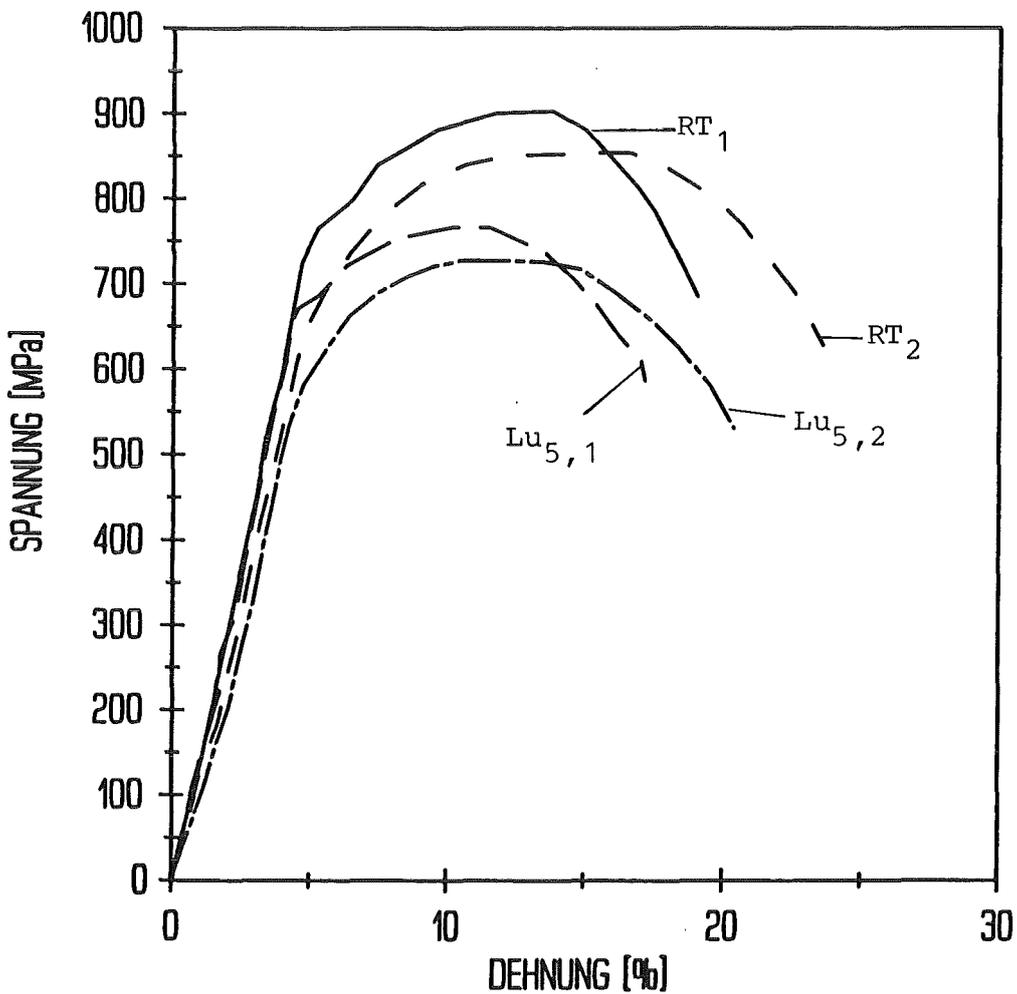


Bild 9.27:

Versuche an
Luft, 250°C, RT
 $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$

— RT₁,

--- RT₂,

- - Lu_{5,1},

-.- Lu_{5,2}

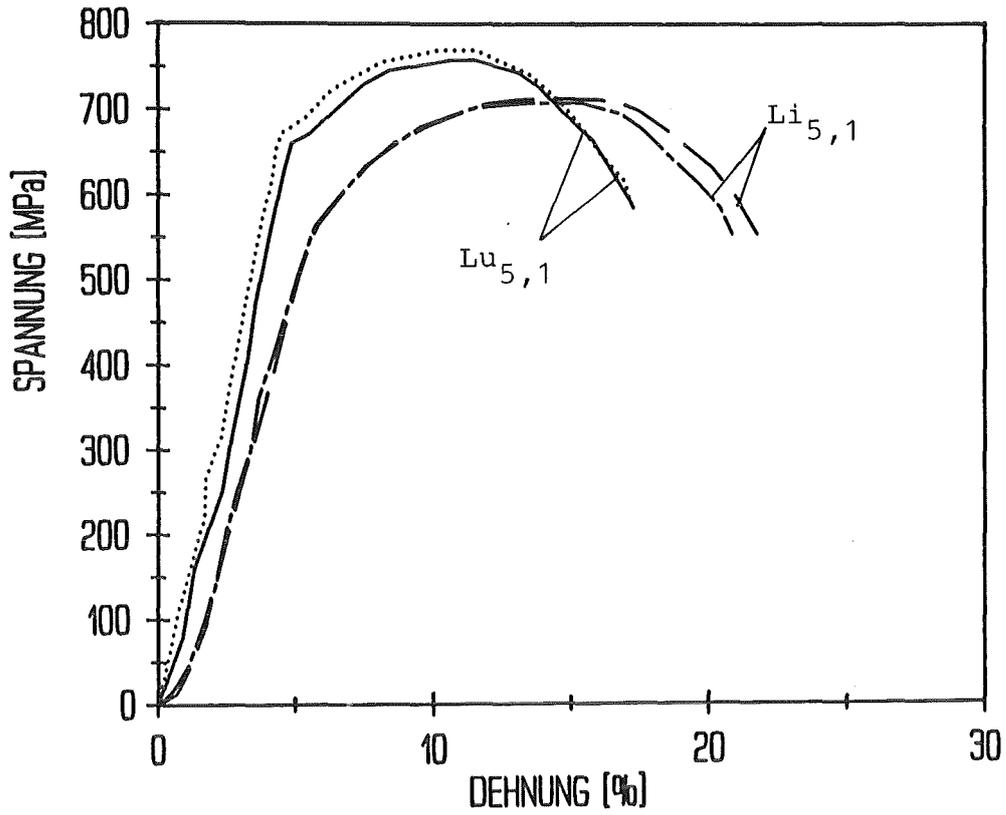


Bild 9.28: Versuche an Luft, in Lithium, 250°C, $\dot{\epsilon}_1$
—, ... Lu_{5,1}, - · - · - Li_{5,1}

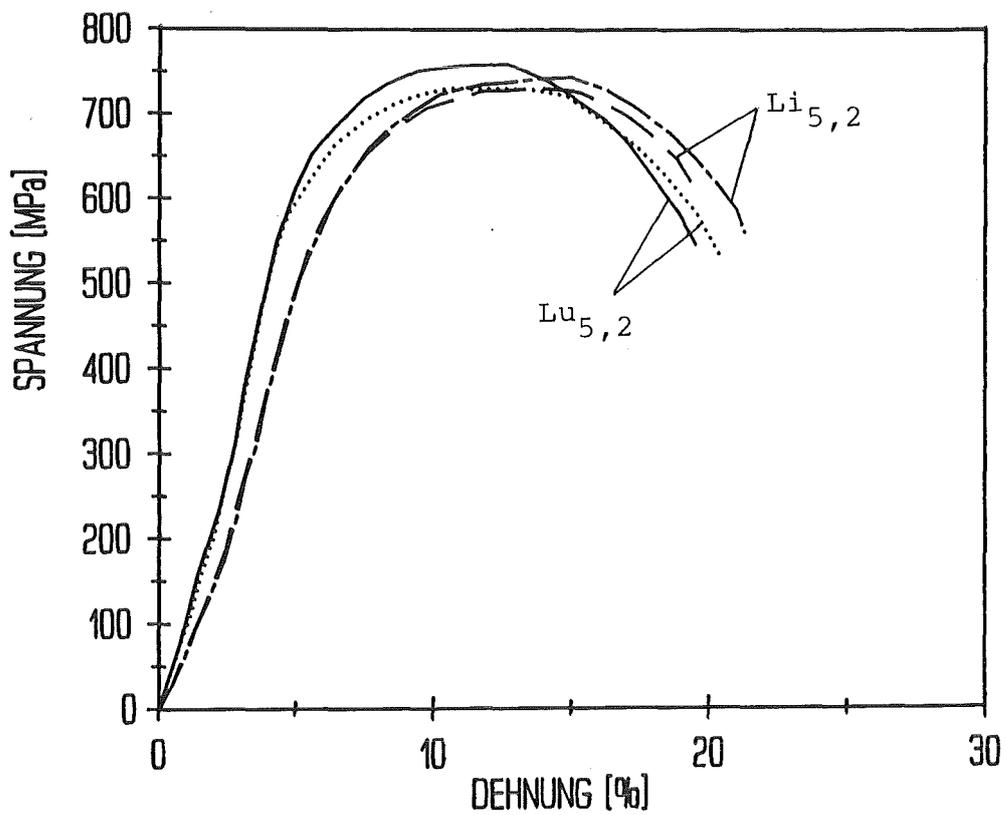


Bild 9.29: Versuche an Luft, in Lithium, 250°C, $\dot{\epsilon}_2$
—, ... Lu_{5,2}, - · - · - Li_{5,2}

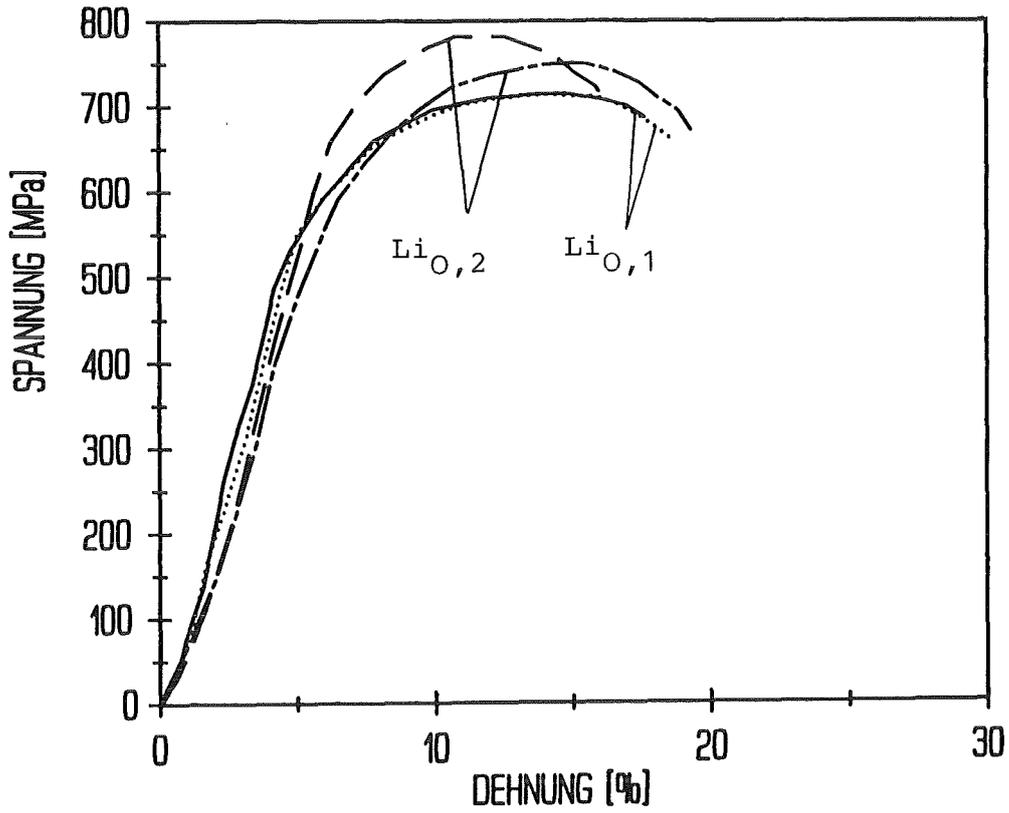


Bild 9.30: Versuche in Lithium, 200°C, $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$
—, ... Li_{O,1}, ---, -.- Li_{O,2}

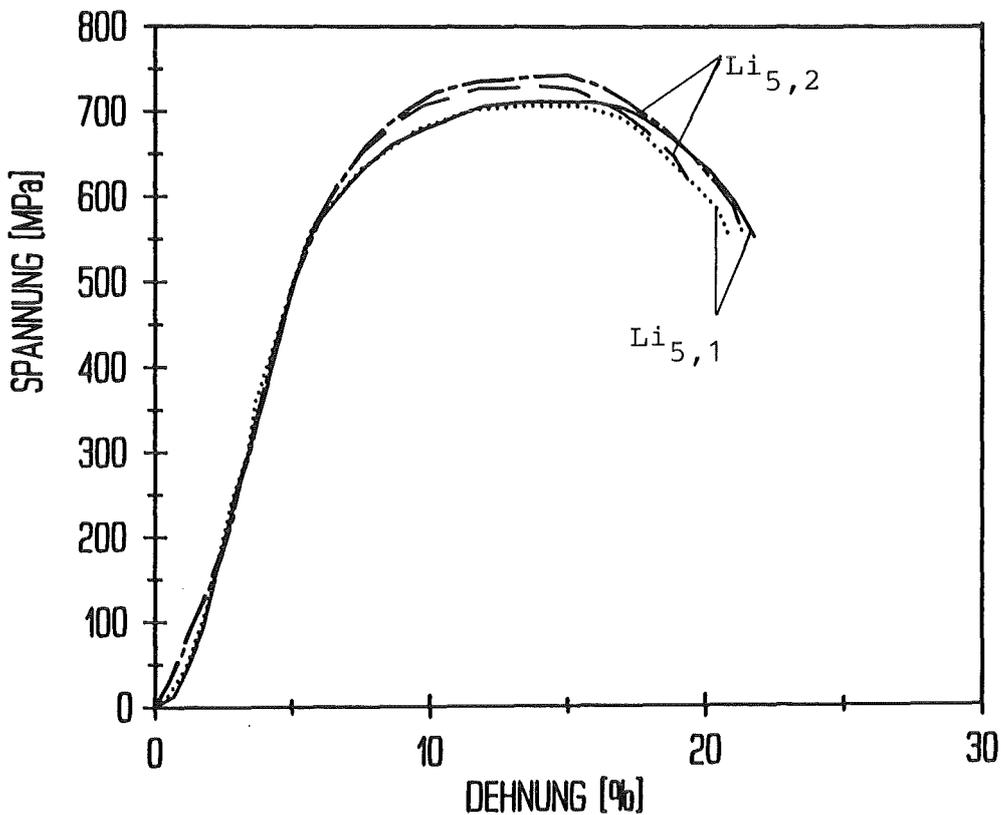


Bild 9.31: Versuche in Lithium, 250°C, $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$
—, ... Li_{5,1}, ---, -.- Li_{5,2}

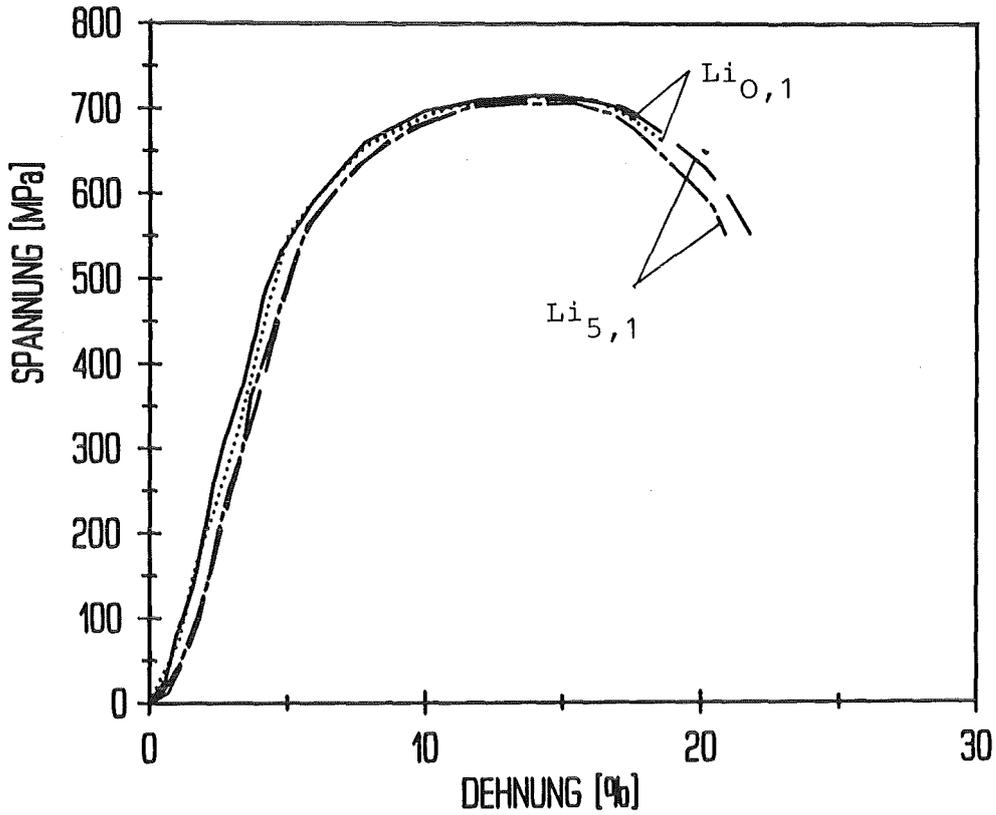


Bild 9.32: Versuche in Lithium, 200°C, 250°C, $\dot{\epsilon}_1$
—, ... $\text{Li}_{\text{O},1}$, ---, -·- $\text{Li}_{5,1}$

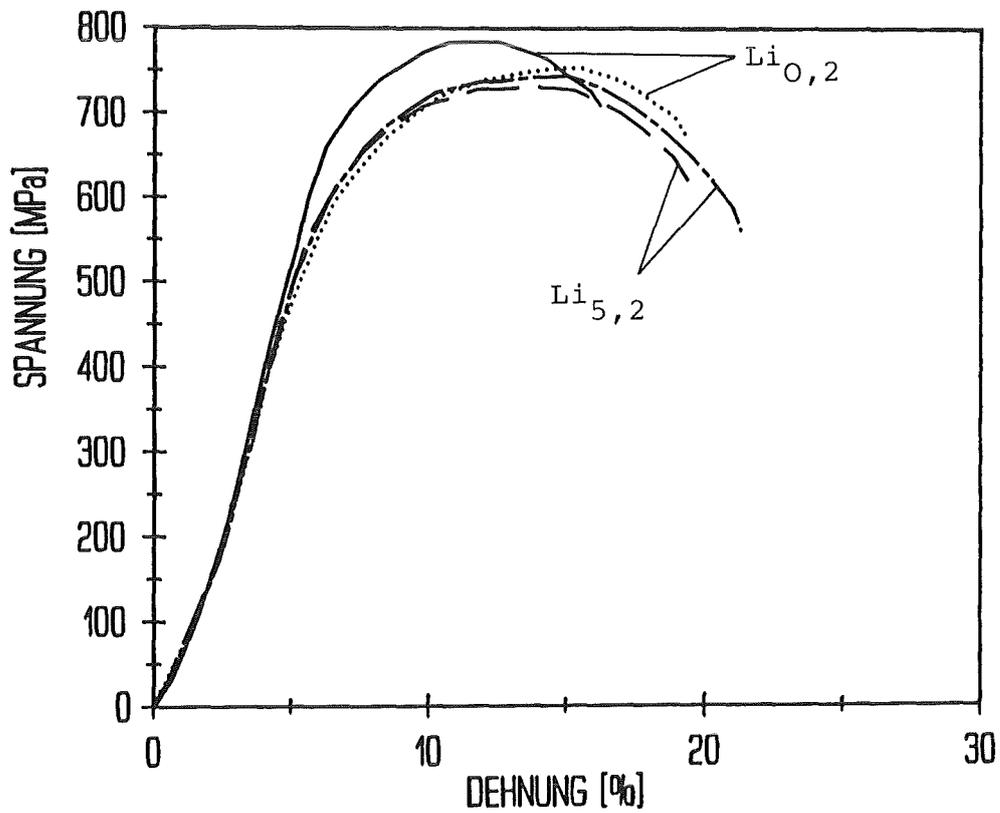


Bild 9.33: Versuche in Lithium, 200°C, 250°C, $\dot{\epsilon}_2$
—, ... $\text{Li}_{\text{O},2}$, ---, -·- $\text{Li}_{5,2}$

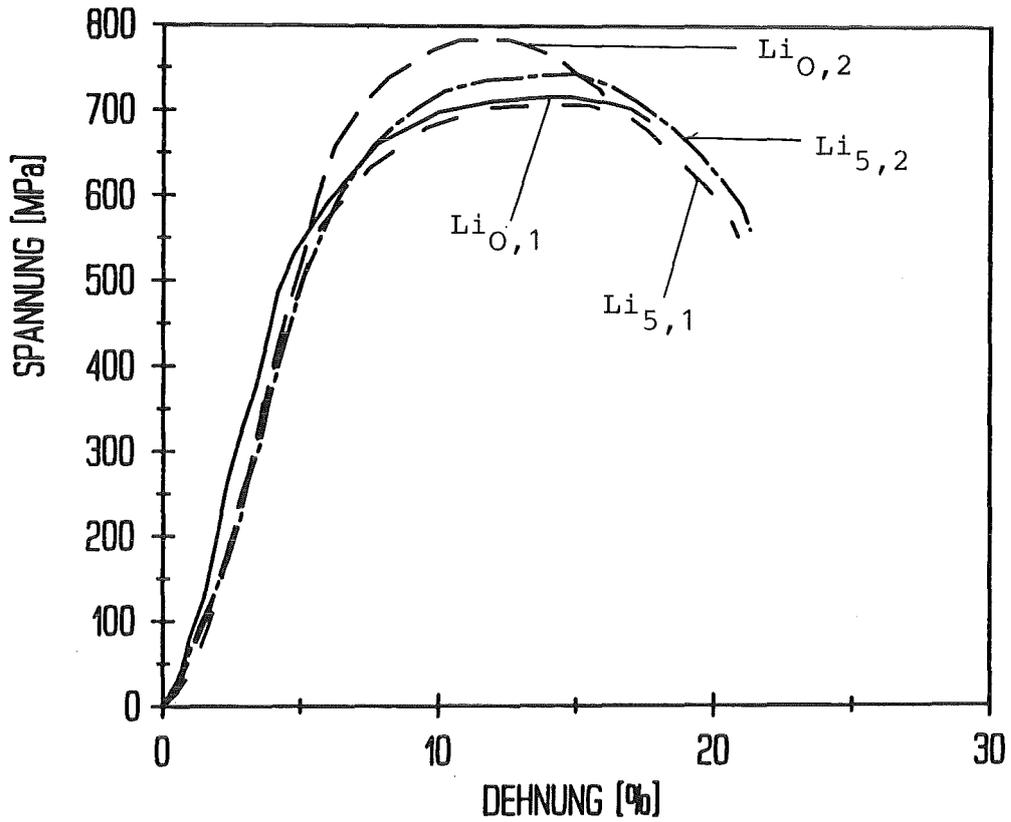


Bild 9.34: Zusammenstellung der Versuche in Lithium

— $\text{Li}_{0,1}$, --- $\text{Li}_{5,1}$, - - $\text{Li}_{0,2}$, - · - $\text{Li}_{5,2}$

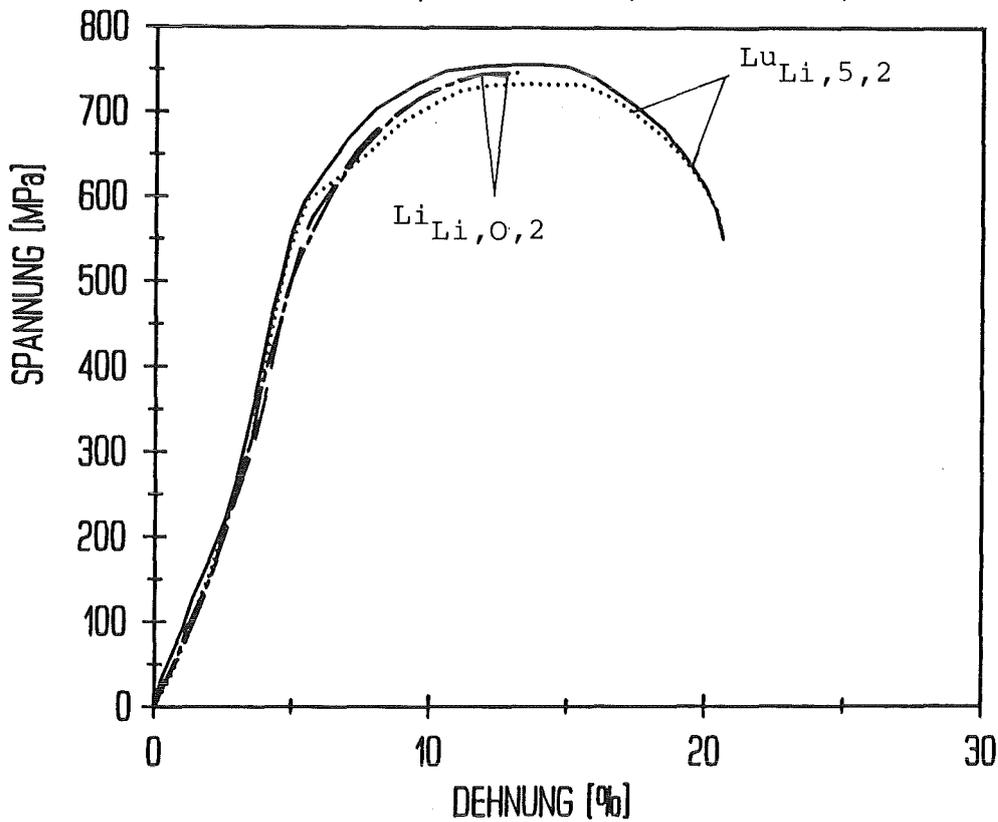
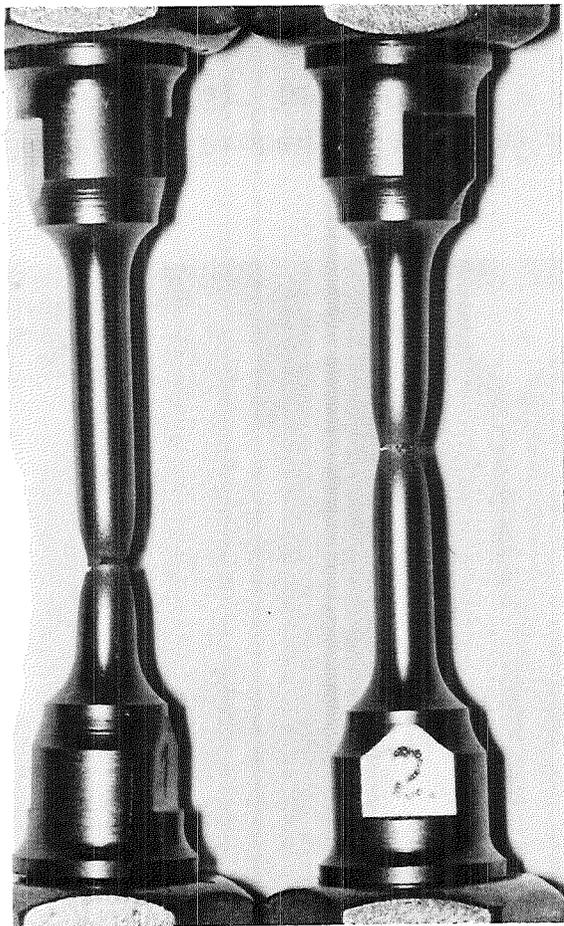
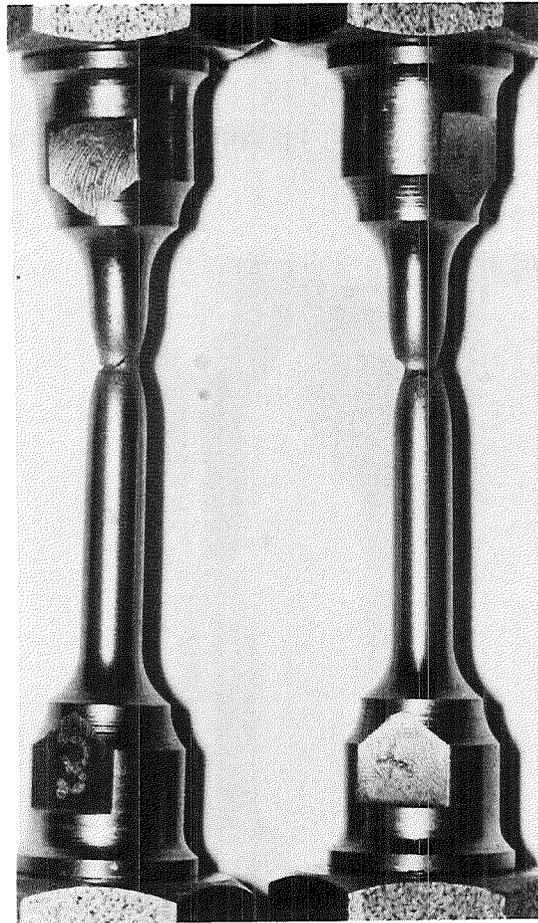


Bild 9.35: Auslagerungsversuche, $\dot{\epsilon}_2$, 200°C , 250°C

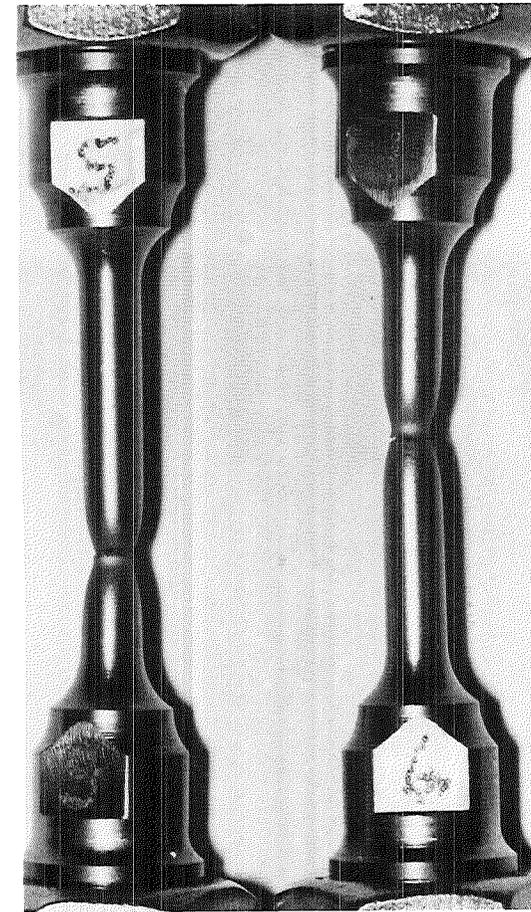
—, ... $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$, ---, - · - $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$



a)



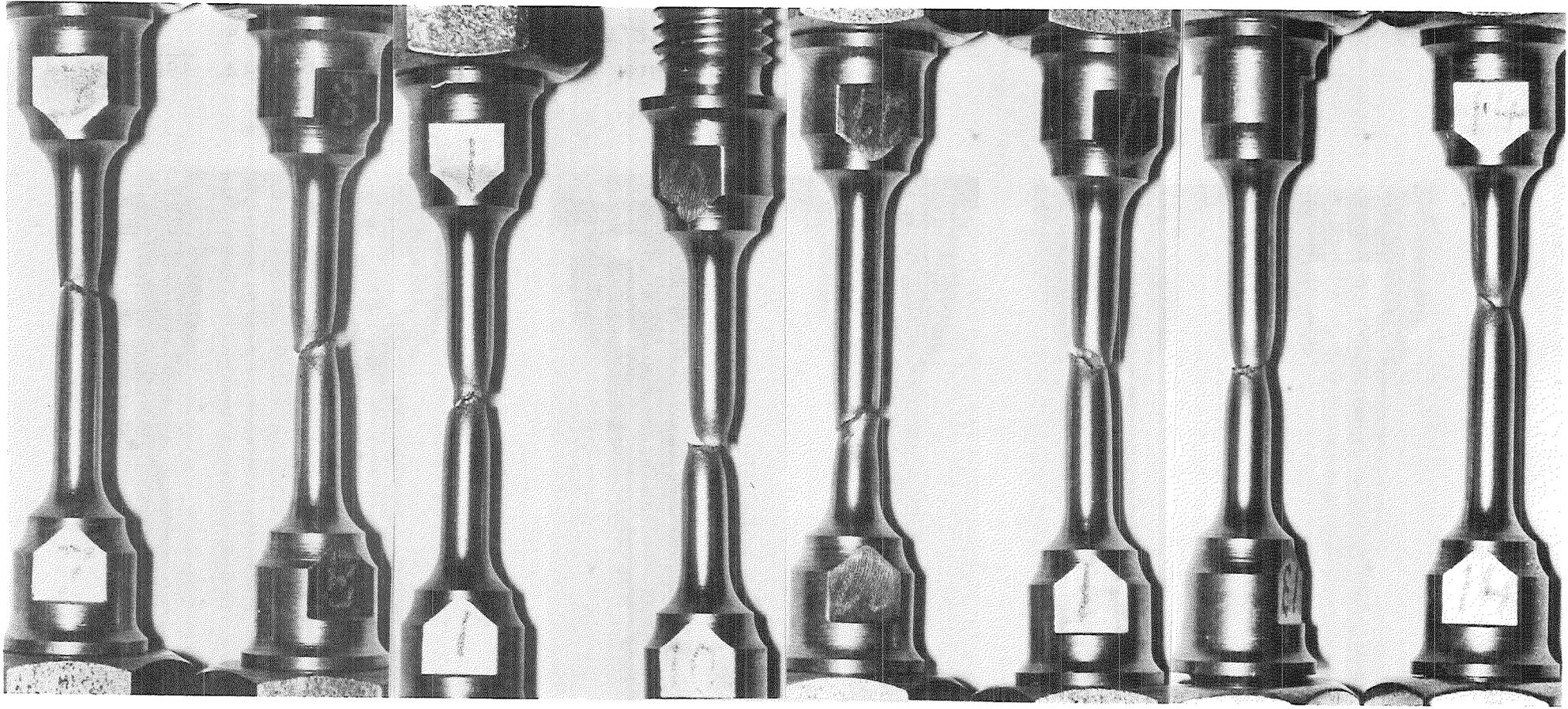
b)



c)

Bild 9.36: Proben an Luft zerrissen; Maßstab 1:1

- a) RT_1, RT_2 (Proben-Nr. 1,2)
- b) $Lu_{5,1}$ (3,4)
- c) $Lu_{5,2}$ (5,6)



a)

b)

c)

d)

Bild 9.37: Proben in Lithium zerrissen; Maßstab 1:1

a) $\text{Li}_{0,1}$ (7,8)

c) $\text{Li}_{0,2}$ (11,12)

b) $\text{Li}_{5,1}$ (9,10)

d) $\text{Li}_{5,2}$ (13,14)

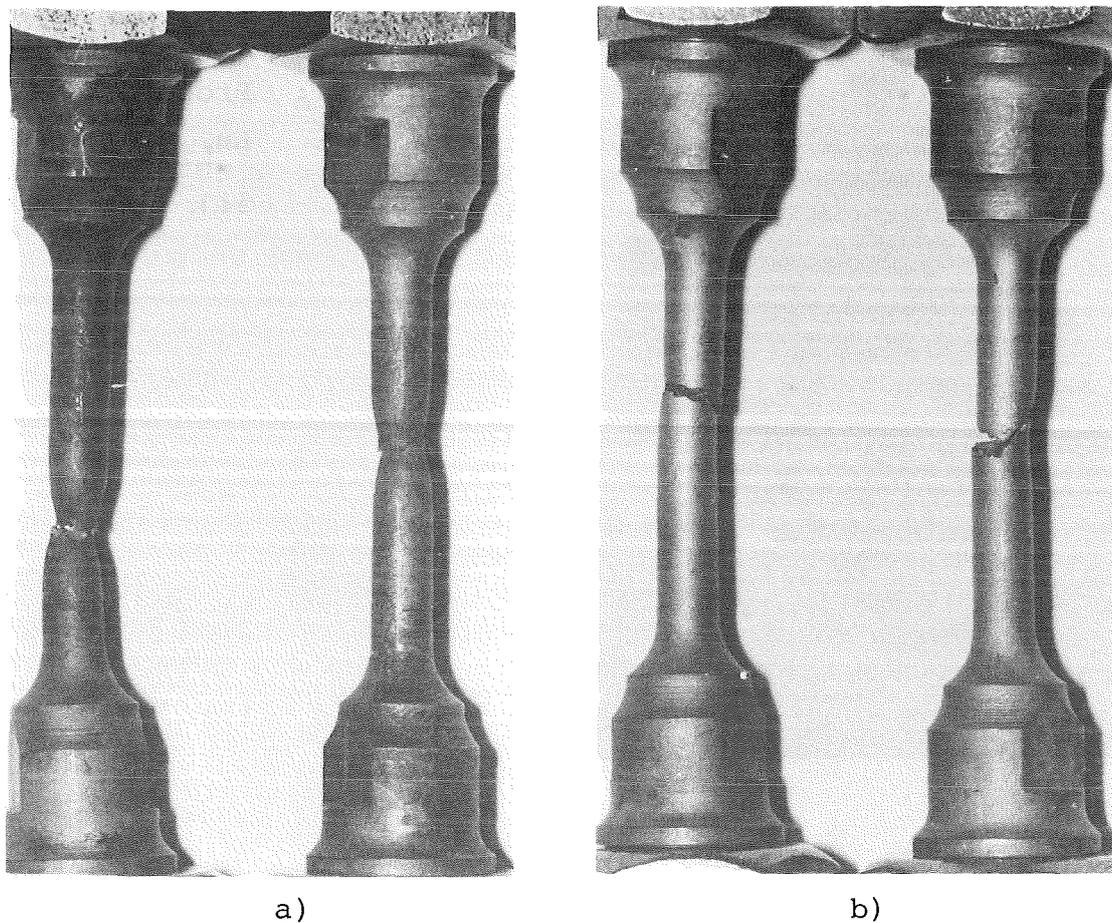


Bild 9.38: Proben aus den Auslagerungsversuchen; 1:1
a) $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$ (15,16) b) $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$ (17,18)

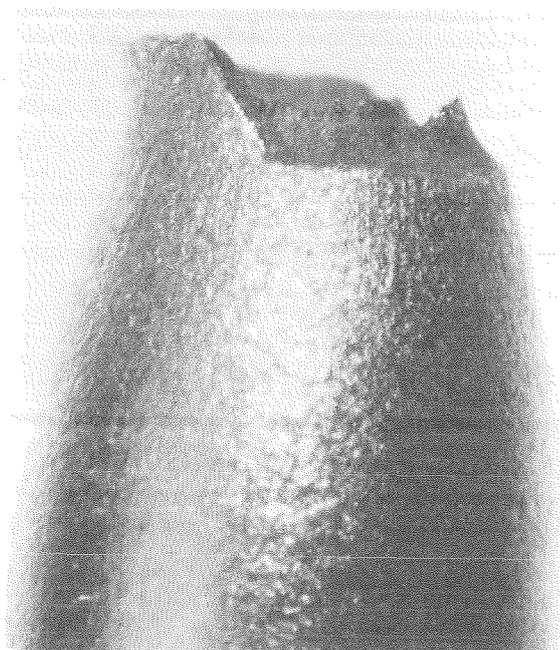


Bild 9.39: Probe Nr. 4
 $\text{Lu}_{5,1}$; 5:1

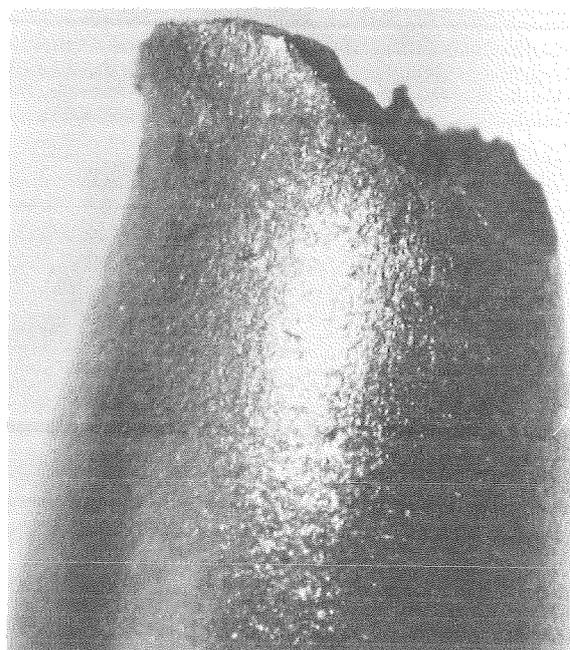
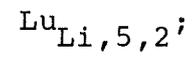


Bild 9.40: Probe Nr. 13
 $\text{Li}_{5,2}$; 5:1



Bild 9.41: Probe Nr. 16



5:1

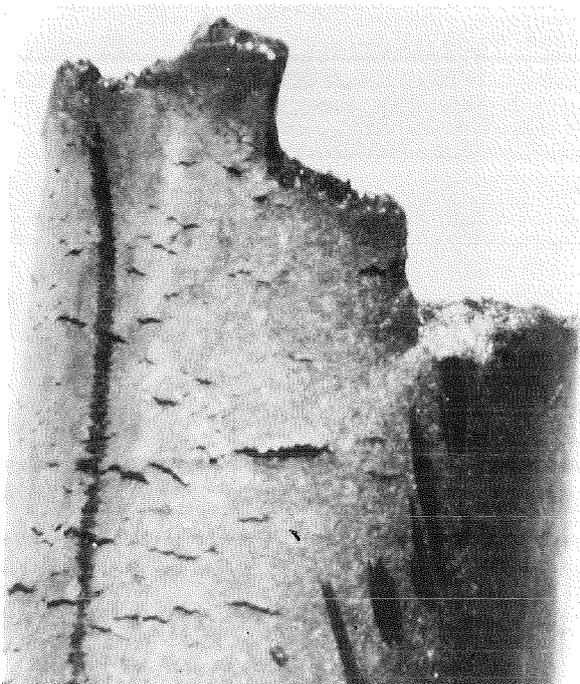
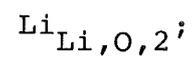


Bild 9.42: Probe Nr. 18



5:1

e), f) Metallographie und Elektronenmikroskopie

1) Die bei RT zerrissene Probe (Nr. 2): RT₂

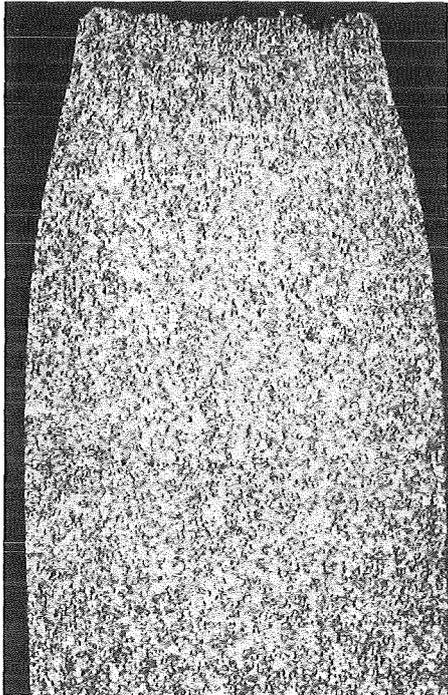


Bild 9.43: Gesamtansicht des
Schliffes: RT₂;
15:1

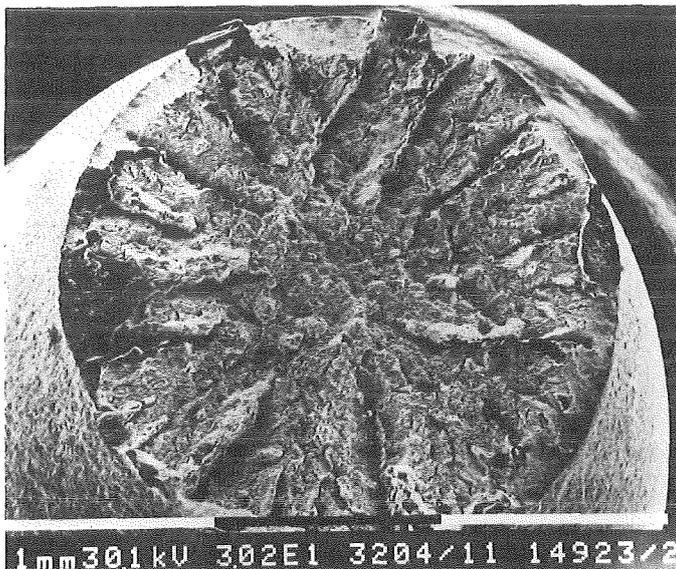
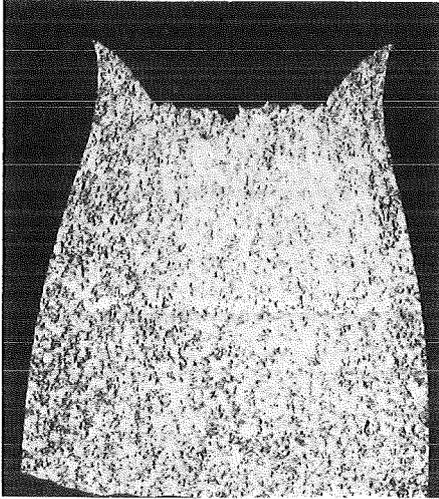
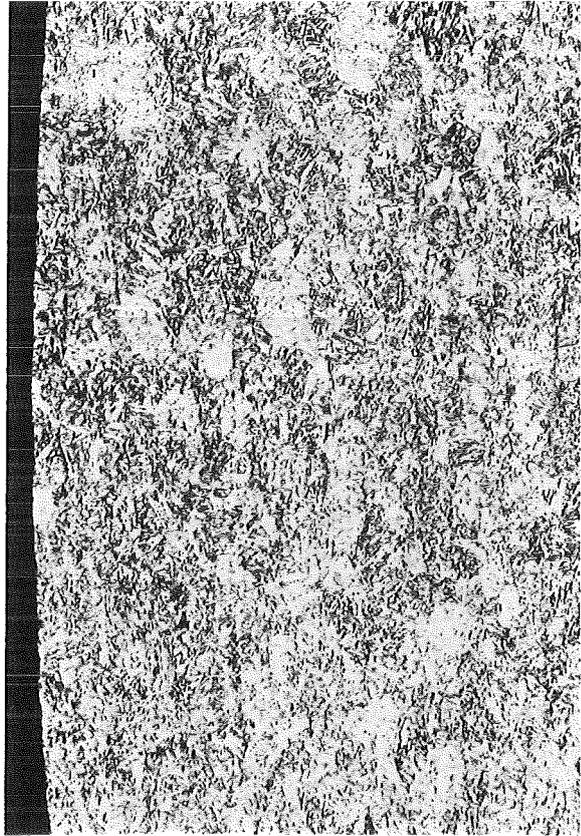


Bild 9.44: Bruchfläche: RT₂ (REM);
30:1

2) Die an Luft bei 250°C zerrissene Probe (Nr. 6): Lu_{5,2}



a)



b)

Bild 9.45: Schliffbilder:

Lu_{5,2}

a) Gesamtansicht;
15:1

b) unterer Proben-
teil; 100:1

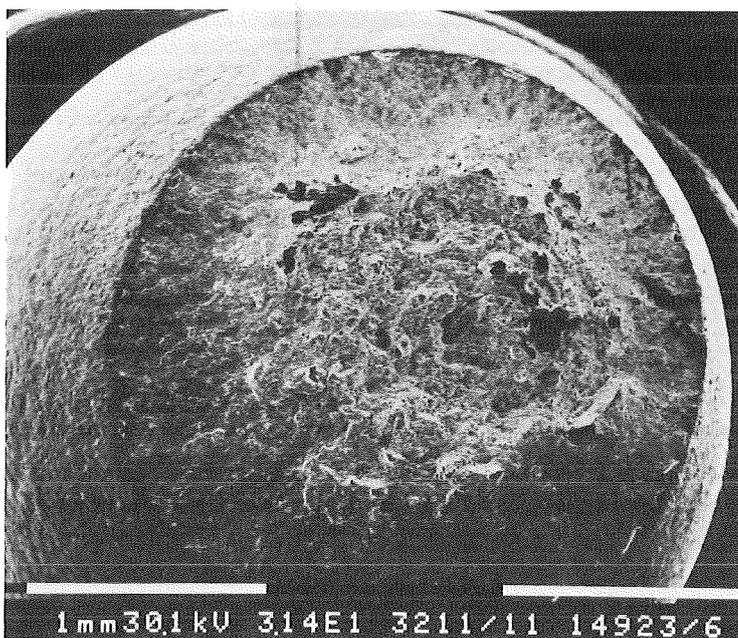


Bild 9.46: Bruchfläche: Lu_{5,2} (REM);
30:1

- 3) Die an Luft bei 250°C zerrissene Probe (Nr. 16)
nach Auslagerung in Lithium: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$

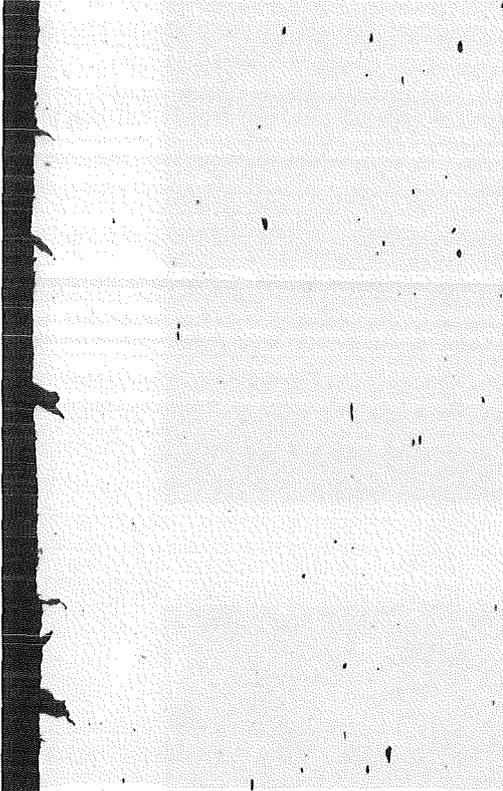


Bild 9.47: Ungeätzter
Schliff: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$
Darstellung seit-
licher Anrisse;
100:1

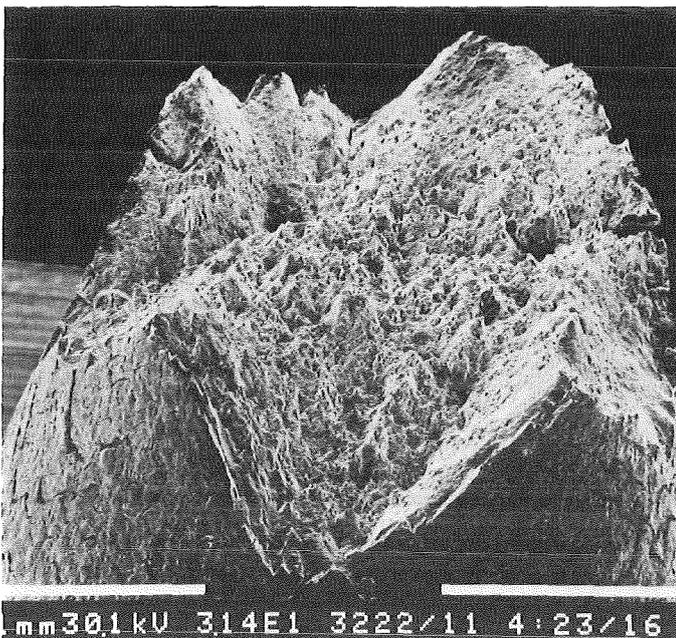
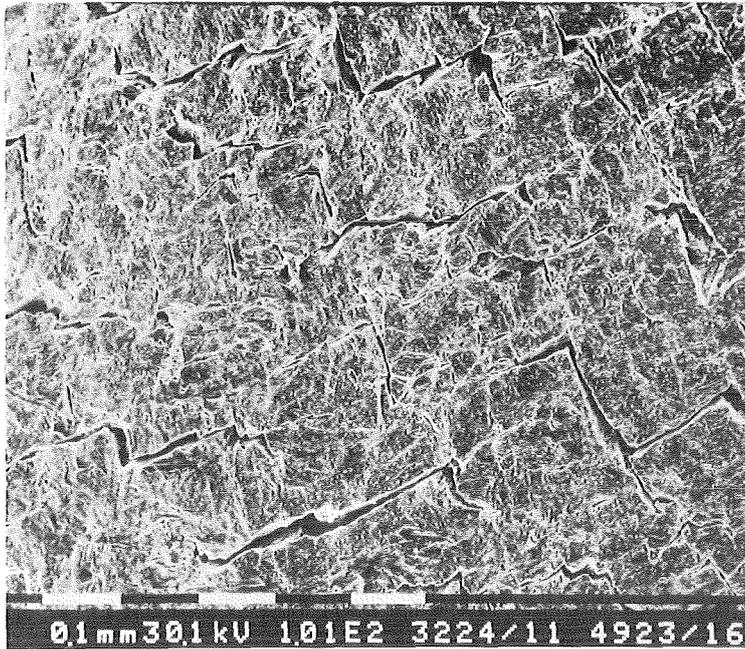
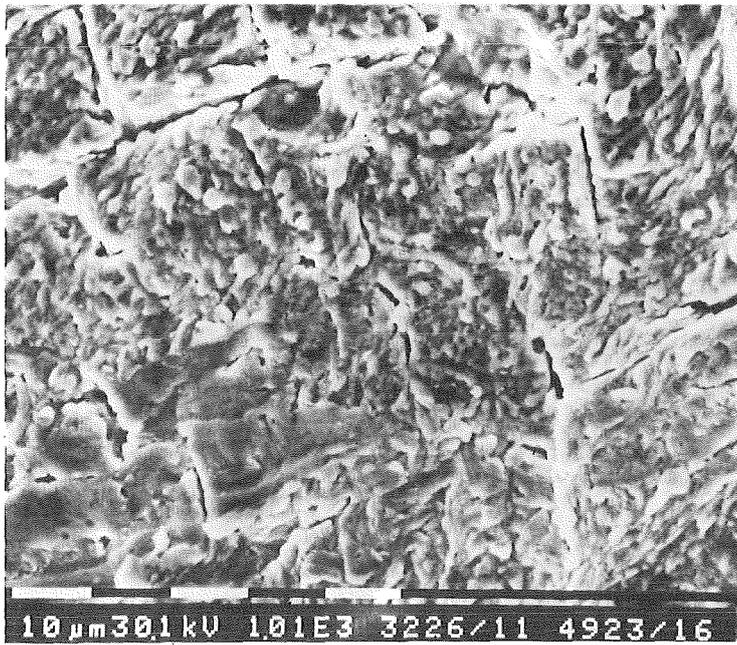


Bild 9.48: Bruchfläche: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$
(REM); 30:1



a)



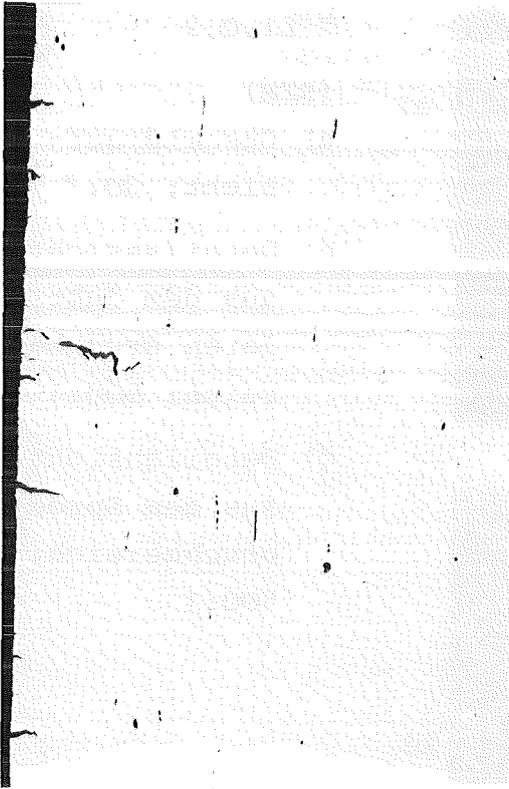
b)

Bild 9.49: Darstellung des Probenmantels: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$ (REM)

a) Rißbildung; 100:1

b) Ablagerungen auf der Mantelfläche; 1000:1

- 4) Die in Lithium bei 200°C zerrissene Probe (Nr. 18)
nach Auslagerung in Lithium: $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$



a)



b)

Bild 9.50: Schliffbilder: $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$; a) ungeätzt, Risse am
Rand; 100:1 b) geätzt, unterer Probenteil; 100:1

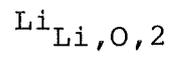


Bild 9.51: Probenman-
tel mit
Anrissen:
 $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$;
570:1



Bild 9.52:

Bruchfläche:

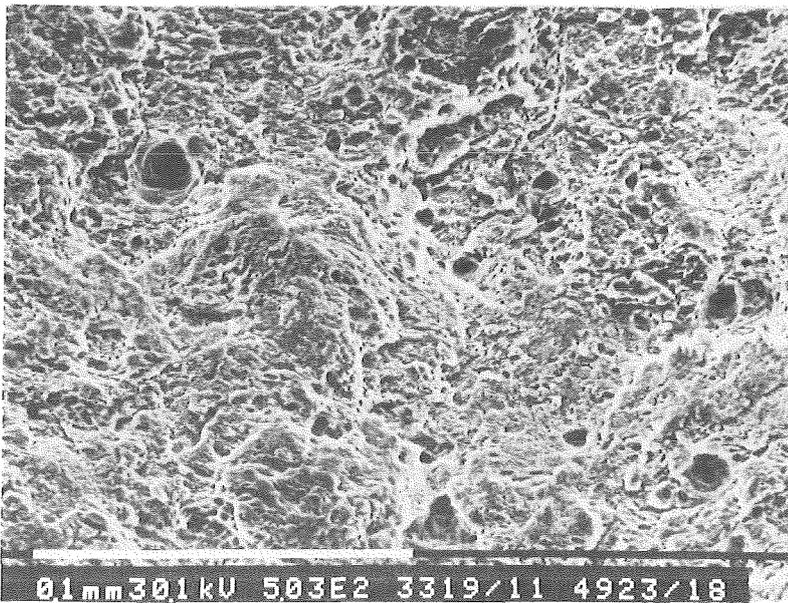


a) (REM)

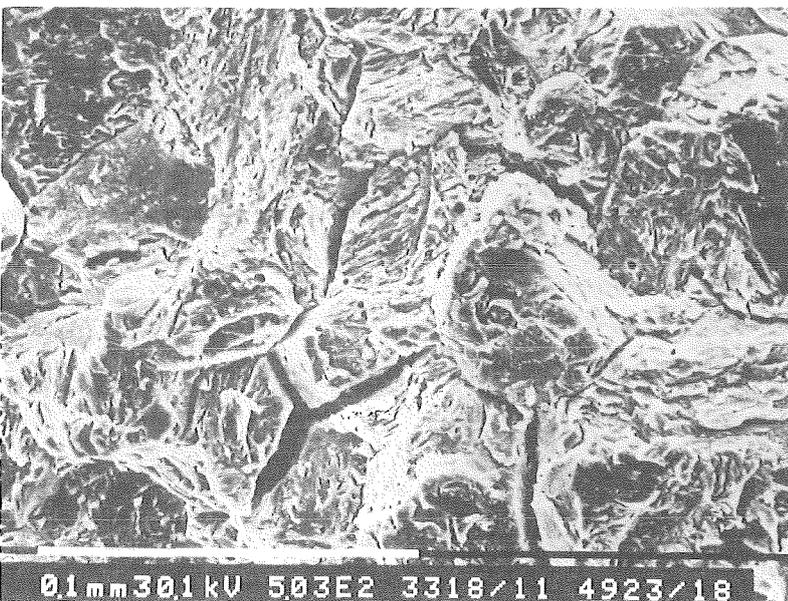
a) Gesamtdraufsicht; 30:1

b) Detailansicht aus dem duktileren Bruchbereich; 500:1

c) Detailansicht aus dem Sprödbereich; 500:1



b)



c)

9.3 Der Ferrit-Martensit X 18 CrMoVNb 12 1

a) Der Probenschlüssel

Probe	Prüfmedium und -parameter	Code
600	RT, $\dot{\epsilon}_1 = 2,78 \cdot 10^{-2} \text{ 1/s}$	RT ₁
601	RT, $\dot{\epsilon}_2 = 5,56 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s}$	RT ₂
602+603	Luft, 250 C, $\dot{\epsilon}_1$	Lu _{5,1}
604+605	Luft, 250 C, $\dot{\epsilon}_2$	Lu _{5,2}
606+607	Lithium, 200 C, $\dot{\epsilon}_1$	Li _{0,1}
608+609	Lithium, 250 C, $\dot{\epsilon}_1$	Li _{5,1}
610+611	Lithium, 200 C, $\dot{\epsilon}_2$	Li _{0,2}
612+613	Lithium, 250 C, $\dot{\epsilon}_2$	Li _{5,2}
614+615	Luft, 250 C, $\dot{\epsilon}_2$; vorher in Li 1000 h, 550 C	Lu _{Li,5,2}
616+617	Lithium, 200 C, $\dot{\epsilon}_2$; vor- her in Li 1000 h, 550 C	Li _{Li,0,2}

Tabelle 9.5: Probenschlüssel
(vgl. Tab. 9.1)

b) Die mechanischen Kennwerte

Probe	$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A in %	A_g in %	Z in %
600	710	810	14,0	9,0	57,0
601	710	790	14,0	6,8	65,0
602	640	700	14,5	4,3	66,0
603	610	670	12,0	5,6	67,0
604	580	680	10,6	5,2	69,0
605	610	710	10,0	4,8	68,0
606	590	680	6,7	4,7	43,3
607	590	670	10,0	5,3	43,8
608	580	640	8,6	4,0	46,3
609	580	640	9,3	4,8	53,0
610	560	670	6,6	4,3	30,0
611	530	650	8,3	6,0	37,0
612	550	660	7,6	3,5	40,0
613	530	630	7,6	3,4	48,2
614	550	680	10,0	4,2	68,7
615	570	680	10,3	5,0	63,0
616	570	700	8,3	5,3	33,8
617	560	680	6,4	4,3	31,6

Tabelle 9.6: Die mechanischen Kennwerte
(vgl. Tab. 9.2)

c) Die Spannungs - Dehnungs - Diagramme

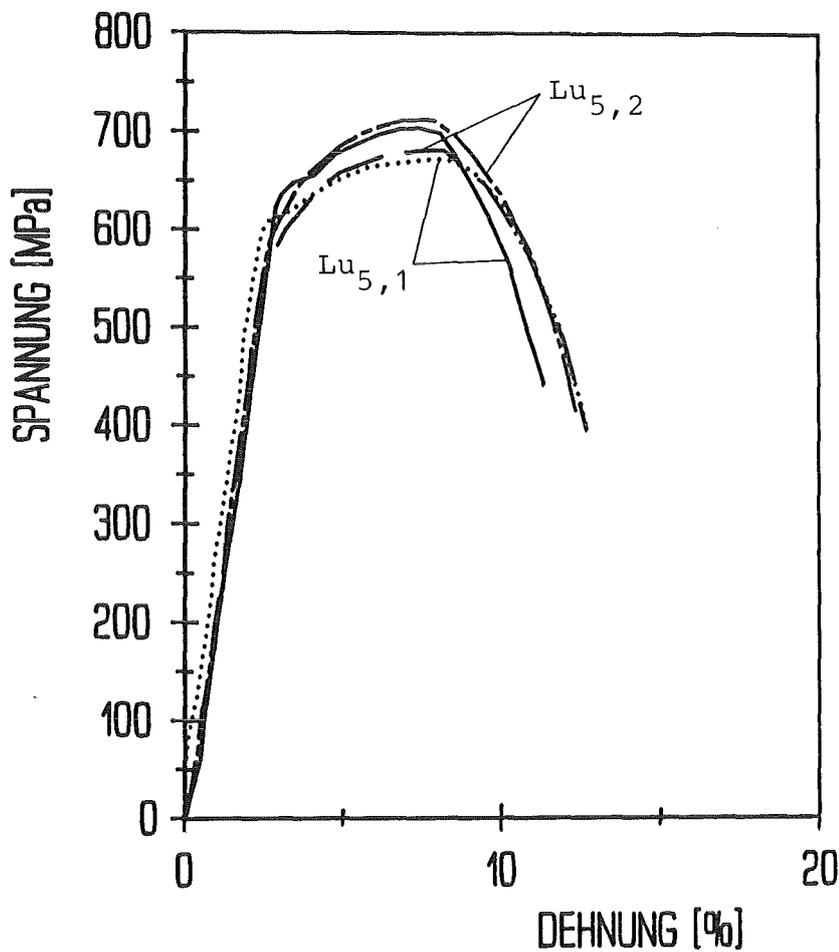


Bild 9.53:

Versuche an Luft,
250°C, $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$

—, ... Lu_{5,1}

---, -.- Lu_{5,2}

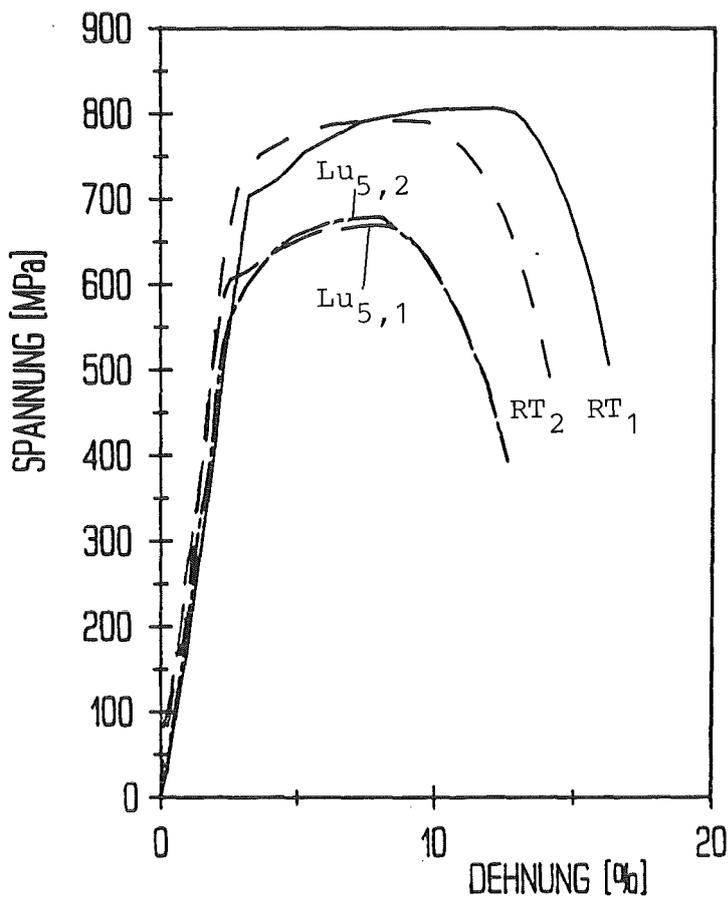


Bild 9.54:

Versuche an Luft,
250°C, RT, $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$

— RT₁, --- RT₂

- - - Lu_{5,1}'

-.- Lu_{5,2}

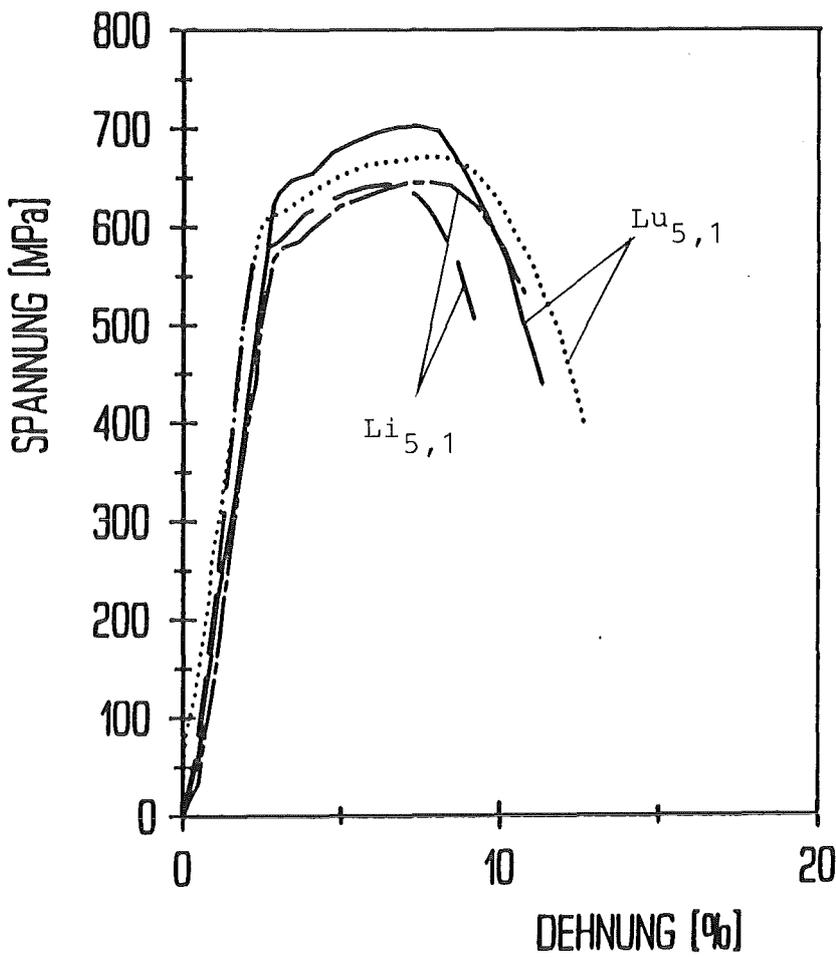


Bild 9.55:

Versuche an Luft,
in Lithium, 250°C,
 $\dot{\epsilon}_1$

—, ... Lu_{5,1}

---, -.- Li_{5,1}

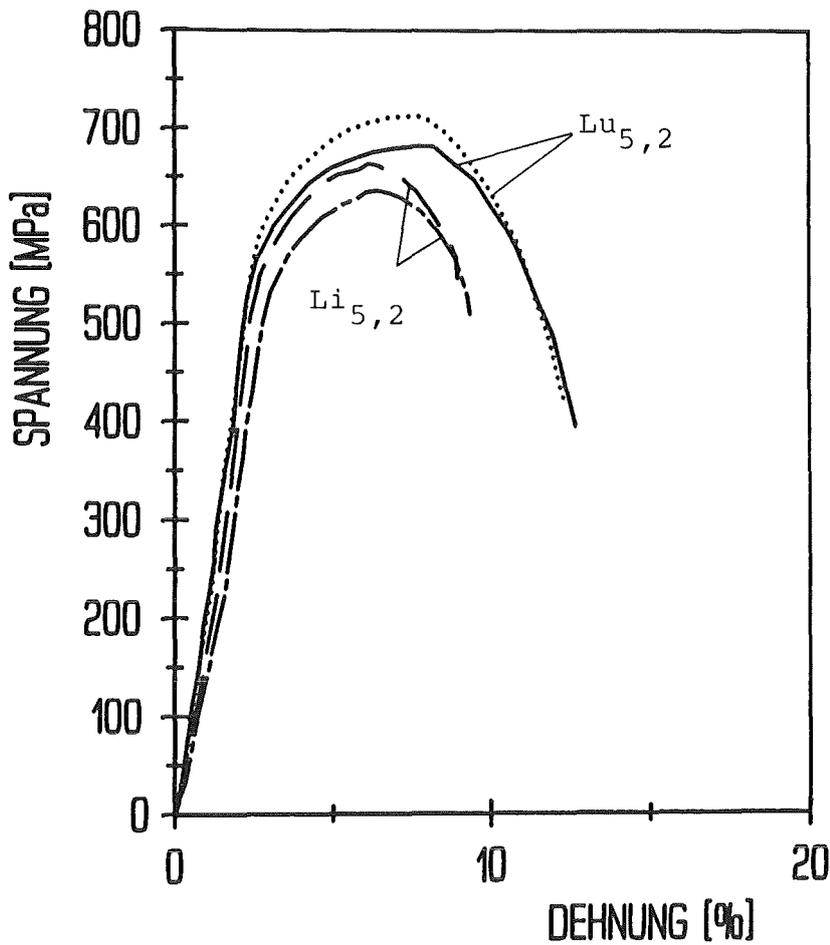


Bild 9.56:

Versuche an Luft,
in Lithium, 250°C,
 $\dot{\epsilon}_2$

—, ... Lu_{5,2}

---, -.- Li_{5,2}

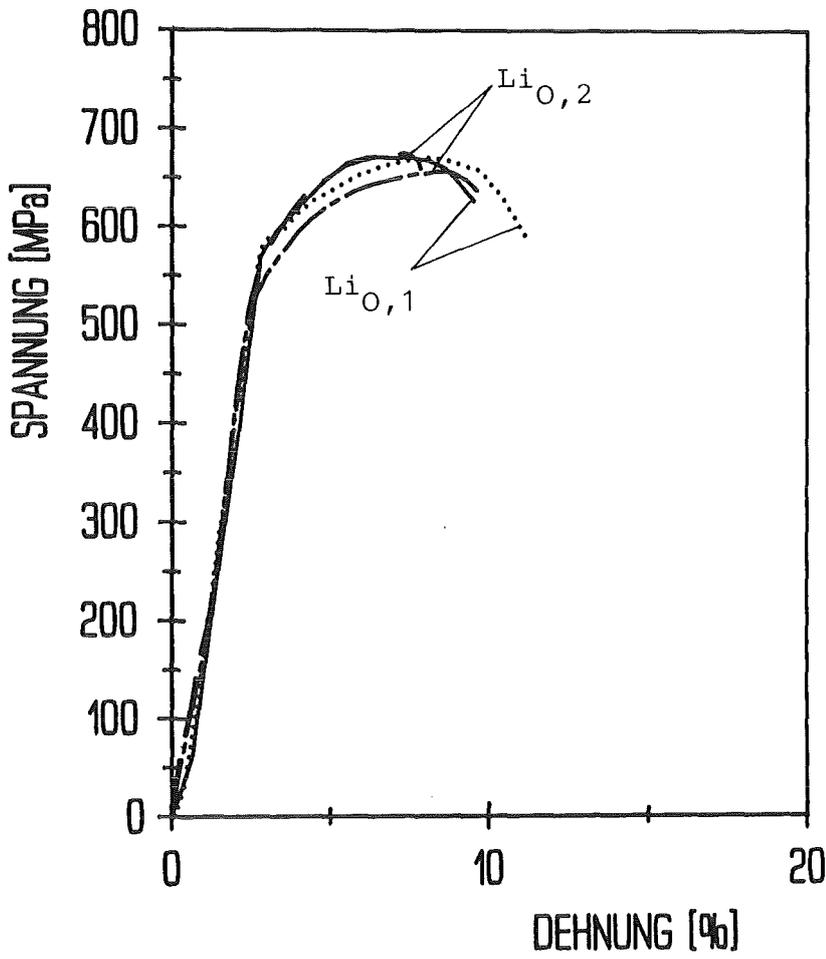


Bild 9.57:

Versuche in Lithium,
200°C, $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$

—, ... $\text{Li}_{0,1}$

---, -.- $\text{Li}_{0,2}$

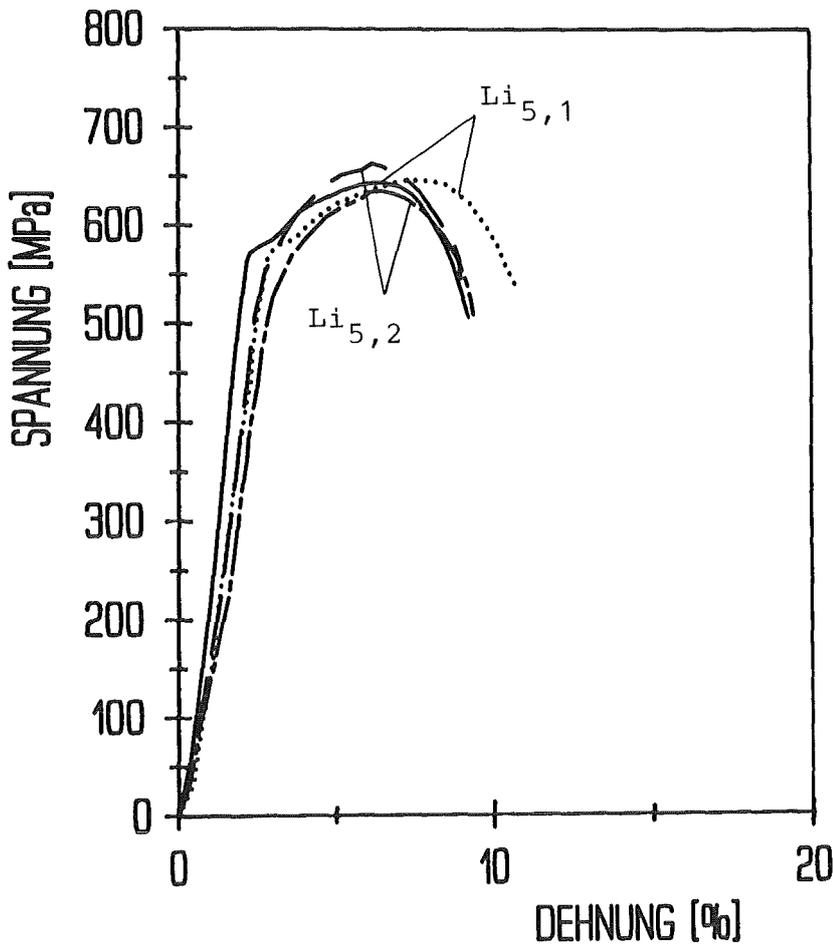


Bild 9.58:

Versuche in Lithium,
250°C, $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$

—, ... $\text{Li}_{5,1}$

---, -.- $\text{Li}_{5,2}$

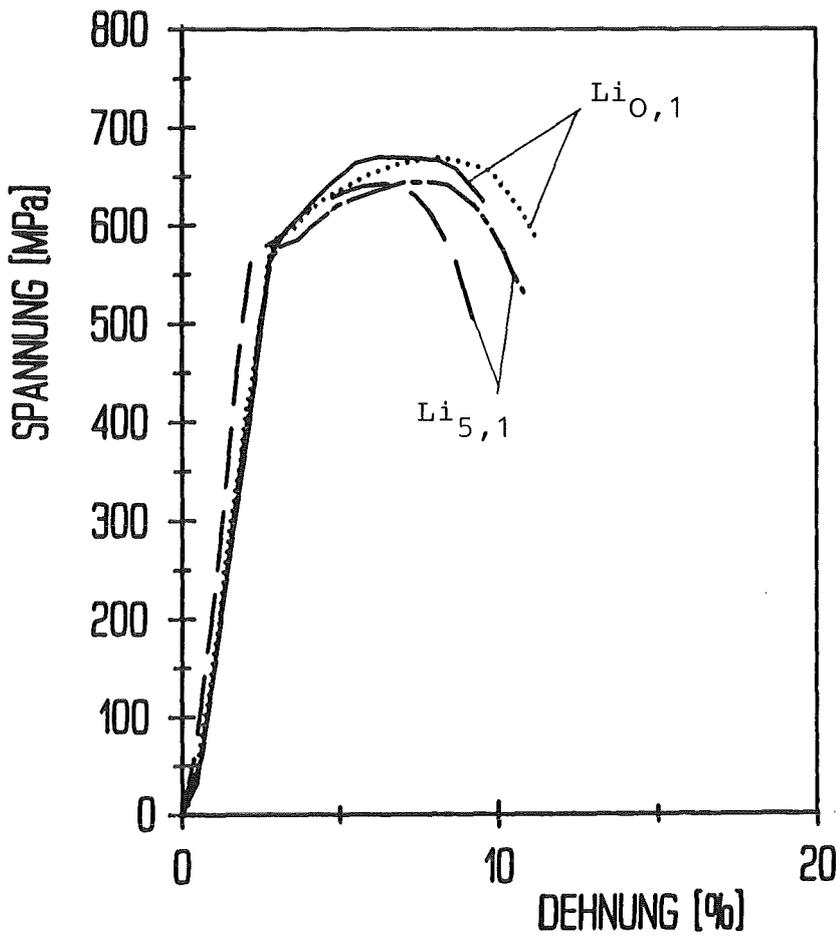


Bild 9.59:

Versuche in Lithium,
200°C, 250°C, $\dot{\epsilon}_1$

—, ... Li_{0,1}

---, -.- Li_{5,1}

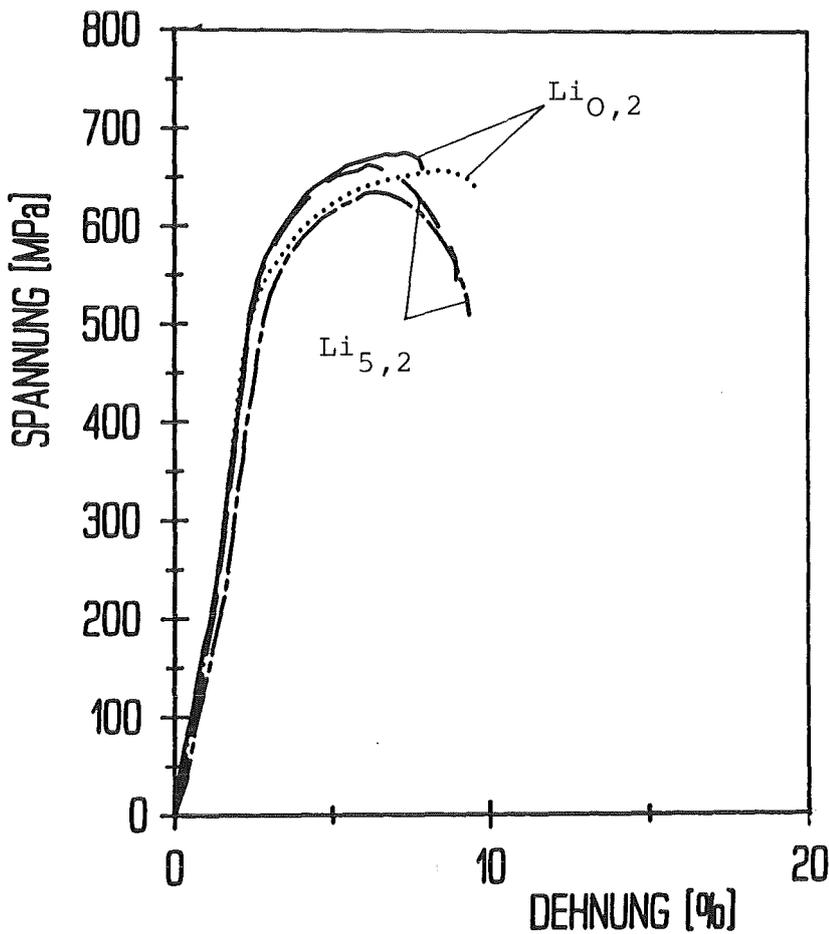


Bild 9.60:

Versuche in Lithium,
200°C, 250°C, $\dot{\epsilon}_2$

—, ... Li_{0,2}

---, -.- Li_{5,2}

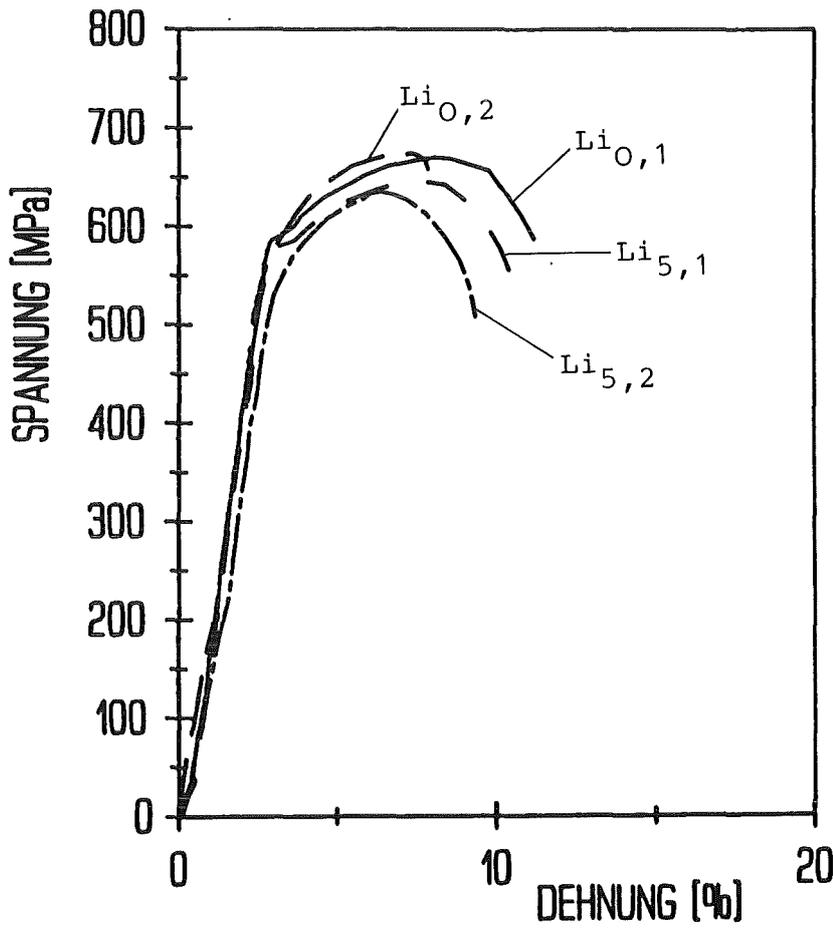


Bild 9.61:

Zusammenstellung
der Versuche in
Lithium

- $\text{Li}_{0,1}$
- $\text{Li}_{5,1}$
- - $\text{Li}_{0,2}$
- · - $\text{Li}_{5,2}$

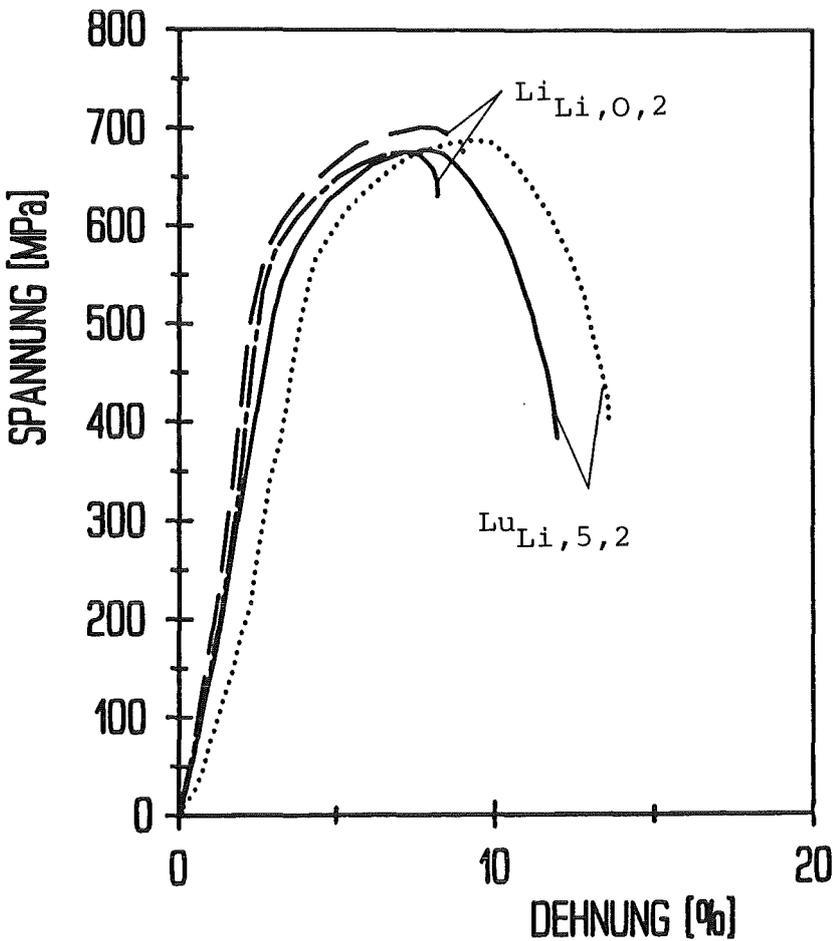


Bild 9.62:

Auslagerungsver-
suche, $\dot{\epsilon}_2$, 200°C ,
 250°C

- , ... $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$
- , - · - $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$

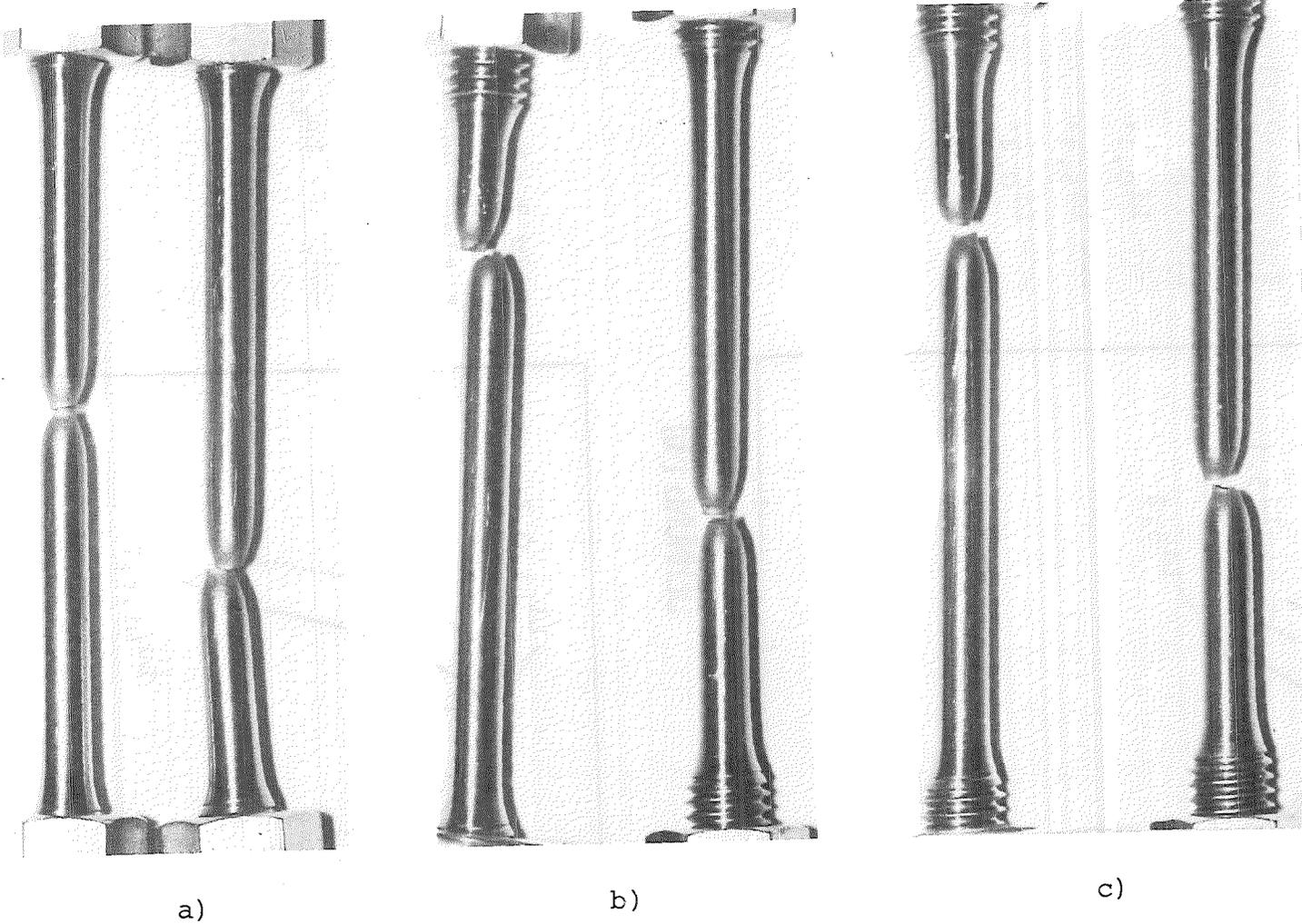
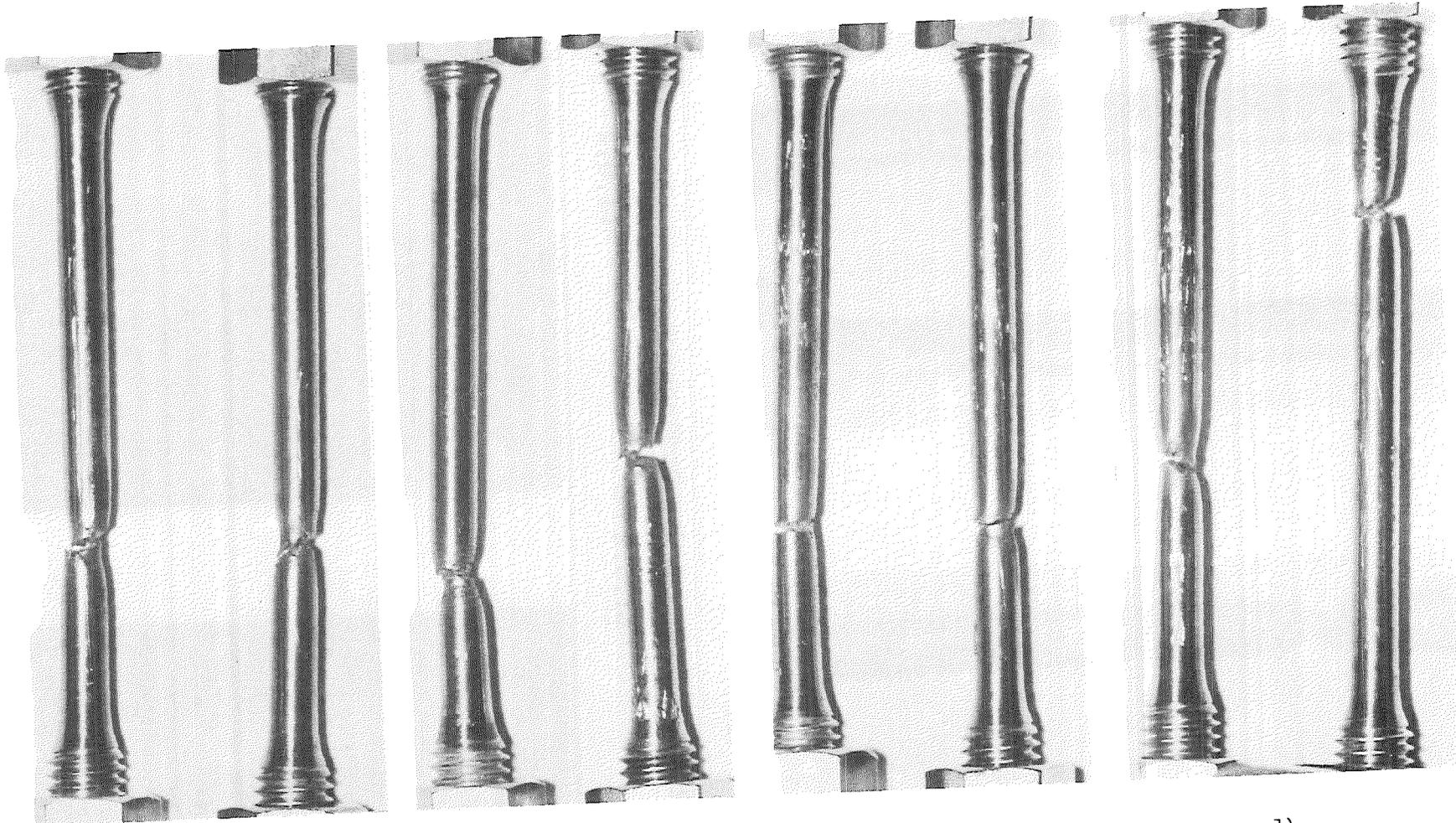


Bild 9.63: Proben an Luft zerrissen; Maßstab 1:1
 a) RT_1, RT_2 (Proben-Nr. 600,601)
 b) $Lu_{5,1}$ (602,603)
 c) $Lu_{5,2}$ (604,605)

d) Die Probenbilder



a)

b)

c)

d)

Bild 9.64: Proben in Lithium zerrissen; Maßstab 1:1

a) $\text{Li}_{0,1}$ (606,607)

c) $\text{Li}_{0,2}$ (610,611)

b) $\text{Li}_{5,1}$ (608,609)

d) $\text{Li}_{5,2}$ (612,613)

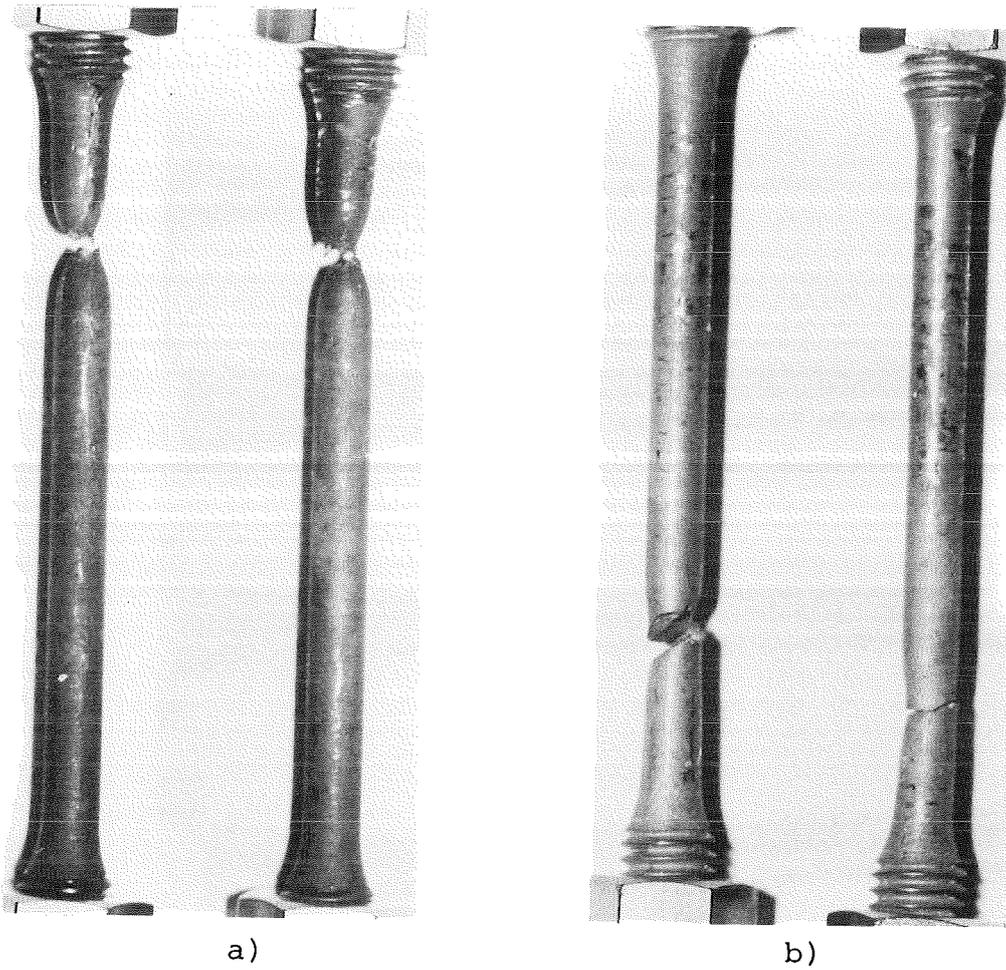


Bild 9.65: Proben aus den Auslagerungsversuchen; 1:1

a) $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$ (614,615) b) $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$ (616,617)

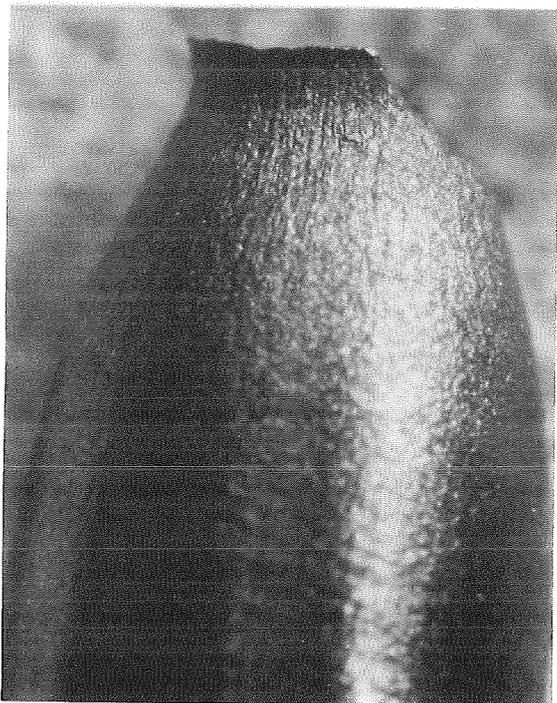


Bild 9.66: Probe Nr. 604
 $\text{Lu}_{5,2}$; 6,4:1

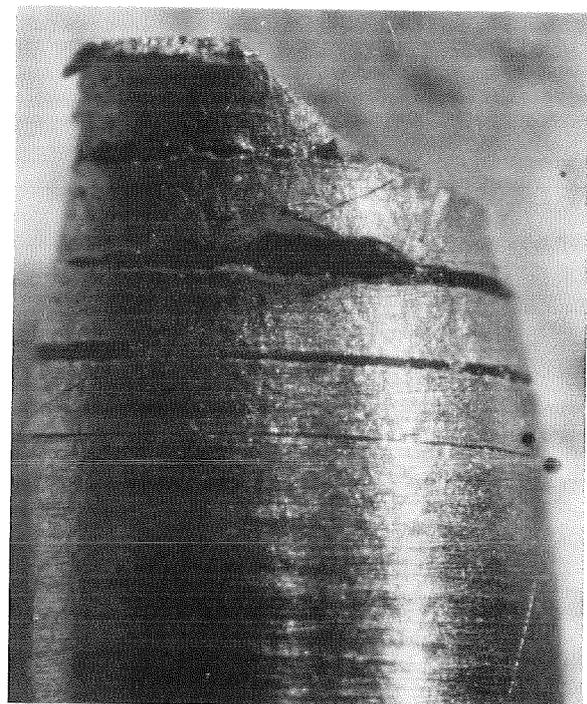


Bild 9.67: Probe Nr. 608
 $\text{Li}_{5,1}$; 6,4:1

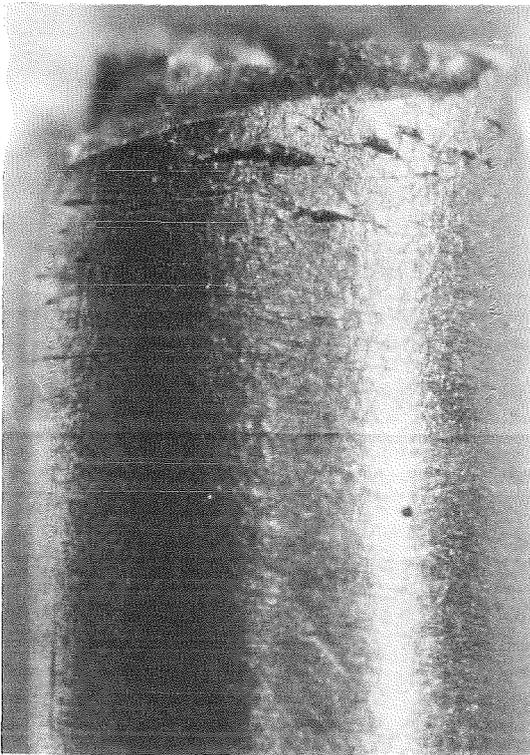


Bild 9.68: Probe Nr. 611
 $\text{Li}_{\text{O},2}; 6,4:1$



Bild 9.69: Probe Nr. 615
 $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}; 6,4:1$

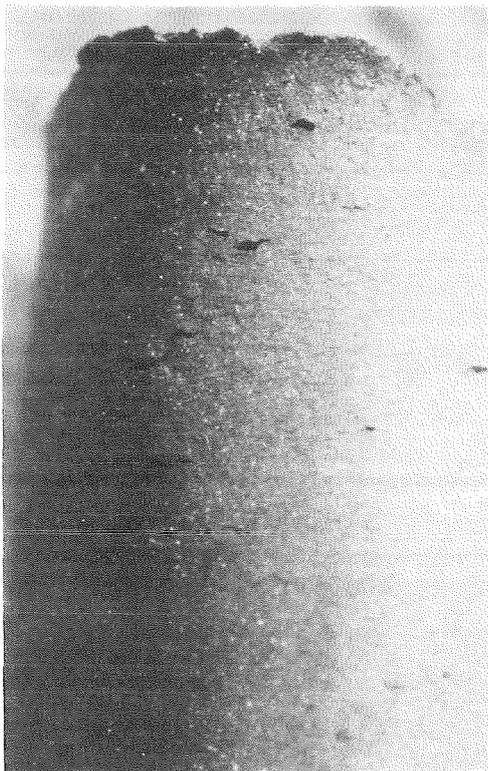
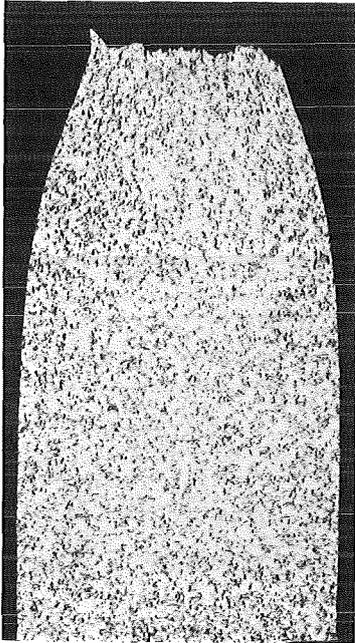


Bild 9.70: Probe Nr. 617
 $\text{Li}_{\text{Li},\text{O},2}; 6,4:1$

e), f) Metallographie und Elektronenmikroskopie

1) Die bei RT zerrissene Probe (Nr. 601): RT_2



a)

Bild 9.71: Schliff-
bilder: RT_2

a) Gesamtan-
sicht; 15:1

b) unterer
Probenteil;
100:1



b)

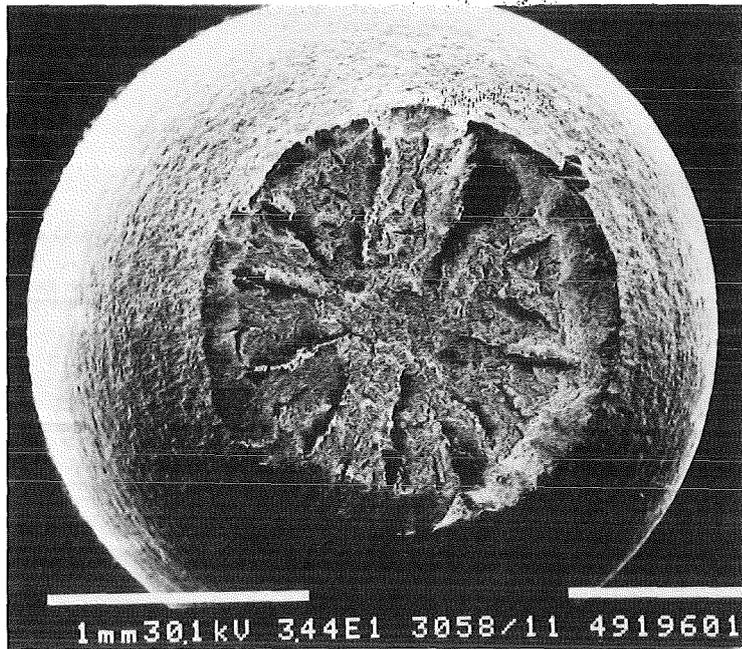


Bild 9.72: Bruchfläche: RT₂ (REM)
Gesamtansicht; 30:1

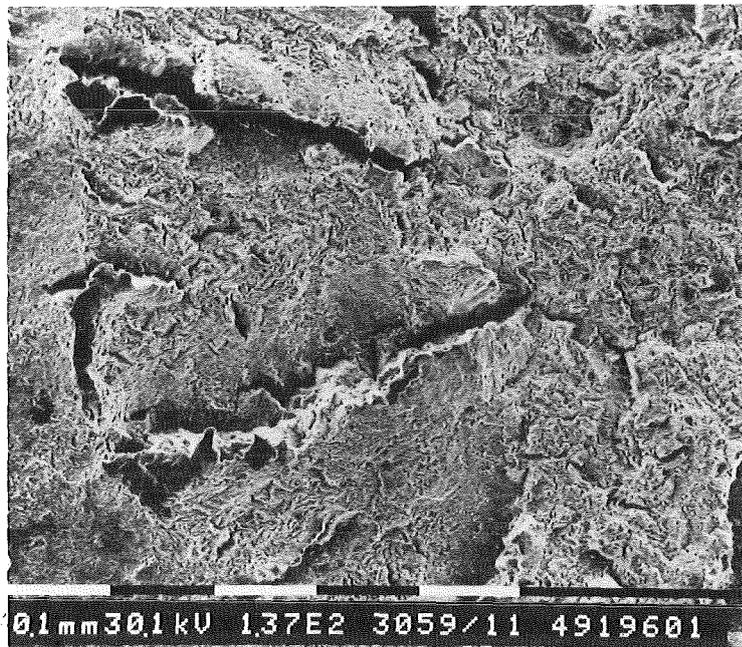


Bild 9.73: Bruchfläche: RT₂ (REM)
Detailansicht; 140:1

2) Die an Luft bei 250°C zerrissene Probe (Nr. 603): Lu_{5,1}

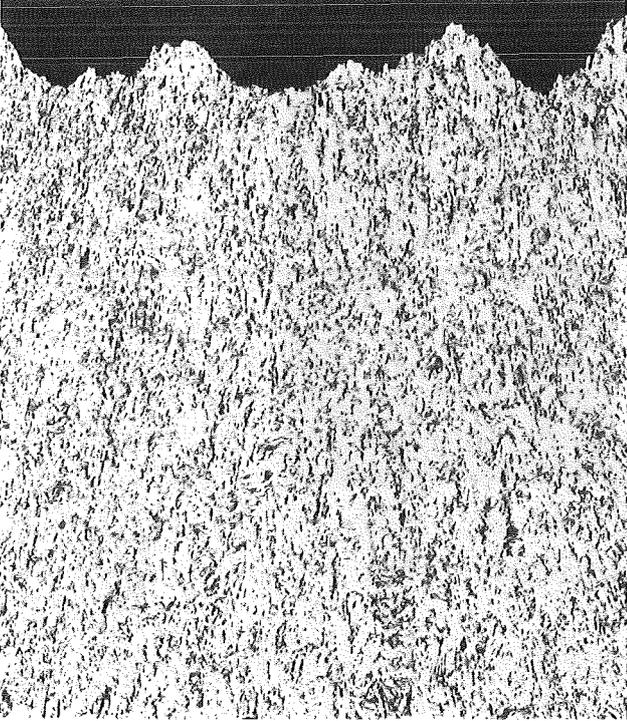


Bild 9.74: Schliffbild: Lu_{5,1};
Bruchbereich; 100:1

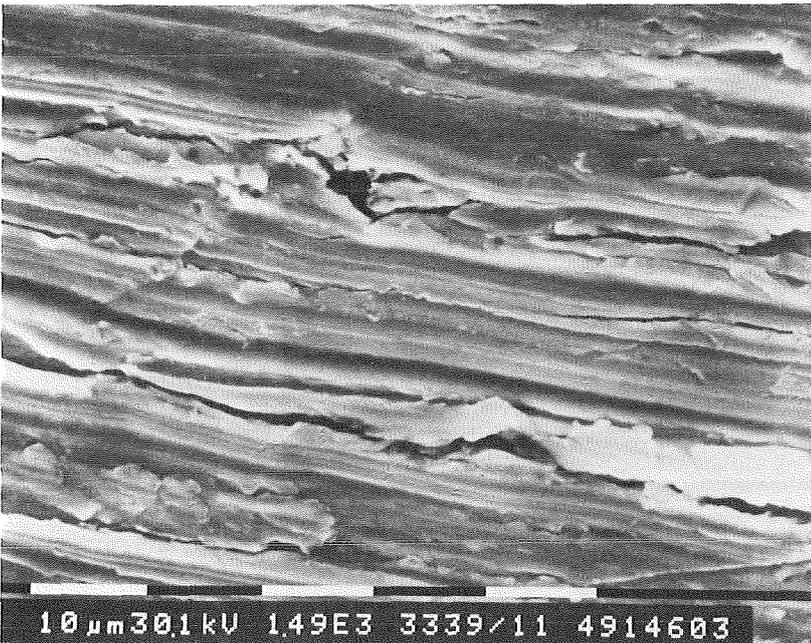


Bild 9.75: Darstellung des Probenmantels:
Lu_{5,1} (REM); Anrisse entlang
von Bearbeitungsriefen; 1500:1

- 3) Die an Luft bei 250°C zerrissene Probe (Nr. 615)
nach Auslagerung in Lithium: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$

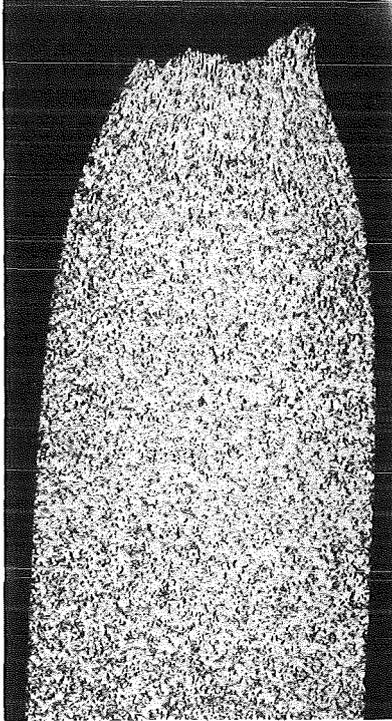


Bild 9.76: Gesamtansicht des
Schliffes: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$;
15:1

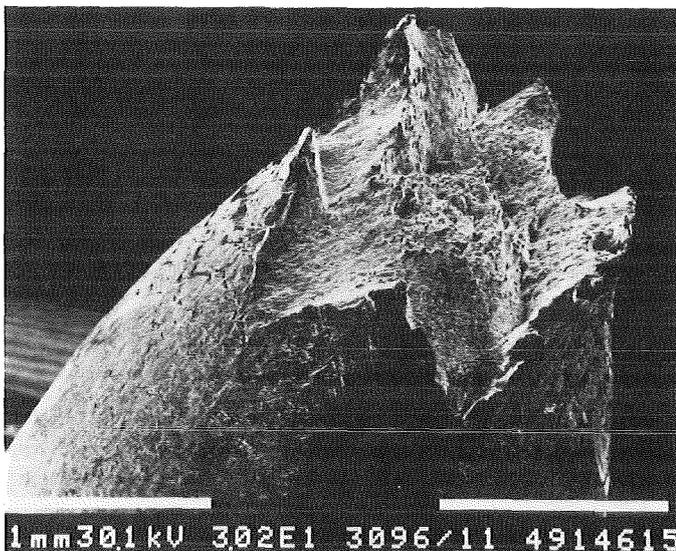
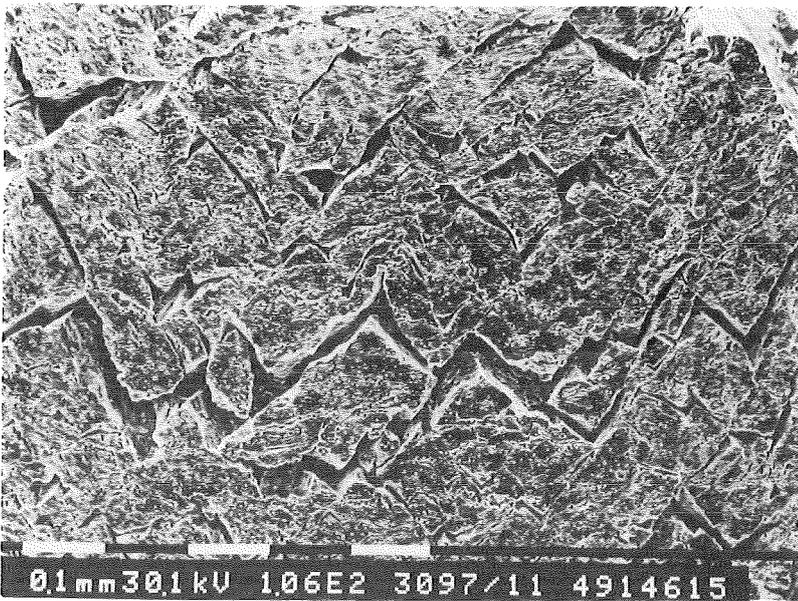


Bild 9.77: Bruchfläche: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$
(REM); 30:1



a)

Bild 9.78:

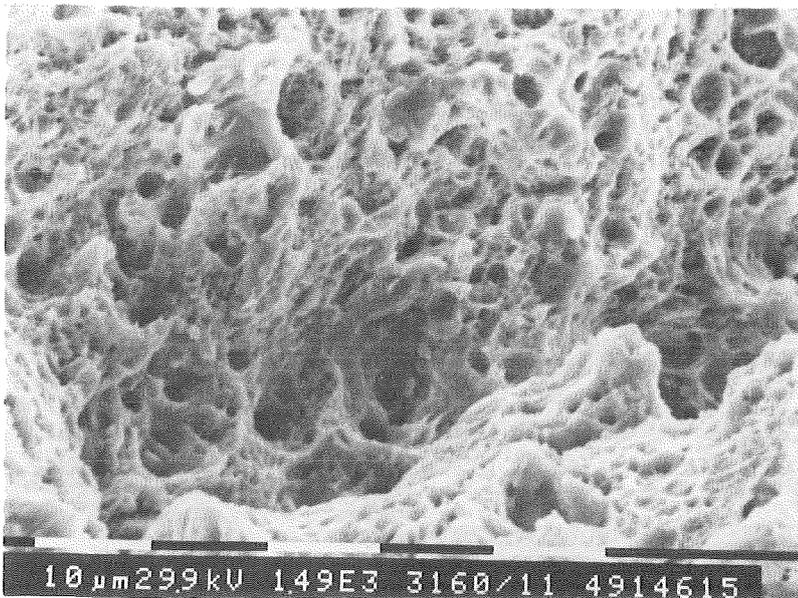
Darstellung der
Probe: $\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$

(REM)

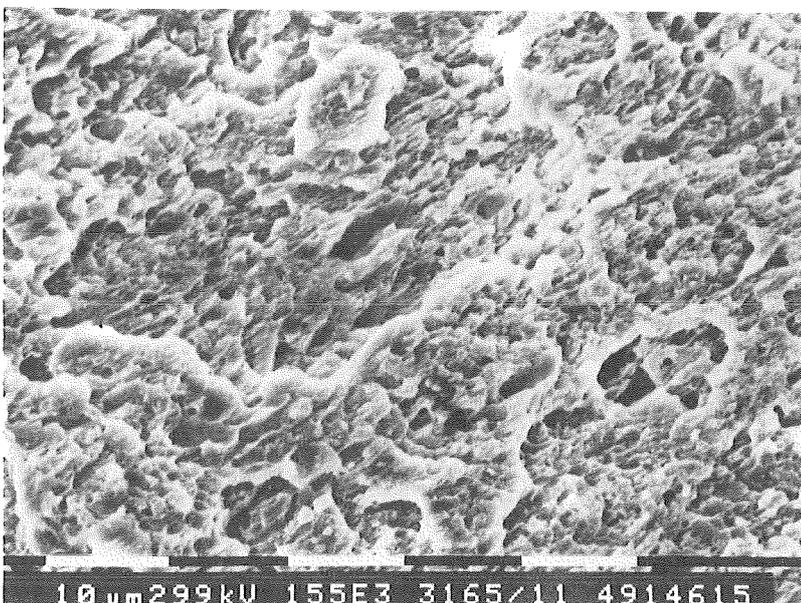
a) Probenmantel mit
Anrissen; 100:1

b) Detailansicht
aus der Bruch-
mitte; 1500:1

c) Detailansicht
aus dem äußeren
Bruchbereich;
1500:1

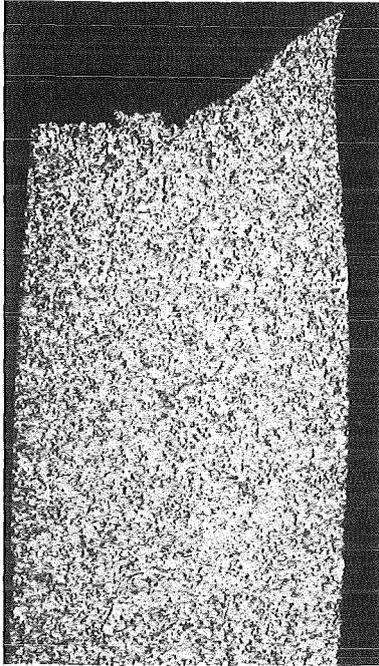


b)

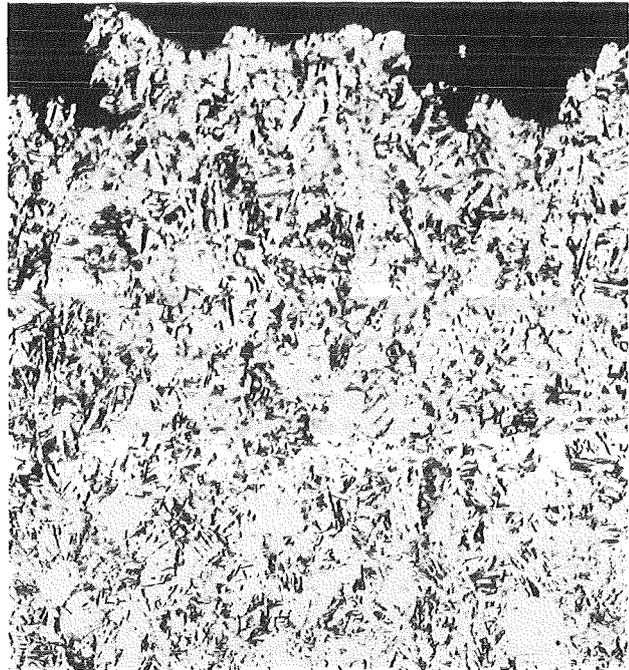


c)

4) Die in Lithium bei 200°C zerrissene Probe (Nr. 617)
nach Auslagerung in Lithium: $\text{Li}_{\text{Li},\text{O},2}$



a)



b)

Bild 9.79: Schliffbilder: $\text{Li}_{\text{Li},\text{O},2}$; a) Gesamtansicht;
30:1 b) Bruchbereich; 100:1

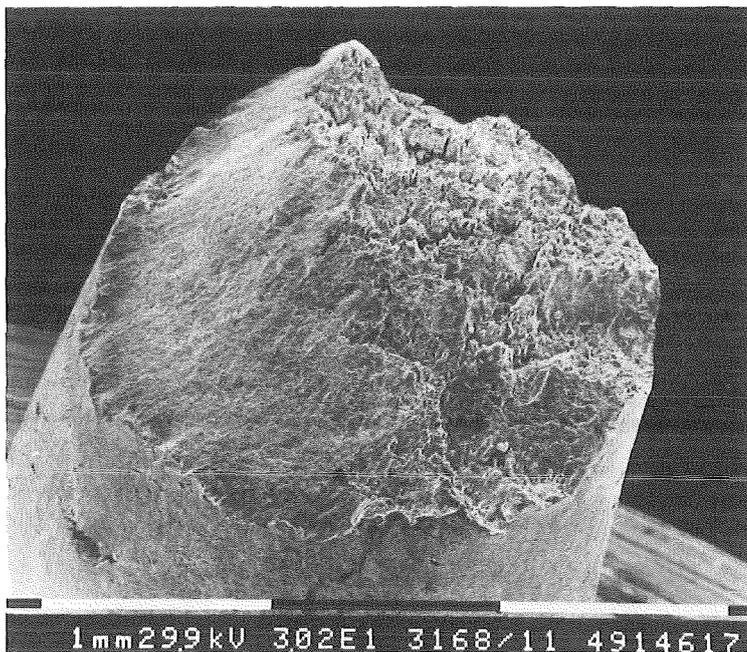


Bild 9.80: Bruchfläche: $\text{Li}_{\text{Li},\text{O},2}$
(REM); 30:1

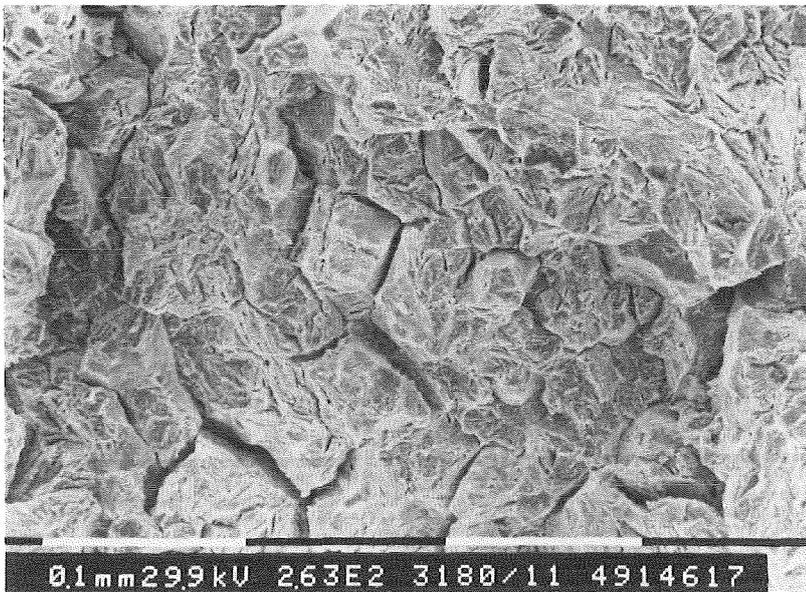
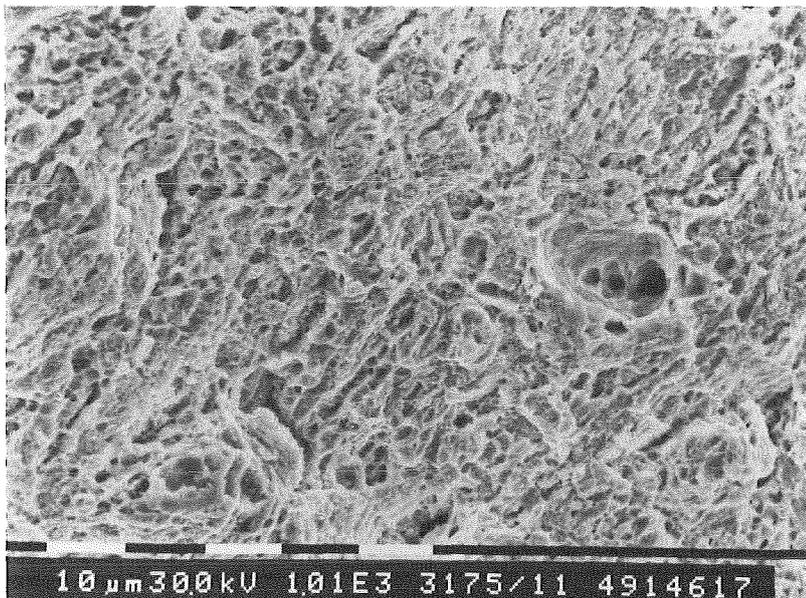
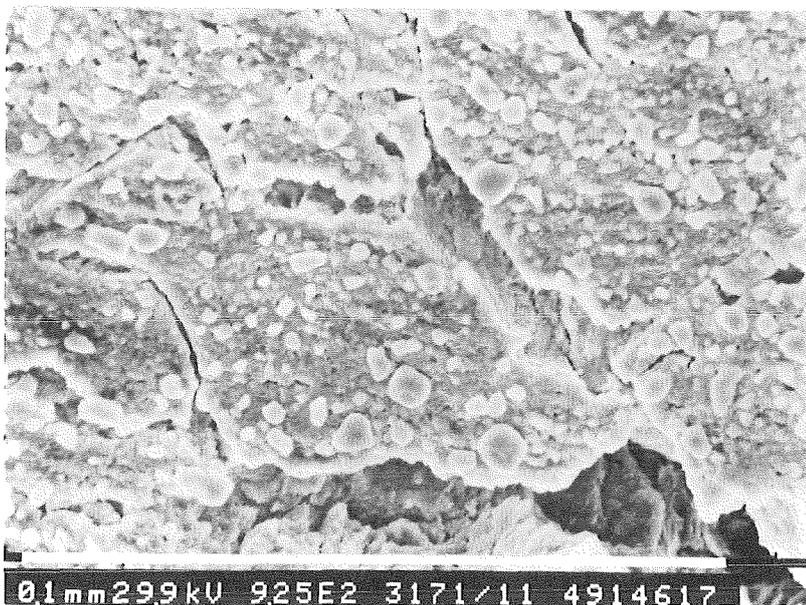


Bild 9.81:
Darstellung der
Probe: $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$
(REM)

a) Detailansicht
aus dem Spröd-
bruch-Bereich;
250:1



b) Detailansicht
aus dem dukti-
leren Scher-
bruch-Bereich;
1000:1



c) Probenmantel
mit Anrissen
und Abschei-
dungen; 1000:1

10. Diskussion

10.1 Der Austenit X 5 CrNi 18 9

Betrachtet man die Spannungs-Dehnungs-Diagramme (Bilder 9.1-9.8) unter zu Hilfenahme der Tabelle 9.2, so stellt man fest, daß dieser Werkstoff keinerlei Veränderungen in seinen mechanischen Eigenschaften nach einem Kontakt mit flüssigem Lithium zeigt. Dies bestätigen auch die Bilder 9.9-9.14, die für alle Proben eine ähnliche Brucheinschnürung nachweisen. Die mit dem Rastermikroskop gewonnenen Aufnahmen belegen den bei allen Proben auftretenden duktilen Wabenbruch. Die Metallographie erbringt keinen Nachweis für entscheidende, die Eigenschaften beeinflussende Gefügeveränderungen.

Eine Ausnahme bildet die Probe Nr. 18, die nach einer Auslagerung (1000 h, 550°C) in Lithium ein völlig entgegengesetztes Bruchverhalten zeigte. Auf sie soll noch näher eingegangen werden.

Zu den Bildern 9,1-9.8 läßt sich folgendes sagen:

Die Streubreite der Kurven ist sehr gering, sodaß in manchen Fällen eine absolute Deckung der Kurven erfolgte. Bild 9.2 vergleicht die Zugversuche an Luft bei RT und bei 250°C. Daraus ist folgendes zu entnehmen:

- a) Der bei RT vorhandene Einfluß der Dehngeschwindigkeit entfällt bei der erhöhten Temperatur (Bem.: die hier gewählten Dehngeschwindigkeiten $\dot{\epsilon}_1$ sind entsprechend der DIN-Norm 50145 zu hoch gewählt).
- b) Durch die höhere Verformungsgeschwindigkeit bzw. durch die Kaltverformung erfolgt eine Streckgrenzenerhöhung und eine Steigerung der Festigkeit aufgrund einer Verfestigung des Gefüges. Das Ausmaß resultiert aus der sehr guten Kaltverformbarkeit dieser austenitischen Stähle, bei denen in diesem Fall eine Martensitbildung aus dem metastabilen Austenit stattfindet /98/.
- c) Für die weitere Beurteilung des Werkstoffverhaltens sind nur die bei 250°C ermittelten Kurven heranzuziehen.

In den Bildern 9.3 und 9.4 sind die Kurven aus den Versuchen an Luft und in Lithium bei gleichen Versuchsbedingungen (T, $\dot{\epsilon}$) zu-

sammengefaßt. Es sind nur geringe Abweichungen, die in einen Ungenauigkeitsbereich fallen, festzustellen. Gleiches gilt für die Bilder 9.5 und 9.6. Sie zeigen die Lithiumversuche unter dem Aspekt unterschiedlicher Dehngeschwindigkeit und lassen keinen Einfluß erkennen (vgl. Bild 9.7). Auch in Bild 9.8 beim Vergleich der Auslagerungsversuche können keine Unterschiede aufgezeigt werden (Ausnahme Probe Nr. 18).

Das läßt sich auch mit den metallographischen und den elektronenmikroskopischen Aufnahmen belegen.

Bild 9.16a (RT_2) zeigt sehr deutlich die klassische Form des Trichterbruches (cup and cone), der auch in den Bildern 9.18a ($Lu_{5,2}$), 9.19 bzw. 9.20a ($Lu_{Li,5,2}$) und 9.22a ($Li_{Li,O,2}$) wiedergegeben wird. Diese Art des Bruches ist bei den duktilen Wabenbrüchen zu beobachten.

Der Unterschied zwischen Kalt- und Warmverformung spiegelt sich auch in den Schliffbildern 9.16b,c und 9.18b,c wieder. So sind bei höherer Temperatur (Bild 9.18b) weniger Verformungslinien, Gleitbänder zu sehen. Ebenso zeigt das Gefüge (Bild 9.18c), daß durch die höhere Temperatur eine Erholung stattgefunden hat.

Das Gefüge nach der Auslagerung der Proben (Bild 9.21a) ist etwas stärker verformt (Alterung) und Karbidausscheidungen ($M_{23}C_6$) sind an den Korngrenzen zu finden (gilt auch für die Proben: $Lu_{Li,5,2}$, deren Gefüge nicht abgebildet ist). Daß trotzdem keine Schäddigung (ähnlich eines interkristallinen Angriffs) erfolgt, ist auf folgendes zurückzuführen:

- a) bei Temperaturen oberhalb $850^{\circ}C$ tritt eine Koagulation der Karbide ein; es können sich daher keine zusammenhängenden Karbidfilme bilden;
- b) der Kohlenstoffgehalt liegt unter 0,05%, was keine zur Sensibilisierung ausreichende Verarmung der Grundmasse an Chrom durch eine entsprechend ausgeprägte Karbidbildung zuläßt /98/.

Die typischen makro- und mikroskopischen Merkmale eines duktilen transkristallin verlaufenden Wabenbruchs werden durch die

rastermikroskopische Fraktographie aufgezeigt. Ein derartiger Wabenbruch setzt an Störstellen des Gitters, Ausscheidungen oder Einschlüssen ein, um unter der Wirkung der Spannung Hohlräume zu bilden (vgl. Kap. 3.3.1) /99-102/. In unserem Fall liegt die Kombination eines Normalspannungsbruches im Inneren (Bruch verläuft senkrecht zur größten Normalspannung) mit einem Schubspannungsbruch an den Rändern (Bruch in Richtung der größten Schubspannung) vor (vgl. Bild 9.17a). Diese Kombination hat den Trichterbruch und verschiedene Wabenformen zur Folge. So sind die Waben an den Rändern (Schubspannungsbruch) verzerrt: Schubwaben (vgl. Bilder 9.17b, 9.20c und 9.22b). Dagegen sind die Waben im Bruchinneren (Normalspannungsbruch) mehr oder weniger unverzerrt angeordnet: gleichachsige Waben (vgl. Bilder 9.17c, 9.20b und 9.22c). Die Waben zeigen dabei auch untereinander keine wesentlichen Unterschiede hinsichtlich Anzahl, Größe und Tiefe. Dies ist ein weiteres Indiz dafür, daß eine Veränderung der Duktilität in allen durchgeführten Versuchen nicht eingetreten ist.

Bei allen ausgelagerten Proben (Bild 9.21b) wurden an der Oberfläche abgeschiedene Teilchen gefunden. Wie das Bild zeigt, stammen diese aber nicht von der Probe selbst, sondern sie müssen ihren Ursprung im Kapselmaterial haben. Eine EDAX-Analyse (Energy Dispersive X-ray Analysis; Bild 10.1) ergab, daß sie einen stark erhöhten Chromanteil im Vergleich zur Matrix besitzen. Das läßt auf einen Lösungsangriff auf das Kapselmaterial durch das Lithium schließen /95/. Jedoch erfolgt kein Angriff durch das Lithium bei dem Austenit, was sich in Form von Oberflächenanrissen zeigen würde (Bild 9.21b und vgl. Bild 9.25).

Abschließend kann festgehalten werden, daß die durchgeführten Zugversuche in Lithium keinen Nachweis einer Flüssigmetallversprödung oder eines chemischen Angriffs mit Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften bei dem Werkstoff X 5 CrNi 18 9 erbrachten. Die gefundenen Veränderungen hinsichtlich Festigkeit, Dehnung oder Gefüge sind entweder im Streubereich oder aber sie sind der Temperatur und hier insbesondere Alterungsvorgängen während der Auslagerung zuzuschreiben. Die Bilder 10.2 und 10.3 verdeutlichen dies, indem sie unveränderte Werte für die Festigkeit und auch Brucheinschnürung (Duktilität) nachweisen.

RATE: CPS TIME 200LSEC
 00-20KEV: 10EV/CH PRST: 200LSEC
 A: B:
 FS= 8186 MEM: A/B FS= 10822

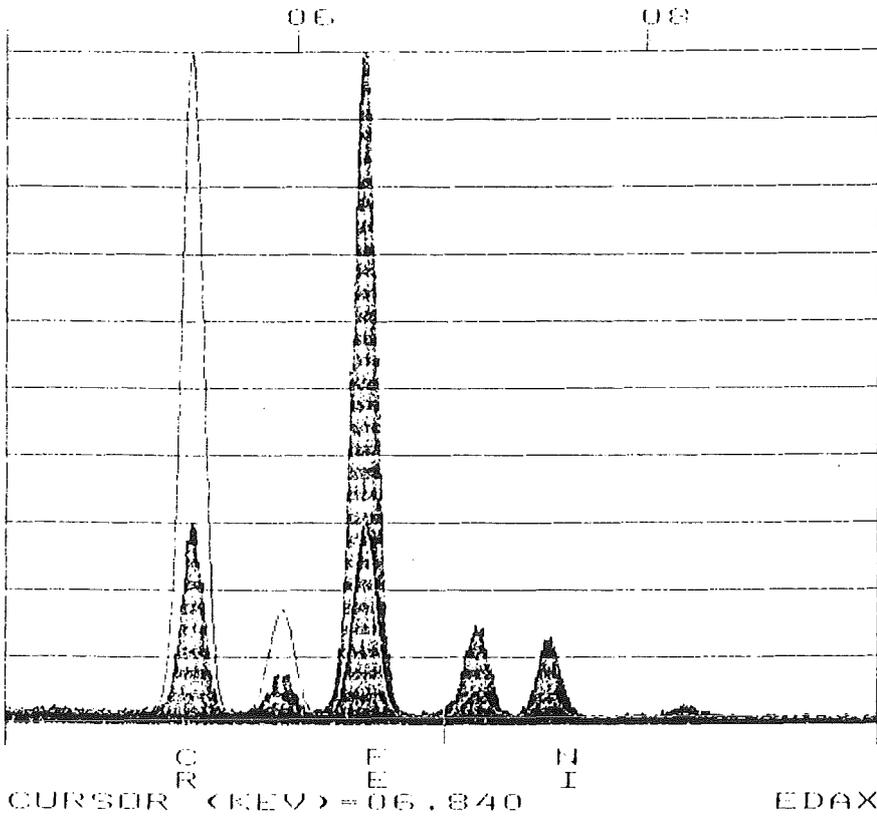


Bild 10.1:

EDAX-Analyse bei
 Probe: $\text{Li}_{\text{Li},0,2}$

- a) Partikel auf der Oberfläche: hell umrandete Flächen
- b) Matrix: dunkel ausgezogene Flächen

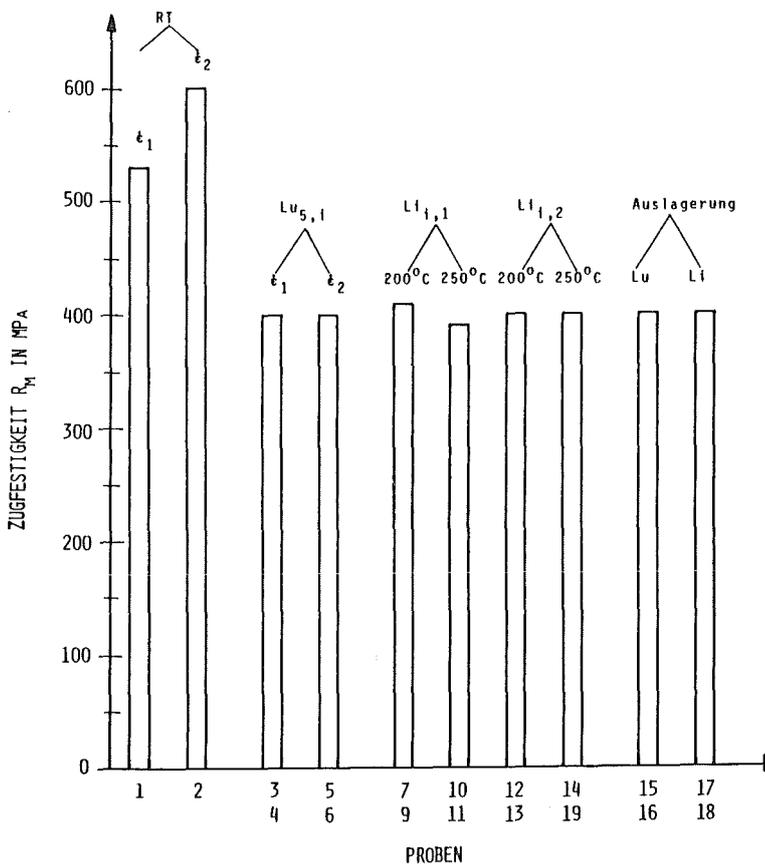


Bild 10.2:

Verlauf der Zugfestigkeit R_m bei den einzelnen Proben in Abhängigkeit von Medium, Temperatur und Dehngeschwindigkeit

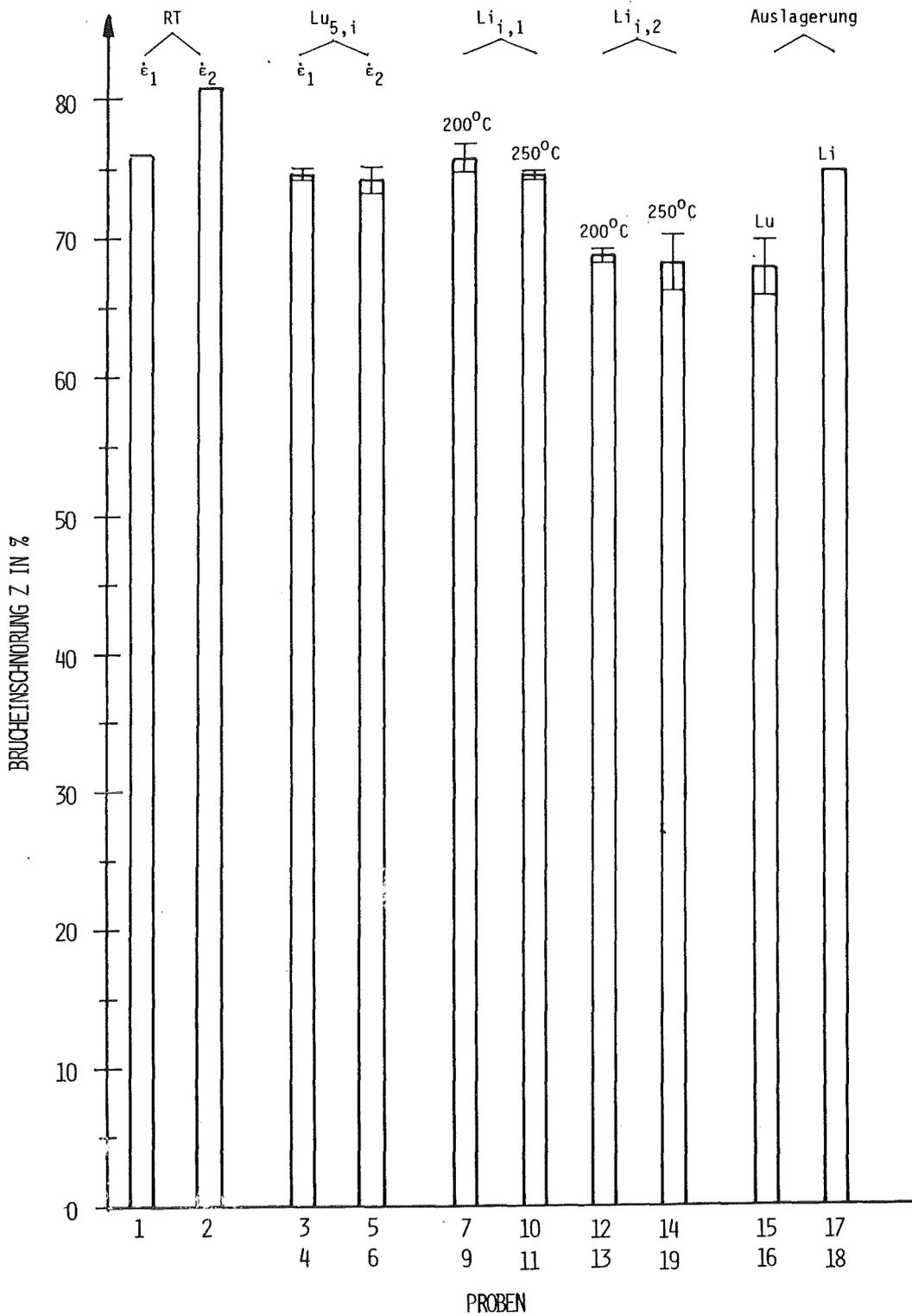


Bild 10.3: Verlauf der Brucheinschnürung Z bei den einzelnen Proben in Abhängigkeit von Medium, Temperatur und Dehngeschwindigkeit

Ein völlig anderes Bruchverhalten zeigte die Probe Nr. 18 ($\text{Li}_{\text{Li},\text{O},2}$; Bilder 9.11b, 9.15, 9.23-9.25). So erfolgte nach anfänglich "normalem" Verlauf der σ/ϵ -Kurve (Bild 9.8) der plötzliche Bruch ohne deutliche Einschnürung der Probe (Bilder 9.11b, 9.23). Es muß hier von einer starken Versprödung ausgegangen werden, da keine Werkstofffehler wie z.B. Lunker o.ä. gefunden wurden. Dies läßt auch der interkristalline Trennbruch vermuten (Bild 9.24). Ein derartiger Bruch erfolgt, wenn die Trennfestigkeit der Korngrenzen gegenüber der im Korn stark reduziert ist /100,102/. Die Ursache für ein derartiges Versagen kann zum einen im Auslagerungsvorgang liegen, der eine starke Ausscheidungs- bildung zur Folge hatte, was zur Korngrenzenschwächung führte. Zum anderen kann das Lithium (dessen Verunreinigungsgehalt nachweislich nicht erhöht war) durch einen korrosiven Angriff über eine Korngrenzendurchdringung eine derartige Schädigung hervorgerufen haben. Diese Vermutung verstärkt sich an Hand der Bilder 9.25a,b, die deutlich Anrisse auf der Mantelfläche erkennen lassen. Stichhaltige Gründe für dieses spröde Verhalten haben sich aber noch nicht finden lassen. Zur Klärung sind weitere Versuche und Nachuntersuchungen vorgesehen, deren Ergebnisse aber noch nicht vorliegen.

10.2 Der Ferrit-Martensit X 22 CrMoV 12 1

Dieser Werkstoff zeigt ganz im Gegensatz zum Austenit eine Anfälligkeit gegenüber dem Lithium. Diese kommt in der teilweise deutlich herabgesetzten Duktilität (Einschnürung, vgl. Bilder 9.36-9.38) zum Ausdruck. Die Zugfestigkeit bleibt dagegen ebenfalls unbeeinträchtigt (Abweichungen fallen in den akzeptablen Ungenauigkeitsbereich; siehe Bilder 9.26-9.35).

Die Bilder 9.26-9.35 verdeutlichen, daß wiederum ein ziemlich einheitliches Verhalten jedes Probenpaares vorhanden war. Als einen "Ausreißer" muß man die Probe Nr. 11 ($\text{Li}_{\text{O},2}$) bezeichnen, die eine außergewöhnlich hohe Festigkeit bei stark verringerter Duktilität zeigt. Gründe dafür können Gefügeveränderungen (Ausscheidungen, Gefügefehler) oder Einflüsse aus der Wärmebehandlung sein.

Bild 9.27 zeigt den auch hier deutlichen Unterschied zwischen der Verformung bei RT und der bei 250°C bzw. bei unterschiedlicher Verformungsgeschwindigkeit. Folgende Abweichungen gegenüber dem Austenit sind bemerkenswert:

- a) Das Gefüge besitzt einen höheren C-Gehalt (0,2%). Es härtet somit besser durch und weist wegen der martensitischen Anteile eine höhere Festigkeit auf. Diese hat aber auch in einer wesentlich geringeren Stapelfehlerenergie ihre Ursache, weil damit ein Quergleiten eingeschränkt wird, sodaß die Hindernisse für Versetzungsbe-
wegungen bis zu höheren Spannungen hin wirksam bleiben.
- b) Darunter leidet jedoch das Verformungsvermögen, das deutlich herabgesetzt ist.
- c) Die schnelle Verformungsgeschwindigkeit bewirkt durch die Verfestigung eine deutliche Erhöhung der Zugfestigkeit unter gleichzeitiger Abnahme der Duktilität. Dies liegt an der größeren Empfindlichkeit des kfz-Gitters gegenüber Änderungen in der Temperatur und der Dehngeschwindigkeit sowie an der niedrigen Stapelfehlerenergie.
- d) Der Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit bleibt deshalb auch bei erhöhter Temperatur erhalten.

Als besonders nachteilig fällt auf, daß die σ/ϵ -Kurven wesentlich stärker dem Einfluß von Maschine und Prüfeinrichtung unterliegen (vgl. Bilder 9.28 und 9.29 anhand der Verschiebung der HOOKE-schen Gerade). Für die weitere Diskussion sollen daher die Bilder 10.4 und insbesondere 10.5 herangezogen werden, die die wichtigsten Befunde aus den Kurven hervorheben.

So zeigt Bild 10.4, daß die Werkstofffestigkeit in allen Versuchen fast gleich geblieben ist.

Ein Indiz für LME ist eine verminderte Duktilität. Als empfindliches Maß hierfür läßt sich die Brucheinschnürung Z heranziehen, die in Bild 10.5 für alle Proben erfaßt ist. Daraus läßt sich entnehmen, daß bei den Zugversuchen in Lithium und hier besonders in der Nähe dessen Schmelzpunktes (200°C) ein deutlicher Abfall der Duktilität zu verzeichnen ist. Dieser geht bei er-

höherer Temperatur (250°C) fast vollständig verloren (vgl. Bilder 9.39 und 9.40). Diese Erscheinung trifft für beide Verformungsgeschwindigkeiten zu. Ein weiteres interessantes Ergebnis erbrachten die Auslagerungsversuche. Während die Zugversuche an Luft nach der Auslagerung keine Veränderungen der Dehnwerte aufweisen (Bild 9.41), fällt die Verringerung der Einschnürung bei den Versuchen im Lithium noch drastischer aus (Bild 9.42).

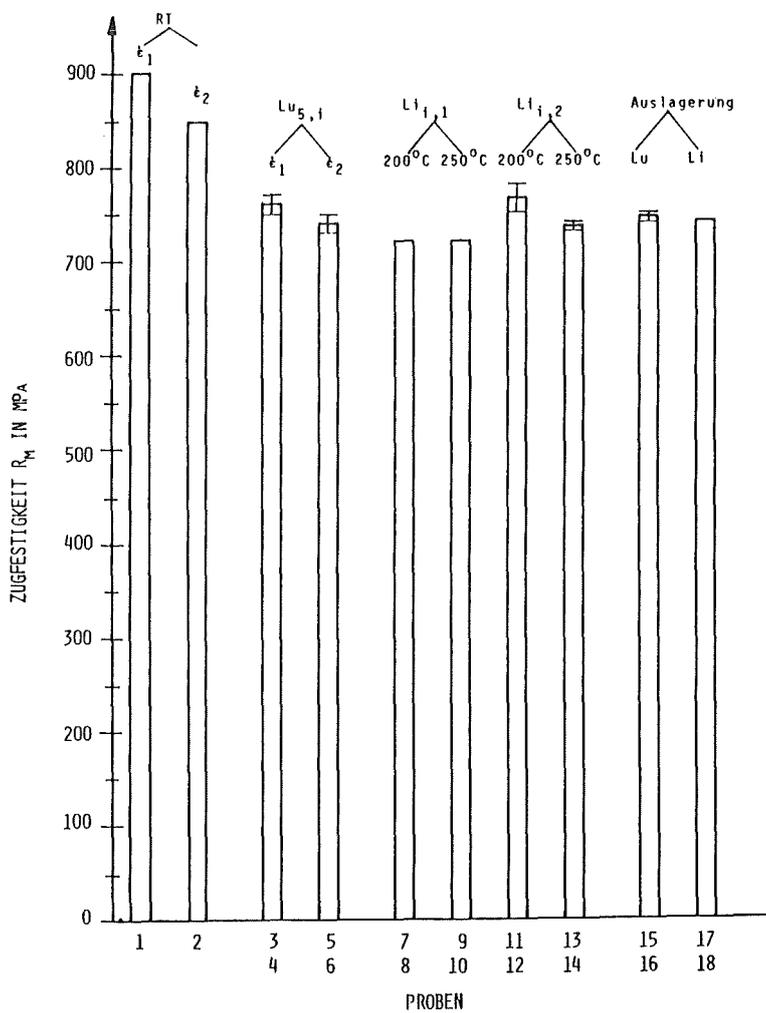


Bild 10.4: Verlauf der Zugfestigkeit R_m bei den einzelnen Proben in Abhängigkeit von Medium, Temperatur und Dehngeschwindigkeit

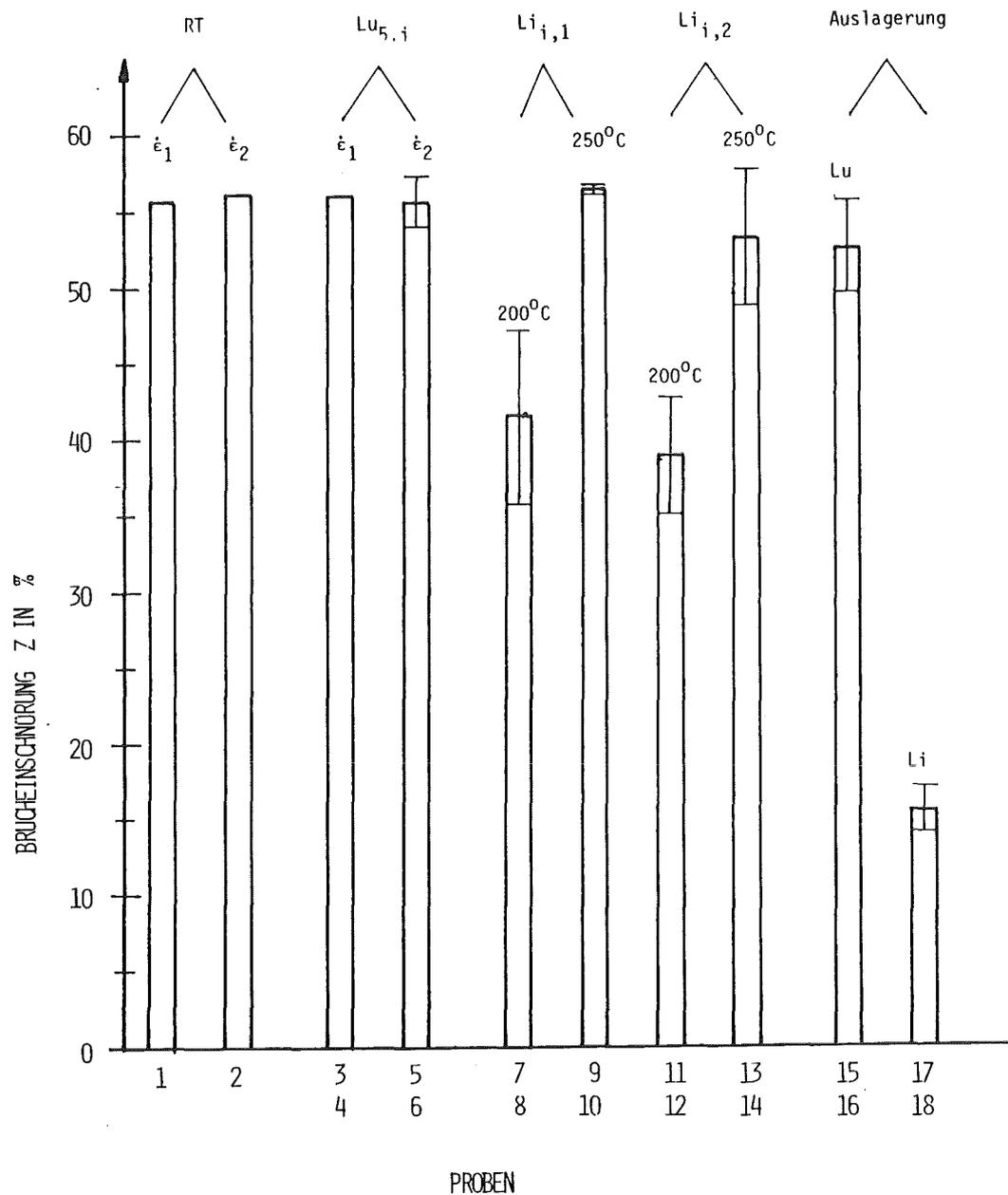


Bild 10.5: Verlauf der Brucheinschnürung Z bei den einzelnen Proben in Abhängigkeit von Medium, Temperatur und Dehngeschwindigkeit

Die Bilder 9.43-9.46 vergleichen nochmals das verschiedene Bruchverhalten an Luft bei RT und 250°C. Man erkennt bei der Probe: RT₂ eine ziemlich ebene Bruchfläche, die durch Rißwülste unterbrochen ist. Man geht davon aus, daß eine runde Zone in der Probenmitte (faserige Zone) durch langsames stabiles Rißwachstum erzeugt wird, während die glatten Scherhügel beim Endbruch gebildet werden. Zusätzlich müssen quer zur größten Hauptspannung

noch zusätzliche Spannungen auftreten. Man bezeichnet einen solchen Bruch als Fräserbruch /100/. Bei erhöhter Temperatur ähnelt der Bruch dem duktilen Trichterbruch, wie er auch beim Austenit aufgetreten ist. Deutlich sind in Bild 9.46 wieder die Normal- (innen) und die Schubspannungsanteile (außen) zu erkennen.

Bild 9.45b zeigt das für den Werkstoff und die erfolgte Wärmebehandlung typische feine Anlaßgefüge. Die Austenitkorngrenzen sind nicht mehr zu erkennen. Der Martensit ist fein verteilt und die wenigen aber ziemlich großen ausgeschiedenen Karbide zeigen für das helle Gefüge verantwortlich /98/.

Eindrucksvoll sind die Bilder von den vorausgelagerten Proben. So zeigt Bild 9.48 ($\text{Lu}_{\text{Li},5,2}$) noch ein duktiler Bruchverhalten, vergleichbar dem Trichterbruch. Die vielen kleinen Waben weisen auf eine große Anzahl von Störstellen (Ausscheidungs Vorgänge, Alterung) hin, die das Verformungsvermögen jedoch noch nicht nachteilig beeinflussen. Die zerklüftete Form der Bruchfläche kann seine Ursache darin haben, daß der Bruch von besonders stark ausgebildeten Kavitäten, die radial um den Probenmantel -aber nicht in einer Ebene- verteilt sind (Bilder 9.47 und 9.49), ausgegangen ist. Diese Anrisse sind auf das Lithium zurückzuführen, das hier durch interkristalline Korngrenzeneffekte für eine Vorschädigung im randnahen Bereich (2-4 μm) sorgte. Jedoch hat dies noch keinen Einfluß auf die mechanischen und plastischen Eigenschaften des Werkstoffes. Bild 9.49b zeigt die auch hier auf dem Probenmantel abgeschiedenen Partikel. Die Analyse ergab das gleiche Ergebnis, das schon im vorherigen Kapitel in diesem Zusammenhang erläutert wurde.

Die schon angesprochene starke Verringerung der Duktilität bei den ausgelagerten und in Lithium zerrissenen Proben erscheint auch klar in den Bildern. Betrachtet man Bild 9.38 und vergleicht die Bilder 9.41 und 9.42, so wird die verminderte Einschnürung und die noch stärker ausgebildeten Anrisse an der Probenoberfläche (vgl. Bild 9.51) sichtbar. Bild 9.50a zeigt, daß eine Zunahme der Korngrenzendurchdringung durch das während des Zugversuches vorhandene Lithium stattgefunden hat, da die Anrisse vergrößert sind. Neben diesen Anrissen zeigt das Gefüge im Inneren (Bild 9.50b) keine Veränderungen, die auf das Lithium zurückzuführen sind. Aber auch

hier ist der thermische Auslagerungseffekt in Form von vermehrten Karbidausscheidungen (große helle Flächen) zu erkennen, die das Gefüge nicht mehr so fein erscheinen lassen.

Der Bruch selbst zeigt einen in Bereiche getrennten Mischbruch. Der rechte Bereich in Bild 9.52a (vgl. auch Bild 9.52c) weist ein interkristallines Bruchverhalten auf. Dabei ist zu beobachten, daß die Kornoberfläche mit zahlreichen relativ breiten, flachen Grübchen durchzogen ist. Im linken Bereich (Bild 9.52a,b) sieht man einen duktileren Scherbruch, dessen Bruchfläche mit sehr flachen, stark verzerrten Waben überzogen ist. Die Bilder erklären die Vermutung, daß der Bruch seinen Ursprung in den im randnahen Bereich vorhandenen Kavitäten hat. Der Tennbruch erfolgt solange die Reißwachs-
tumsgeschwindigkeit größer als die Verformungsgeschwindigkeit ist. Anschließend geht er in den Scherbruch über. Solche Bruchverläufe beobachtet man bei Werkstoffen mit geringer Duktilität (die hier durch das Lithium "künstlich" herabgesetzt ist). Der Reißbreitungsmechanismus breitet sich zunächst senkrecht zur größten Hauptspannung aus, während an den entgegengesetzten Rändern Scherlippen entstehen, die sich mit zunehmender Reißverlängerung auf Kosten des voreilenden, ebenen Risses verbreitern /20,100,103/.

Abschließend kann festgehalten werden, daß dieser Werkstoff einer Schädigung durch das Lithium unterworfen ist. Dabei sprechen die herabgesetzte Duktilität und das sprödebrüchähnliche Verhalten bei den Versuchen nahe dem Schmelzpunkt des Lithiums für eine eingetretene Flüssigmetallversprödung. Ebenso geben insbesondere die Auslagerungsversuche Hinweise auf den reaktiven Charakter des Alkali-
metalls, der sich in Korngrenzeneffekten (Anrisse) ausdrückt.

Wie noch im nächsten Kapitel kurz erläutert wird, zeigt der andere Ferrit in den Versuchen ein ähnliches Verhalten. Daher werden erst im Kapitel 10.4 für beide Werkstoffe gemeinsam die Zusammenhänge von Bruchverhalten und veränderter Duktilität mit den Mechanismen der Flüssigmetallversprödung oder des chemischen Angriffs durch das Lithium erläutert werden.

10.3 Der Ferrit-Martensit X 18 CrMoVNb 12 1

Dieser Werkstoff reagiert ähnlich wie der vorherige in den Versuchen an Luft und in Lithium. Es wird daher nur noch kurz auf die einzelnen Bilder eingegangen (ansonsten vgl. Kap. 10.2).

Wie die Legierungszusammensetzung zeigt (siehe Tab. 2.1) ist dem Werkstoff zur Stabilisierung Niob zulegiert worden. Es bilden sich im Gefüge Karbide, Nitride oder sonstige Phasen (NbC, NbNC) des Niobs aus. Dieser zusätzliche Niob- bzw. Karbidanteil erhöht gegen-

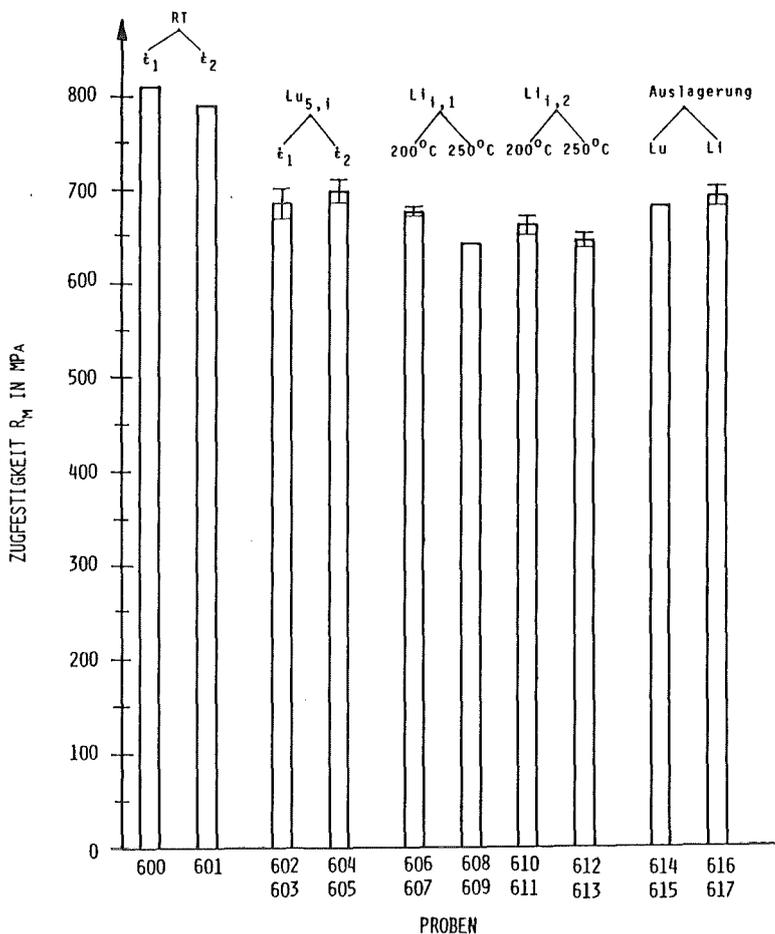


Bild 10.6: Verlauf der Zugfestigkeit R_m bei den einzelnen Proben in Abhängigkeit von Medium, Temperatur und Dehngeschwindigkeit

über dem 1.4923 zwar die Langzeitfestigkeit und die Anlaßbeständigkeit, dagegen wird das Verformungsvermögen (zumal der Molybdän-Gehalt, der auf Härtebarkeit und Zähigkeit Einfluß nimmt, um fast die Hälfte reduziert ist) noch weiter eingeschränkt.

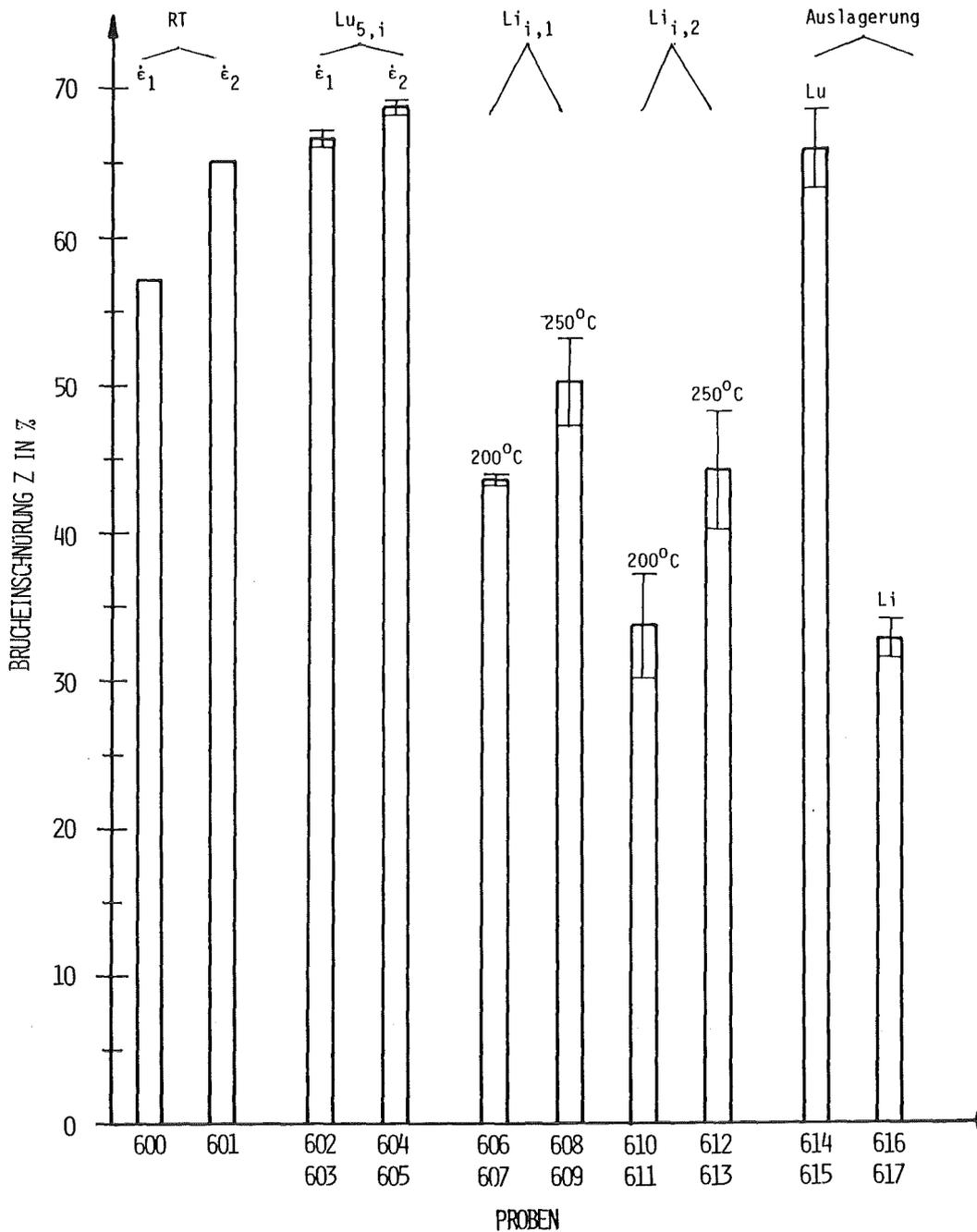


Bild 10.7: Verlauf der Brücheinschnürung Z bei den einzelnen Proben in Abhängigkeit von Medium, Temperatur und Dehngeschwindigkeit

Die Bilder 9.53 und 9.54 zeigen wiederum die geringe Streubreite und die geänderten Verhältnisse bei Kalt- und Warmverformung. Jedoch sind die Kurven (Bild 9.54) wieder mit denen des Austenits (Bild 9.2) vergleichbar. Die starke Verfestigung des Gefüges bei der Kaltverformung unter schneller Dehngeschwindigkeit ist nicht vorhanden und der Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit wird bei höherer Temperatur aufgehoben.

Desweiteren belegen die Bilder 9.55-9.62, daß hier ebenfalls keine nennenswerte Beeinflussung der Zugfestigkeit stattgefunden hat (vgl. Bild 10.6). Der schädigende Einfluß des Lithiums auf das Dehnverhalten ist auch hier zu bemerken (vgl. Bild 10.7). Während beim 1.4923 in den Versuchen mit Lithium bei 250°C keinerlei Effekte beobachtet wurden, weist der 1.4914 (vgl. Bilder 9.55 und 9.56) auch bei dieser Temperatur eine verminderte Duktilität auf, die bei den 200°C-Versuchen noch weiter abfällt (vgl. Bilder 9.57-9.61 und 9.67,9.68). Auch läßt sich ein Einfluß der Dehngeschwindigkeit nachweisen, da bei der langsameren Verformung eine für beide Temperaturen feststellbare zusätzliche Duktilitätsabnahme stattfindet. Diese Ergebnisse sprechen für einen breiteren Bereich zwischen den Umwandlungspunkten duktil-spröde und spröde-duktil (vgl. Kap 10.4).

Auch die Ergebnisse aus den Auslagerungsversuchen (Bild 9.62 und 10.7) gleichen sich. Während die Luftversuche keine Veränderung aufweisen, ist diese bei den im Lithium durchgeführten Versuchen wiederum deutlich. Jedoch muß festgehalten werden, daß das Ausmaß nicht so gravierend wie beim 1.4923 ist.

Die Bilder 9.71-9.75 zeigen die an Luft zerrissene Probe. Die RT-Probe versagt in Form eines mit deutlicher Einschnürung verlaufenden Fräserbruches (Bilder 9.72 und 9.73). Beim Vergleich der Bilder 9.43 und 9.71a wird durch das weiter aufgehellte Gefüge der höhere Karbidanteil beim 1.4914 erkennbar (vgl. auch Bild 9.71b). Der Bruch bei 250°C erfolgt wie beim 1.4923 als duktiler Trichterbruch (Bild 9.66). Das Gefüge erscheint wieder feiner, da der Kaltverformungsanteil nicht mehr vorhanden ist (Bild 9.74). Ein weiterer Einflußfaktor auf Bruchbild (Mantelfläche) und u.U. auf Bruchverlauf läßt sich erkennen. So scheint die

Oberflächengüte dieser Proben nicht gleich gut gewesen zu sein und es waren noch Bearbeitungsspuren (Rauhigkeiten) auf der Probenoberfläche vorhanden. Diese stellen vergrößerte Mikrorisse dar, an deren Spitze aufgrund der Kerbwirkung eine Spannungsüberhöhung vorliegt. Es kann somit ein Rißwachstum erleichtert werden. Bild 9.75 verdeutlicht, daß schon bei Zugversuchen an Luft eine Rißaufweitung erfolgt. Besonders drastisch können die Folgen sein, wenn flüssiges Lithium einwirkt (Bild 9.67). Jedoch scheint der in Bild 9.67 dargestellte Schadensfall in seinem Ausmaß eine Ausnahme zu bilden, da ansonsten derartig tiefe Risse nicht weiter beobachtet wurden (vgl. Bilder 9.64a-d).

Die Bilder zu den Auslagerungsversuchen 9.69, 9.70 und 9.76-9.81 kommen zum gleichen Ergebnis, wie es im vorherigen Kapitel schon besprochen wurde:

a) Luftversuch nach Auslagerung

- . keine verminderte Brucheinschnürung (Bild 9.69);
- . ein dem Trichterbruch ähnliches Bruchaussehen (Bilder 9.76 und 9.77), das ebenfalls eine sehr zerklüftete Struktur aufweist;
- . gleichachsige Waben in der Bruchmitte und flache Schubwaben in den äußeren Bruchzonen (Bilder 9.78a,b), was typisch ist für einen duktilen Gleitbruch;
- . trotz vorhandener Anrisse (Bild 9.78a) auf der Mantelfläche keine Beeinträchtigung des Werkstoffverhaltens.

b) Lithiumversuch nach Auslagerung

- . stark herabgesetzte Brucheinschnürung (Bild 9.70);
- . Mischbruch (Bild 9.80):
 1. interkristalliner Trennbruch (Bild 9.81a)
 2. duktiler Scherbruch (Bild 9.81b);
- . zum Teil vergrößerte Anrisse mit Abscheidungen auf der Mantelfläche (Bild 9.81c);
- . Gefüge zeigt vermehrt ausgeschiedene Karbidanteile bzw. keine Verformung (Fließen) auch in Bruchnähe.

Zusammenfassend läßt sich feststellen, daß durch das Lithium die Verformungseigenschaften nachteilig eingeschränkt werden. Das Gefüge weist zudem in diesen Fällen kaum noch Spuren einer plasti-

schen Verformung auf. Somit kann man auch hier von einer erheblichen Versprödung sprechen, was auch durch das zum Sprödbruch neigenden Bruchverhalten belegt wird. Die Versprödung erstreckt sich auf alle Lithiumversuche, sodaß bei diesem Werkstoff von einer größeren Anfälligkeit gegenüber dem flüssigen Lithium bei entsprechend hohen Spannungszuständen gesprochen werden kann.

10.4 Zusammenhänge zwischen der Versprödung der ferritisch-martensitischen Stähle und dem flüssigen Lithium

Wie in den vorherigen Kapiteln 10.2 und 10.3 aufgezeigt, haben die Stähle 1.4923 und 1.4914 eine mehr oder weniger drastische Verringerung ihrer Duktilität (Brucheinschnürung) beim Kontakt mit flüssigem Lithium erfahren.

Untersuchungen mit flüssigen Lithiumschmelzen (vgl. Kap. 7) haben meistens eine Flüssigmetallversprödung in diesem Zusammenhang nicht angenommen, sondern haben die Ergebnisse mit dem reaktiven Charakter (Lösungsangriff) des Lithiums interpretiert. Die Resultate aus den hier durchgeführten Zugversuchen lassen den Schluß zu, daß diese ausschließliche Akzeptanz des einen bzw. die Verneinung des anderen nicht zutrifft. Vielmehr sind Charakteristiken des einen wie des anderen Vorgangs beobachtet worden.

10.4.1 Die Flüssigmetallversprödung und flüssiges Lithium

Eine grundlegende Frage könnte darauf abzielen, warum gerade die ferritisch-martensitischen Stähle (1.4923, 1.4914) eine Neigung zur Versprödung gezeigt haben. Gründe dafür lassen sich in dem strukturellen Gitteraufbau und der chemischen Zusammensetzung finden. So besitzen alle Martensite wie das α -Eisen einen krz-Gitteraufbau. Jedoch ist das Martensitgitter als übersättigte Lösung instabil und gegenüber dem α -Eisen tetragonal verzerrt. Dieser verzerrte Zustand bringt einen zusätzlichen Spannungsanteil in das Gefüge ein. (Es muß erwähnt werden, daß dieser Spannungsanteil im vorliegenden Vergütungsgefüge weitgehend abgebaut wird). Wie schon erwähnt, besitzt ein solches Gitter zudem eine nur geringe Stapel-

fehlerenergie. Das bedeutet, daß ein Quergleiten vermindert ist. So können zusätzliche Versetzungsaufstauungen hervorgerufen werden. Um solche Aufstauungen herum wird ein Spannungsfeld aufgebaut und es entstehen Spannungsspitzen an den Korngrenzen. Des weiteren werden, besonders bei Langzeitauslagerungen, an den Korngrenzen Karbide ausgeschieden. Diese erleichtern unter Bildung von Korrosionsprodukten die Korngrenzendurchdringung durch das Lithium. Diese Spannungskonzentrationen

- a) im Gitter durch das Martensitgefüge und
- b) an den Korngrenzen durch Versetzungsaufstauungen

sowie die erleichterte Reaktion von Korngrenzensegregaten mit dem Lithium bestimmen die generell möglichere Anfälligkeit dieser Werkstoffe.

Auch die Unterschiede im Ausmaß der Schädigung

- 1.4923: ungefähr 25 % Herabsetzung der Brucheinschnürung
- 1.4914: 25 % ($\text{Li}_{5,1}$) bis 50 % ($\text{Li}_{0,2}$)

lassen sich durch die unterschiedlichen metallurgischen Eigenschaften erklären. So ist der auf den Korngrenzen ausgeschiedene Karbidanteil beim 1.4914 im Anlaßgefüge höher als beim 1.4923, weil durch das zusätzliche Niob ein weiterer starker Karbidbildner vorhanden ist. Zudem ist die Zähigkeit durch den geringeren Molybdängehalt verringert. Bei den Auslagerungsversuchen, wo der 1.4914 keine weitere Herabsetzung der Brucheinschnürung erfährt (49 %), reagiert der 1.4923 mit einer Verminderung von 71 % sehr drastisch. Dies kann damit erklärt werden, daß während der Auslagerung eine vermehrte Karbidausscheidung beim 1.4923 stattgefunden hat, da das Molybdän auch ein guter Karbidbildner ist. Diese Vermutung ist mit den Schliffbildern zu belegen, da beim 1.4923 wesentlich mehr und größere Anrisse auf der Probenmantelfläche zu sehen sind.

Die Zusammenhänge zwischen Lithium und LME lassen sich anhand folgender Beobachtungen belegen:

- a) eine deutliche Herabsetzung der Duktilität (vgl. Bilder 10.5 und 10.7);
- b) die Abnahme der Dehnungseigenschaften erfolgt im Temperaturbereich nahe dem Schmelzpunkt des Lithiums;
- c) keine Beeinflussung der Streckgrenze, was darauf hindeutet, daß eine Mindestverformung, die über dem elastischen Bereich liegt, vorhanden sein muß;
- d) keine Beeinträchtigung der Zugfestigkeit, was zeigt, daß zwar eine Versprödung (LME als Sprödbbruchvorgang) jedoch in dem Sinne keine nachhaltige Werkstoffschädigung eingetreten ist;
- e) Ribildung (Kavitäten) auf den Mantelflächen der Proben (siehe Bilder 9.40, 9.67, 9.68 und vgl. 9.13 bzw. 9.39 und 9.66), was darauf hinweist, daß der Ausgangspunkt für die LME und den folgenden Sprödbbruch Mikrorisse sind, die während der Verformung noch weiter aufreißen;
- f) interkristalline Sprödbbruchanteile (Trennbruch), die die LME als eine besondere Art des Sprödbrechens identifizieren;
- g) Auslaufen des Bruches in einem duktilen Scherbruch, was darauf hindeutet, daß nach einer Ribentstehung und einem verspröderkontrollierten Ribwachstum verstärkt eine Versetzungsbewegung folgt, da die Verformungsgeschwindigkeit größer als die Ribwachstums- bzw. die Transportgeschwindigkeit des Versprödungsatoms an die Ribspitze wird;
- h) das flüssige Versprödungsatom muß während des gesamten Vorgangs vorhanden sein, um eine nachhaltige Schädigung hervorzurufen (vgl. Luftversuche nach Auslagerung, bei denen kein Einfluß zu beobachten war).

Zusammenfassend kann man folgendes festhalten: Die LME ist ein Vorgang, der in der Adsorption von Flüssigmetallatomen an der Oberfläche oder an den Spitzen vorhandener Mikrorisse seinen Ursprung hat. Der Adsorptionsvorgang wird als zutreffend angenommen, weil das Ribwachstum so hoch ist, daß keine anderen Vorgänge (z.B. Diffusion, Lösungsbildung) möglich sind (dagegen sprechen auch die zu niedrigen Temperaturen und die meist sehr geringe Löslichkeit der Reaktionspartner untereinander). Die Adsorption führt zur örtlichen Verringerung der Festigkeit

atomarer Bindungen an der Oberfläche bzw. der Rißspitze. Der Rißwiderstand wird somit heruntergesetzt, d.h. das Rißwachstum wird erleichtert. Dies zeigt sich im folgenden Trennbruch, bei dem senkrecht zur größten Normalspannung ein nahezu verformungsloses Überwinden der den Werkstoff zusammenhaltenden Kohäsionskräfte stattfindet. Dieser Bruch bildet den flach verlaufenden Bereich der Bruchfläche. Er bildet sich nur auf einer Seite aus, weil die radiale Transportgeschwindigkeit des Verspröders sehr hoch ist und daher vom Verspröder abhängig ist. Das Rißwachstum erfolgt bei den Martensiten im wesentlichen entlang der Korngrenzen, an denen Karbid- oder andere Phasenausscheidungen vorhanden sind, die eine Durchdringung des Lithiums erleichtern und die spannungsüberhöhte Bereiche darstellen. Dies zeigt sich auch in dem interkristallinen Bruchverhalten.

Neben dieser Aufspaltung der Festkörperatome (Sprödbruch) müssen dennoch lokale Pastizitäten vorhanden sein, weil bei genauer Betrachtung (Bilder 9.52c und 9.81a) die Körner im spröden Bereich eine wabenähnliche Oberfläche besitzen. Das bedeutet, daß die Adsorption daneben auch eine Versetzungsbewegung erleichtert. Man kann sich das so vorstellen, daß das Rißwachstum neben oder vor kleinen plastischen Zonen (erhöhter Versetzungsbewegungen) erfolgt. Es bilden sich vor den fortlaufenden Rißspitzen Hohlräume aus, sodaß kleine, flache Grübchen auf den Bruchflächen beobachtet werden.

Der Bruch erfolgt schließlich in Form eines duktilen Scherbruches, was an den stark ausgeprägten Scherlippen, die mit flachen Waben überzogen sind, deutlich wird. Die Ursache liegt darin, daß das Rißwachstum nicht mehr verspröderkontrolliert ist (die Transportgeschwindigkeit des Verspröderatoms an die Rißspitze wird zu klein). Das Versagen tritt aber plötzlich ein, da die Spannung sich im Endstadium nur noch auf einen verminderten Querschnitt konzentriert. Daher erfolgt der Bruch auch unter nur noch verminderter Einschnürung.

10.4.2 Lithium und seine chemische Reaktivität

Die Luftversuche nach der Auslagerung haben eine Bestätigung für den reaktiven Charakter des Lithiums erbracht. So zeigt Bild 9.47 deutliche Effekte im randnahen Bereich, die auf eine Korngrenzendurchdringung des Lithiums hinweisen. Dieser Vorgang konzentriert sich auf die an den Korngrenzen ausgeschiedenen Karbide, mit denen eine Verbindungsbildung stattfindet. Es sind Versuche unternommen worden (84), über Verteilungskoeffizienten und Konzentrationsangaben die Tendenz der Verbindungsbildung im festen oder flüssigen Medium herzu-leiten. Jedoch scheitert man an der Komplexität der techni-schen Legierungen, die ein sogenanntes Vielstoffsystem dar-stellen.

So wäre es auch in unserem Fall nur über weitergehendere Untersuchungen möglich, genauere Angaben über die Art der chemischen Reaktionen mit den Ausscheidungen an den Korn-grenzen zu gewinnen.

Feststeht, daß die Korngrenzensegregate des 1.4923 einen stärkeren Lösungsangriff des Lithiums zulassen, da die Kavi-täten ausgeprägter sind und die Schädigung nach den Versuchen im Lithium bei einer Reduktion der Brucheinschnürung um 71 % sehr drastisch ausfiel.

11. Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit setzt sich mit der Flüssigmetallversprödung von verschiedenen Werkstoffen durch flüssiges Lithium auseinander.

Im ersten Teil wurden die Grundlagen für die Interpretation der experimentellen Ergebnisse anhand eines Literaturstudiums ausgearbeitet. Besonders wichtig war dabei die Auseinandersetzung mit der Phänomenologie der Flüssigmetallversprödung. Außer der Definition der LME als eine Art des Sprödbruches bestehen recht gegensätzliche Meinungen bzw. Vorstellungen über Mechanismus, Theorie und Voraussagbarkeit. Dies hat seinen Ursprung in einer geringen Verallgemeinbarkeit der gewonnenen Ergebnisse. So zeigt sich die LME immer wieder nur bei ganz bestimmten flüssig-fest-Reaktionspaaren. Die Ursache dafür ist in der großen Vielzahl an

- . physikalischen (z.B.: Benetzbarkeit, Elektro-
negativität, Oberflächenenergie,
Mischungswärme)
- . chemischen (z.B.: gegenseitiges Lösungs- u.
Reaktionsverhalten, Legierungszu-
sammensetzung von Werkstoff, wie
von flüssigem Metall, Gefügeaus-
bildung)
- . technologischen (Temperatur, Versuchsdauer (u.U.
Auslagerung), Dehngeschwindigkeit)

Parametern zu suchen. Einigkeit besteht darin, daß man weitere Versuche durchführen muß, um Gewißheit zu bekommen, ob eine LME bei dem interessierenden Werkstoff eintreten kann, und daß darauf aufbauend fundierte theoretische Ansätze erarbeitet bzw. erweitert werden können.

Arbeiten über LME und Lithium sind bislang in geringer Zahl erschienen. Die Ergebnisse laufen darauf hinaus, daß bei

höher legierten Werkstoffen keine klassische Form der Schädigung durch LME nachgewiesen werden konnte. So wurden nur in Langzeitversuchen (Kriechen, Ermüdung) Effekte (schnelleres Rißwachstum, geringere Lebensdauer) festgestellt, die aber über einen korrosiven Lösungsangriff des Lithiums interpretiert werden.

Aus genannten Gründen wurden daher im zweiten Teil der Arbeit auch Zugversuche in flüssigem Lithium mit den Werkstoffen

- . X5 CrNi 18 9 (Werkst.-Nr. 1.4301)
- . X22 CrMoV 12 1 (Werkst.-Nr. 1.4923)
- . X18 CrMoVNb 12 1 (Werkst.-Nr. 1.4914)

durchgeführt. Das Versuchsprogramm umfaßt zugversuche an Luft (Referenzwerte) bei RT und 250 °C sowie in Lithium bei 200 °C und 250 °C. Es wurden zwei verschiedene Dehngeschwindigkeiten angewendet. Zudem wurden 1000 h bei 550 °C in Lithium ausgelagerten Proben untersucht. Die Versuchsauswertung sowie die Metallographie und das Raster-Elektronenmikroskop erbrachten deutliche Ergebnisse.

1. Der Austenit 1.4301 zeigt in keinem Versuch, einschließlich derer nach der Auslagerung, eine Anfälligkeit gegenüber der Lithiumschmelze. Die Duktilität (gemessen an der Brucherscheinung) und die Zugfestigkeit blieben gleich. Ebenso war immer ein duktiler Trichterbruch zu beobachten. Auch gefügemäßig wurden keine wesentlichen Unterschiede nachgewiesen. Hier war nur ein gewisser Alterungseffekt, der von vermehrten Karbidausscheidungen an den Korngrenzen begleitet war, zu beobachten. Diese Beständigkeit des Werkstoffes ist auf sein homogenes, kfz-kristallisierendes Gefüge und die Legierungszusammensetzung (geringer C-Gehalt → geringe ausgeprägte Karbidbildung → geringe zur Sensibilisierung ausreichende Verarmung der Grundmasse an Chrom) zurückzuführen.

2. Die ferritischen Martensite (Anlaßgefüge) 1.4923 und 1.4914 zeigen dagegen beide eine Beeinträchtigung durch das flüssige

Lithium, was in einer deutlichen Verringerung der Duktilität Ausdruck findet. Die Zugfestigkeit bleibt auch hier unverändert. Beim 1.4923 tritt eine Verringerung der Brucheinschnürung um ungefähr 25% ein. Diese wird aber nur bei den 200 °C-Versuchen (Nähe des Schmelzpunktes des Lithiums) beobachtet. Drastisch fällt dagegen der Abfall um 71% nach der Auslagerung aus.

Beim 1.4914 ist eine Herabsetzung von 25% bei 250 °C - und bis 50% bei 200 °C - Versuchen nachweisbar. Die Auslagerungsversuche erbrachten keine weitere Minderung der Brucheinschnürung.

Die reduzierte Duktilität zeigt sich im Bruchverhalten wie in den Gefügebildern. Während alle Luftproben bzw. alle Proben mit nicht geänderter Duktilität einen Trichterbruch mit deutlicher Einschnürung aufweisen, versagen die "versprödeten" Proben in einem Mischbruch, der sich aus einem interkristallinen Spröbruch und einem duktilen Scherbruch zusammensetzt. In diesen Fällen sind auch an den Schliffbildern im Bereich des Bruches fast keine Verformungen mehr zu erkennen. Die wesentlichsten Ursachen für diese Werkstoffschädigung sind

- . das krz-kristallisierende Gitter mit einer geringen Stapelfehlerenergie → Versetzungsaufstauungen → Spannungsüberhöhungen
- . die Karbidausscheidungen auf den Korngrenzen, die bevorzugt einen Lösungsangriff des Lithiums erlauben.

Diese Schädigung der plastischen Eigenschaften ermöglichten es auch, der Frage: "Li - LME: ja oder nein?" nachzugehen. Es stellte sich heraus, daß beim Lithium sowohl Phänomene der klassischen LME als auch der aus seinem reaktiven Charakter resultierende chemische Lösungsangriff zu finden sind.

Anhand aller Ergebnisse wurde abschließend die Flüssigmetallversprödung als eine Art des Spröbruches interpretiert.

- . Er setzt an der Probenoberfläche an, weil hier nach einer Adsorption des Flüssigmetallatoms die Bindungskräfte des

festen Werkstoffes durch dieses herabgesetzt werden;
(Verminderung der Kohäsionskräfte).

- . Es stellt sich ein erleichtertes Rißwachstum ein, das vom Verspröder kontrolliert wird. Dieses Rißwachstum erfolgt bei den Martensiten im wesentlichen entlang der Korngrenzen, wo ausgeschiedene Karbide vorliegen.
- . In diesem Stadium entsteht der interkristalline Trennbruch, der nicht vollständig spröde ist, sondern das Vorhandensein lokaler Plastizitäten (flache Grübchenbildung auf der Bruchfläche) aufweist.
- . Die Transportgeschwindigkeit des Verspröderatoms an die Rißspitze wird kleiner als die Verformungsgeschwindigkeit.
- . Der Bruch läuft in einem duktilen Scherbruch aus. Das Versagen ist aber plötzlich, da sich die Kraft auf einen verminderten Querschnitt konzentriert.

Danksagung

Die Autoren bedanken sich bei Herrn Dr. K. ANDERKO für die Themenvergabe, die zahlreichen Diskussionsbeiträge und die vorbildliche Betreuung bei der Niederschrift der theoretischen Grundlagen sowie bei der Auswertung der Versuchsergebnisse.

Ein Dank ergeht ebenso an die Herren G. DRECHSLER und G. FREES für die Hilfestellungen beim Aufbau der Teststrecke, an Frau Z. PERIC für die stete Unterstützung bei der Durchführung der Experimente und Herrn J. KONYS für die aufschlußreichen Diskussionen.

Desweiteren gilt Dank Herrn M. SCHIRRA für die Beantwortung vieler werkstoffspezifischer Fragen, Frau B. BENNEK-KAMMERICHS und den Herren P. GRAF und H. ZIMMERMANN für die Durchführung der umfangreichen metallographischen und elektronenmikroskopischen Untersuchungen, Frau Dr. C. ADELHELM für die chemischen Analysen, Herrn D. RODRIAN für die Einweisung in die Digitalisierertechnik und den Frauen A. SCHÄFER und R. TEEPE für die sofortige und zuverlässige Durchführung aller anfallenden Schreiarbeiten.

12. Literaturverzeichnis

- /1/ Handbuch für hochwarmfeste Stähle und Legierungen
RÖCHLING'sche Eisen- und Stahlwerke GmbH, Völklingen
- /2/ WEGST, C.W. Stahlschlüssel
Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH&Co Marbach, 1980, 12. Aufl.
- /3/ SCHIRRA, M. pers. Mitteilung, 1974
- /4/ SCHIRRA, M. pers. Mitteilung, 1983
- /5/ SCHIRRA, M. pers. Mitteilung,
Charakterisierende thermische und mechanische Untersuchungen an einem Nb-legierten martensitischen 12% Cr-Stahl (W.Nr. 1.4914) mit abgesenktem Stickstoffgehalt.
KfK-Bericht 3640, Aug. 1984
- /6/ ANDERKO, K. Zur Eignung hochwarmfester Vergütungsstähle mit 9%-12% Chrom für Komponenten im Kern schneller Reaktoren
J. Nucl. Mat. 95 (1980) S.31-43
- /7/ ANDERKO, K.; Optimization Work on Niobium Stabilized 12% Cr Martensitic Steels for Breeder and Fusion Reaktor Applications
DAVID, K.; OHLY, W.; SCHIRRA, M. u. Topical Conf. on Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technologies, Snowbird, Utah, 1983
WASSILEW, C.

- /8/ SCHAEFFLER, A.L. Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal
Met. Prog. Vol.56 (1949) S.680A,B
- /9/ ABC der Stahlkorrosion unter besonderer Berücksichtigung der chemisch beständigen Stähle
MANNESMANN AG, Düsseldorf 1958
- /10/ Handbuch für chemisch und korrosionsbeständige Stähle
RÖCHLING'sche Eisen- und Stahlwerke GmbH, Völklingen
- /11/ DIN-Norm 50125, Zugproben - Richtlinien für die Herstellung
Fachnormenausschuß Mat.-prüfung, 1951
- /12/ DIN-Norm 50145, Zugversuch
Fachnormenausschuß Mat.-prüfung, 1975
- /13/ TETELMANN, A.S. u. Bruchverhalten technischer Werkstoffe
Mc EVILEY, A.J. Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf 1971
- /14/ MACHERAUCH, E. u. Das Verhalten metallischer Werkstoffe
VÖHRINGER, O. unter mechanischer Beanspruchung
Z. Werkstofftechnik 9 (1978) S.370-391
- /15/ REED-HILL, R.E. Physical Metallurgy Principles
D. Van Nostrand Comp., New York 1973,
Sec. Ed.
- /16/ COTRELL, A. An Introduction to Metallurgy
E. Arnold Ltd, London 1976, Sec. Ed.
- /17/ HERTZBERG, R.W. Deformation and Fracture Mechanics
of Engineering Materials
J. Wiley and Sons, New York 1983,
Sec. Ed.

- /18/ DAHL, W. Grundlagen des Festigkeits- und Bruchverhaltens
Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf 1974
- /19/ ENGEL, L. u. An Atlas of Metal Damage
KLINGELE, H. Wolfe Publ. Ltd, London 1981
- /20/ AURICH, D. Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen
Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft mbH, Karlsruhe 1978
- /21/ HORNBOGEN, E. Microstructure and Mechanisms of Fracture
6th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Melbourne 1982, S.1059-1073
- /22/ JACKSON, P.J. u. Fracture and Plastic Deformation
DE LANGE, O.L. Proc. of the first Nat. Conf. on Fracture, Johannesburg 1979, S.389-397
- /23/ Mc LEAN, D. Mechanical Properties of Metals
Robert E. Krieger Publ. Comp., Huntington, New York 1977
- /24/ STEIN, D.F. Low-Temperature Brittleness
Proc. of the 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Cambridge 1973, S.58-70
- /25/ HECKEL, K. Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik
Carl Hanser Verlag, München 1983, 2. Aufl.
- /26/ DAHL, W. Grundlagen und Anwendungsmöglichkeiten der Bruchmechanik bei der Sprödbbruchprüfung
Z. Metallkde., 61 (1970) 11 S.794-804

- /27/ WELLINGER, K. u. DRETMANN, H. Festigkeitsberechnung
A. Kröner Verlag, Stuttgart 1976,
3. Aufl.
- /28/ SCHWALBE, K.H. Mechanik und Mechanismen des stabilen
Rißwachstums der metallischen Werk-
stoffe
Fortschr. Ber. VDI-Z, Reihe 18, Nr.3
VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1977
- /29/ ANDERKO, K. WINCIERZ, P. Aushärtungsverhalten und technologi-
sche Eigenschaften einer AlCu_{4,5}LiMnCd-
Legierung
4. int. Leichtmetalltagung, Loeben 1961,
S.52-74
- /30/ BAUER, R.J. Ullmann Enzyklopädie der technischen
Chemie Bd.16
Verlag Chemie, Weinheim 1978, 4. Aufl.
- /31/ BECHTEL, K. Landolt-Börnstein Bd.IV, 2. Teil:
Stoffwerte und Verhalten von metal-
lischen Werkstoffen
Springer Verlag, Berlin 1965, 6. Aufl.
- /32/ Gmelins Handbuch der anorganischen
Chemie, System Nr.20, Lithium
Verlag Chemie, Berlin 1927, 1960
- /33/ BEER, S.Z. Liquid Metals
Marcel Dekker Inc., New York 1972
- /34/ RABOLD, E. u. BRETSCHNEIDER, H. DECHEMA-Werkstoff-Tabelle: Lithium
DECHEMA - Dt. Gesellschaft für che-
misches Apperateswesen, Frankfurt a.M.
1959
- /35/ LONG, G. Review of the Chemistry of Liquid
Lithium as a Blanket Material for
Thermonuclear Power Reactors - Liquid
Alkali Metals - Proc. of the Int. Conf.
org. by the BNES, Nottingham 1973,
S. 31-35

- /36/ MARONIE, V.A.; CAIRNS, E.J. u. CAFASSO, F.A. A Review of the Chemical, Physical and Thermal Properties of Lithium, that are Related to its Use in Fusion Reactors Report ANL-8001, 1973
- /37/ HANSEN, M. u. ANDERKO, K. Constitution of Binary Alloys Mc Graw Hill Book Company, Inc., New York 1958
- /38/ MESSER, C.E. Lithium and its Binary Compounds The Chemical Society, Special Pub. No.22 Alden Press, Oxford 1967
- /39/ LEAVENWORTH, H.; CLEARY, R.E. u. BRATTON, W.D. Solubility of Structural Materials in Lithium Report PWAC-356, 1961
- /40/ BYCKOV, J.F.; ROZANOV, A.N. u. JAKOVLEWA, V.B. Bestimmung der Löslichkeit von Metallen in Lithium Kernenergie 3.Jahrgang, 8 (1960) S.763-767
- /41/ LEAVENWORTH, H. u. CLEARY, R.E. The Solubility of Ni, Cr, Fe, Ti and Mo in Liquid Lithium Acta Met. 9 (1961) S.519-520
- /42/ BESKOROWAINYI, N.M.; IOLTUKHOVSKII, A.G.; LYUBLINSKII, I.E. u. VASILEV, V.K. Solubility of the Components of Type Okh16N15M3B Steels and also of Niobium and Vanadium in Lithium Sov. Mat. Sci. 16 (1980) S.246-250
- /43/ PLEKHANOV, G.A.; FEDORTSOV-LUTIKOV, G.P. u. GLUSHKO, Y.V. Effect of Nonmetallic Impurities on Solubility of Components of Steels in Liquid Lithium Sov. Atomic Energy 45 (1978) S.818-820
- /44/ THOMPSON, R. Solvation in Liquid Alkali Metals Proc. of the Int. Conf. org. by the BNES, Nottingham 1973, S.47-50 (vgl. / 35)

- /45/ FABER, T.E. Introduction on the Theorie of Liquid Metals
Cambridge University Press 1972
- /46/ SHIMOJI, M. Liquid Metals
Academic Press, London 1977
- /47/ JACKSON, C.B. u. Liquid Metals - Their Properties, .
MAUSTELLER, J.W. Handling and Applications
in Modern Materials Vol.3
Academic Press, New York 1962
- /48/ YOUNG, W.H. Interatomic Forces and Thermodynamic
Properties of Liquid Metals: A Hard-
Sphere Describtion
- Liquid Metals - Proc. of the Int. Conf.
on Liquid Metals, Conf. Series Number 30,
The Institute of Physics, Bristol 1976,S1-20
- /49/ MOTT, B.W. Physical Measurements on Liquid Metals
Proc. of the Int. Conf. org. by the
BNES, Nottingham 1973, S.39-42, (vgl./35)
- /50/ SHUNK, F.A. u. Specificity as an Aspect of Liquid
WARKE, W.R. Metal Embrittlement
Scripta Met. Vol.8 (1974) S.519-526
- /51/ ROSTOKER, W.; Embrittlement by Liquid Metals
Mc CAUGHEY, J.M. u. Reinhold Publ. Corp., New York 1960
MARKUS, M.
- /52/ KAMDAR, M.H. Embrittlement by Liquid Metals
Materials Science Vol.15, No.4
Pergamon Press, New York 1973
- /53/ STOLOFF, N.S. Recent Developments in Liquid Metal
Embrittlement
Symp. on Environment Sensitive Frac-
ture of Engineering Materials,
Chicago 1977, S.486-518

- /54/ POPOVICH, V.V. Mechanisms of Liquid Metal Embrittlement
Sov. Mat. Sci. 15 (1979) S.438-444
- /55/ NICHOLAS, M.G. u. Review - Liquid Metal Embrittlement
OLD, C.F. J. Mat. Sci. 14 (1979) S.1-18
- /56/ OLD, C.F. Liquid Metal Embrittlement of Nuclear
Materials
J. Nuc. Mat. 92 (1980) S.2-25
- /57/ OLD, C.F. Micromechanisms of Crack Growth in
Liquid Metal Environments
Met. Sci. Vol.14 (1980) S.433-440
- /58/ STOLOFF, N.S. Liquid and Solid Embrittlement
in: Atomistics of Fracture
Plenum Publ. Corp., New York 1983
- /59/ LYNCH, S.P. Effect of Environment on Fracture -
Mechanisms of Liquid Metal Embrittlement,
Stress Corrosion Cracking and
Corrosion-Fatigue
4th Int. Conf. on Fracture Vol.2B,
Waterloo 1977, S. 859-866
- /60/ LYNCH, S.P. Hydrogen Embrittlement and Liquid
Metal Embrittlement in Nickel Single
Crystals
Scripta Met. Vol.13 (1979) S.1051-1056
- /61/ LYNCH, S.P. A Fractographic Study of Gaseous Hydro-
gen Embrittlement and Liquid Metal Em-
brittlement in Tempered-Martensitic
Steel
Acta Met. Vol.32 (1984) S.79-90
- /62/ BREYER, N.N. u. Lead induced Brittle Failures of High
GORDON, P. Strength Steels
Proc. of the 3rd Int. Conf. on the
Strength of Metals and Alloys,
Cambridge 1973, S. 493-497

- /63/ HERBSLEB, G. u. Untersuchungen zur Lötbrüchigkeit
SCHWENK, W. hochlegierter Stähle
Werkstoffe und Korrosion 28 (1977)
S.145-153
- /64/ NICHOLAS, M.G. u. The Links between Liquid Metal Em-
OLD, C.F. brittlement and Brazes/Solders
Weld. and Met. Fab. 9 (1979) S.527-531
- /65/ RÄDEKER, W. Der interkristalline Angriff von
Metallschmelzen auf Stahl
Werkstoffe und Korrosion 24 (1973)
S.851-859
- /66/ DRUSCHITZ, A.P. Metal-induced Embrittlement of High
Purity 4140 Steel by Indium or Indium-
Tin Eutectic Alloy
Diss., Chicago 1982
- /67/ WESTWOOD, A.R.C. u. Adsorption-induced Embrittlement by
LATANISION, R.M. Liquid Metals
Proc. of the Sessions on Corrosion by
Liquid Metals of AIME,
Philadelphia 1969, S.405-415
- /68/ PREECE, C.M. Liquid Metal Embrittlement of Iron
Alloys
Stress Corrosion Cracking and Hydro-
gen Embrittlement of Iron Base Alloys,
Unieux-Firminy 1973, S.625-635
- /69/ STOLOFF, N.S.; Slipcharacter and Liquid Metal Em-
DAVIES, R.G. u. brittlement
JOHNSTON, T.L. Environment-Sensitive Mechanical Be-
haviour; Metall. Soc. Conf. Vol.35,
Baltimore 1965, S.613-653
- /70/ OLD, C.F. u. A suggested Method for the Prediction
TREVENA, P. of Liquid Metal Embrittlement
Proc. of the 3rd Int. Conf. on Mecha-
nical Behaviour of Materials Vol.2,
Cambridge 1979, S.397-407

- /71/ NICHOLS, H. u. On the Mechanism of Crack Initiation
ROSTOKER, W. in Embrittlement by Liquid Metals
Acta Met. Vol.9 (1961) S.504-509
- /72/ COSTAS, L.P. Effect of Phosphorus on the Embrittle-
ment of Copper-Nickel Alloys by Mercury
Corrosion 31 (1975) S.91-100
- /73/ ALLEGRA, L.; Intergranular Zinc Embrittlement and its
HART, R.G. u. Inhibition by Phosphorus in 55pct Al-Zn-
TOWNSEND, H.E. coated Sheet Steel
Met. Trans. A 14A (1983) S.401-411
- /74/ PREECE, C.M. u. Fracture Behaviour of Statically Loaded
WESTWOOD, A.R.C. Metals in Liquid Metal Solution
Proc. of the sec. Int. Conf. on Frac-
ture, Brighton 1979, S.439-448
- /75/ KELLEY, M.J. u. Analysis of Liquid Metal Embrittlement
STOLOFF, N.S. from a Bond Energy Viewpoint
Met. Trans. A 6A (1975) S.159-166
- /76/ GORDON, P. u. The Mechanism of Crack Initiation and
AN, H.H. Crack Propagation in Metal-induced
Embrittlement of Metals
Met. Trans. A 13A (1983) S.457-472
- /77/ ROBERTSON, W.M. Propagation of a Crack Filled with
Liquid Metal
Trans. Met. Soc. of AIME 236 (1963)
S.1478-1481
- /78/ STOLOFF, N.S. u. Crack Propagation in a Liquid Metal
JOHNSTON, T.L. Environment
Acta Met. 11 (1963) S.251-256
- /79/ DMUKHONSKAYA, I. u. A Phenomenological Model of Embrittle-
POPOVICH, V.V. ment of Metals under Conditions of the
Adsorption Action of Liquid Metal Media
Sov. Mat. Sci. 18 (1982) S.461-467
- /80/ BARLOW, M. u. Wetting of Metal Surfaces by Liquid
PLANTING, P.J. Alkali Metals
Z. Metallkde 60 (1969) S.719-722

- /81/ GOOD, R.J. Surface Energy on the Corrosion and Embrittlement of Metals by Liquid Alkali Metals
Met. Soc. Conf. Vol. 35: Environment-Sensitive Mechanical Behaviour
Gordon and Breach 1966, S.541-560
- /82/ ANDERKO, K. pers. Mitteilung, 1983
- /83/ PULHAM, R.J. u. Comparison of Chemical Reactions in Liquid Lithium with those in Liquid Sodium
HUBBERSTEY, P.
J. of Nuc. Mat. 115 (1983) S.239-250
- /84/ NATESAN, K. Influence of Nonmetallic Elements on the Compatibility of Structural Materials with Liquid Alkali Metals
J. of Nuc. Mat. 115 (1983) S.251-262
- /85/ CHOPRA, O.K. Effects of Sodium and Lithium Environments on Mechanical Properties of Ferrous Alloys
J. of Nuc. Mat. 115 (1983) S. 223-238
- /86/ CORDWELL, J.E. Liquid Metal Embrittlement of Steels by Alkali Metals and Alloys
Proc. of the Int. Conf. org. by the BNES, Nottingham 1973, S.177-181(vgl./35)
- /87/ TORTORELLI, P.F.; Compatibility of Fe-Cr-Mo Alloys with Static Lithium
DEVAN, J.H. u.
YONCO, R.M. J. Materials for Energy Systems Vol.2
3 (1981) S.5-15
- /88/ FENICI, P.; Influence of Lithium and Lithium plus COEN, V.; Lithiumhydroxide Exposures on the Uniaxial Tensile Properties of AISI 316
ARRIGHI, I.; and 304 Type Stainless Steels
KOLBE, H. u.
RUEDL, E. J. of Nuc. Mat. 85/86 (1979) S.277-281

- /89/ SELLE, J.E. u.
OLSON, D.L. Lithium Compatibility Research - Status and Requirements for Ferrous Materials. Proc. of the Sym.: Materials Considerations in Liquid Metals Systems in Power Generation, Houston 1978, S.15-22
- /90/ HAMMON, D.L.;
MATLOCK, D.K. u.
OLSON, D.L. The Effect of Liquid Lithium on Fatigue Crack Propagation in 304L Stainless Steel at Elevated Temperatures
J. Materials for Energy Systems Vol.2
3 (1981) S.26-33
- /91/ SPENCER, R.E. The Effects of LME on High Temperature Fatigue of 2.25 Cr-1Mo Steel in Liquid Lithium
J. Materials for Energy Systems Vol.4
4 (1983) S.187-194
- /92/ CHOPRA, O.K. u.
SMITH, D.L. Low-Cycle Fatigue Behaviour of HT-9 Alloy in a Flowing Lithium Environment
Topical Conf. on Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technologies, Snowbird, Utah, 1983
- /93/ RUEDL, E.;
COEN, V.;
SASAKI, T. u.
KOLBE, H. Intergranular Lithium Penetration of Low Ni, Cr-Mn Austenitic Stainless Steels
J. of Nuc. Mat. 110 (1982) S.28-36
- /94/ RUEDL, E. u.
SASAKI, T. Effect of Lithium on Grain-Boundary Precipitation in a Cr-Mn Austenitic Steel
J. of Nuc. Mat. 116 (1983) S.112-122
- /95/ BORGSTEDT, H.U. Material Problems arising from Impurity Gettering of Lithium by Zirconium or Titanium
J. of Nuc. Mat. 103&104 (1981) S.693-698

- /96/ BORGSTEDT, H.U. pers. Mitteilung, 1979
- /97/ KONYS, J. Estimation of Carbon and Nitrogen in Lithium by the Foil Equilibration Method Proc. of the 3rd Int. Conf on Liquid Metal Engineering and Technology in Energy Production org. by the BNES, Oxford 1984, Vol. 2, S. 71-76
- /98/ SCHUMANN, H. Metallographie VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1983, 11.Aufl.
- /99/ RUSS, J.C. Modern Methods for Fracture Analysis JEOL News 69 Vol.7M No.2
- /100/ Riß- und Brucherscheinungen bei metallischen Werkstoffen Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf 1983
- /101/ STRAUSS, B.M. u. CULLEN, W.H. Fractography in Failure Analysis American Society for Testing and Materials, Baltimore 1978
- /102/ LIEBOWITZ, H. Fracture Vol.1: Microscopic and Macroscopic Fundamentals Academic Press, New York 1968
- /103/ LYNCH, S.P. Metallographic and Fractographic Aspects of Liquid Metal Embrittlement in Environmental Degradation of Engineering Materials in Aggressive Environments, Bladesburg 1981, S.229-244

13. Anhang

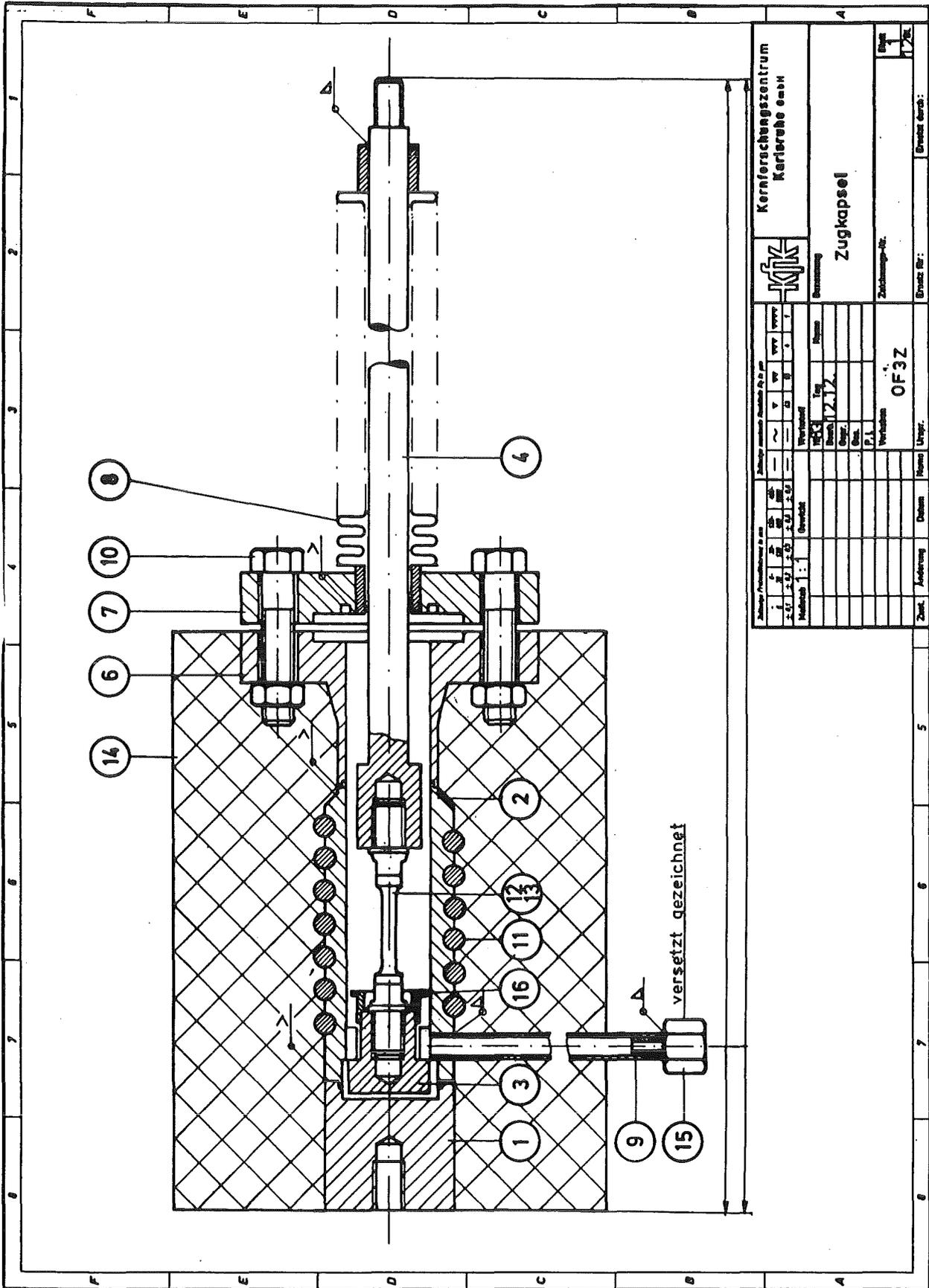
13.1 Größen und Abkürzungen

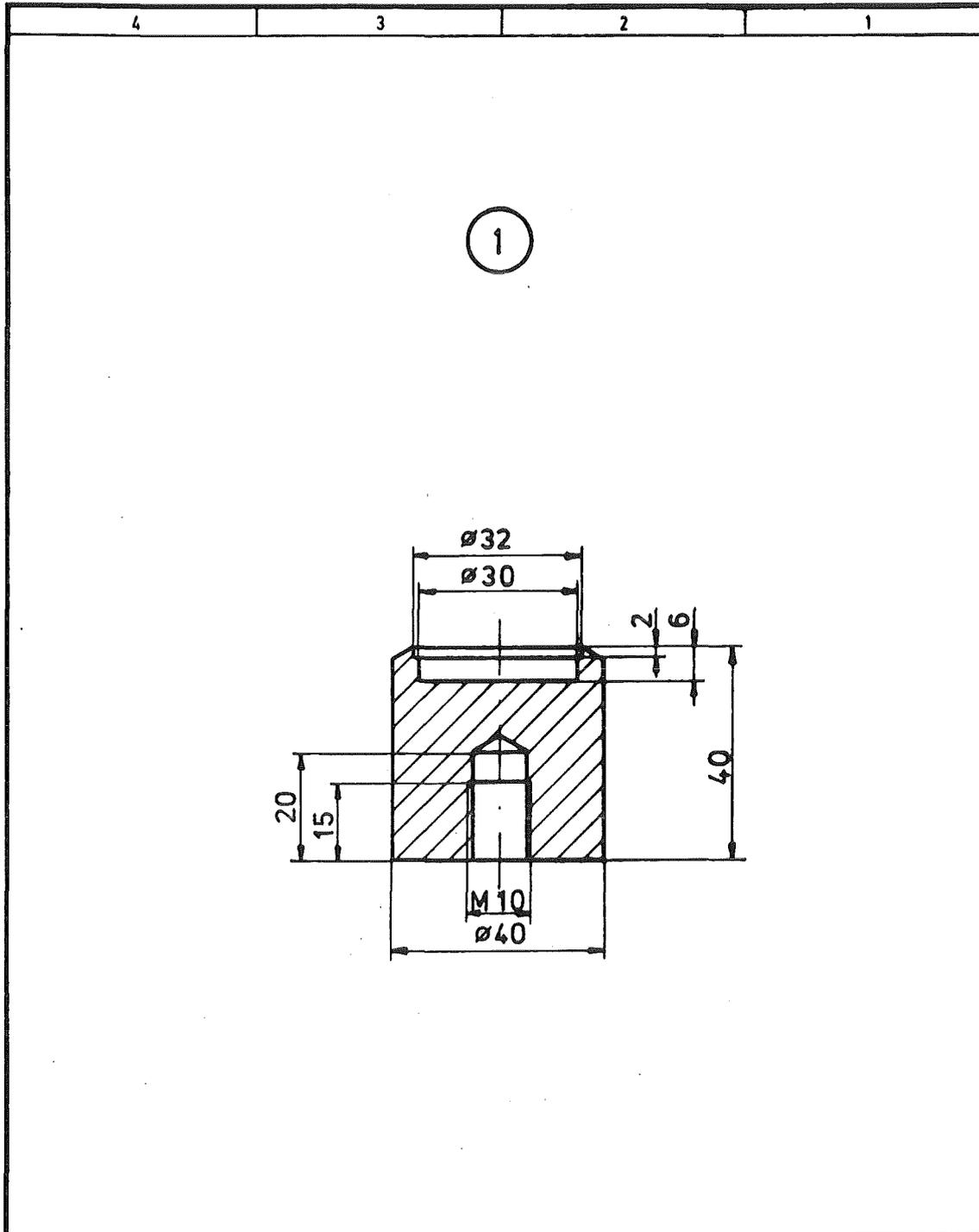
Symbol	Einheit	Bedeutung
A	%	Bruchdehnung
A _g	%	Gleichmaßdehnung
C _o	1	Massenverhältnis
D	mm	Korndurchmesser
F _m	N	Höchstlast während des Zugversuches
L	mm	Meßlänge der Probe während des Versuches
L _o	mm	Anfangsmeßlänge der Probe
L _{pm}	mm	nicht proportionale Verlängerung der Probe unter Höchstlast
L _t	mm	Gesamtlänge der Probe
L _u	mm	Meßlänge der Probe nach dem Bruch
P	N	Zugkraft
R _e	MPa	Streckgrenze
R _{eH}	MPa	obere Streckgrenze
R _{eL}	MPa	untere Streckgrenze
R _m	MPa	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	MPa	0,2% - Dehngrenze (Streckgrenze)
S	mm ²	wahrer Probenquerschnitt unter der momentanen Zugkraft
S _o	mm ²	Anfangsquerschnitt der Probe
S _u	mm ²	kleinster Bruchquerschnitt der Probe
T	°C	Temperatur
T _E	°C	Übergangstemperatur: duktil - spröde
T _r	°C	Übergangstemperatur: spröde - duktil

Symbol	Einheit	Bedeutung
T_s	$^{\circ}\text{C}$	Schmelztemperatur
Z	%	Brucheinschnürung
b	1	Burgersvektor
d_o	mm	Durchmesser der Probe
d_1	mm	Kopfdurchmesser der Probe
h	mm	Kopfhöhe der Probe
s	1	Linienvektor
t	min	Zeitdauer
v_m	mm/min	Maschinengeschwindigkeit
ΔH_m	kJ/g at	Mischungswärme
ΔL	mm	Verlängerung
ϵ	%	Nenndehnung
ϵ_F	%	Bruchdehnung
$\epsilon_e, \Delta L_e$	%, mm	elastische Dehnung und Verlängerung
$\epsilon_p, \Delta L_p$	%, mm	nicht proportionale Dehnung und Verlängerung
$\epsilon_r, \Delta L_r$	%, mm	bleibende Dehnung und Verlängerung
ϵ_s	%	Streckgrenzdehnung
ϵ_t	%	wahre Dehnung
$\dot{\epsilon}$	1/s	Dehngeschwindigkeit
σ, σ_N	Pa	Nennspannung
σ	Pa	Zugspannung (allg.)
σ	Pa	größte Bruchspannung unter Zug
σ_F	Pa	Bruchspannung
σ_f	Pa	Fließspannung
σ_{\max}	Pa	ideale Spaltrißspannung

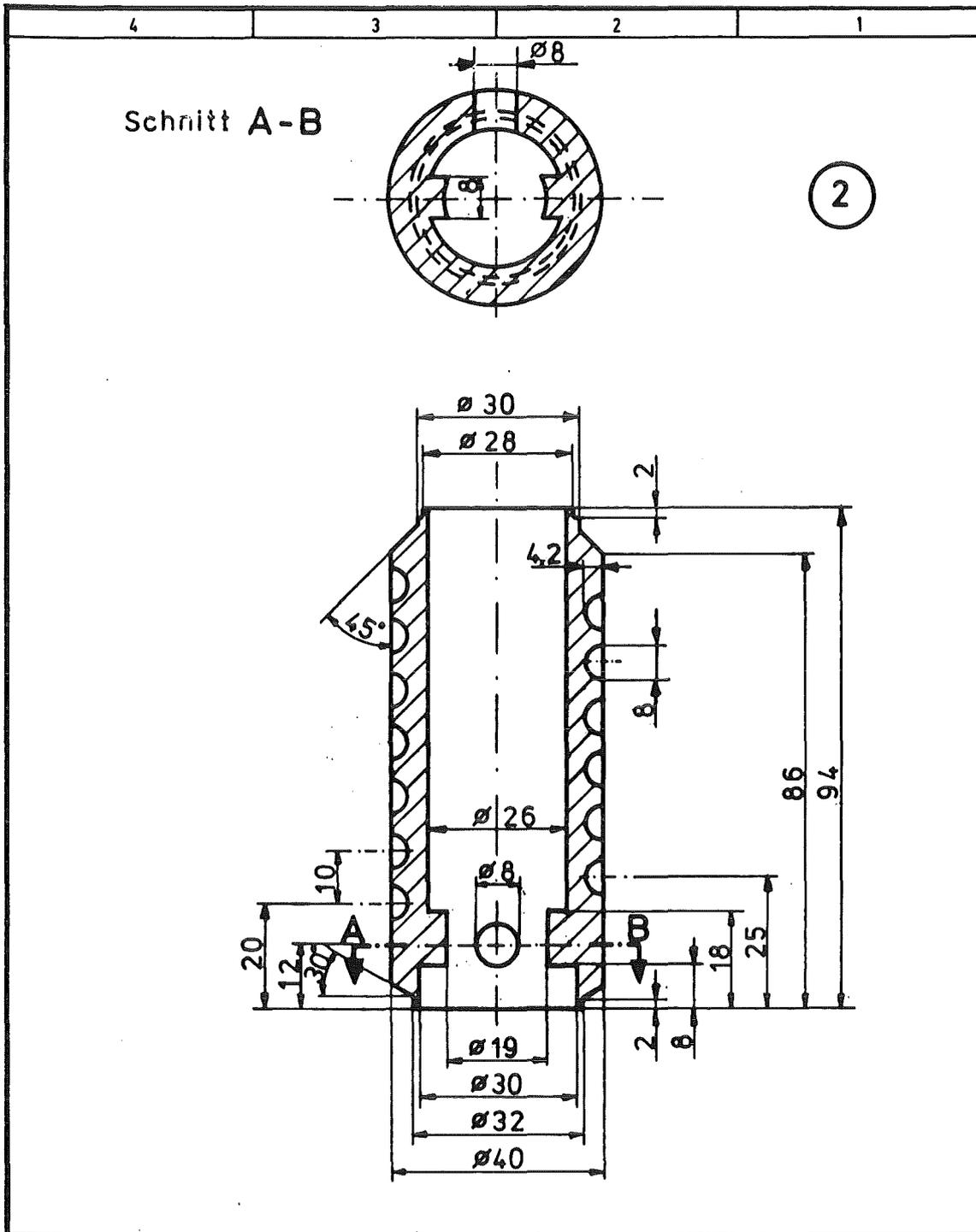
Symbol	Einheit	Bedeutung
σ_t	Pa	wahre Spannung
τ	Pa	Scherspannung (allg.)
τ	Pa	größte Scherspannung unter Zug
τ_{\max}	Pa	ideale Scherspannung

13.2 Konstruktionszeichnungen

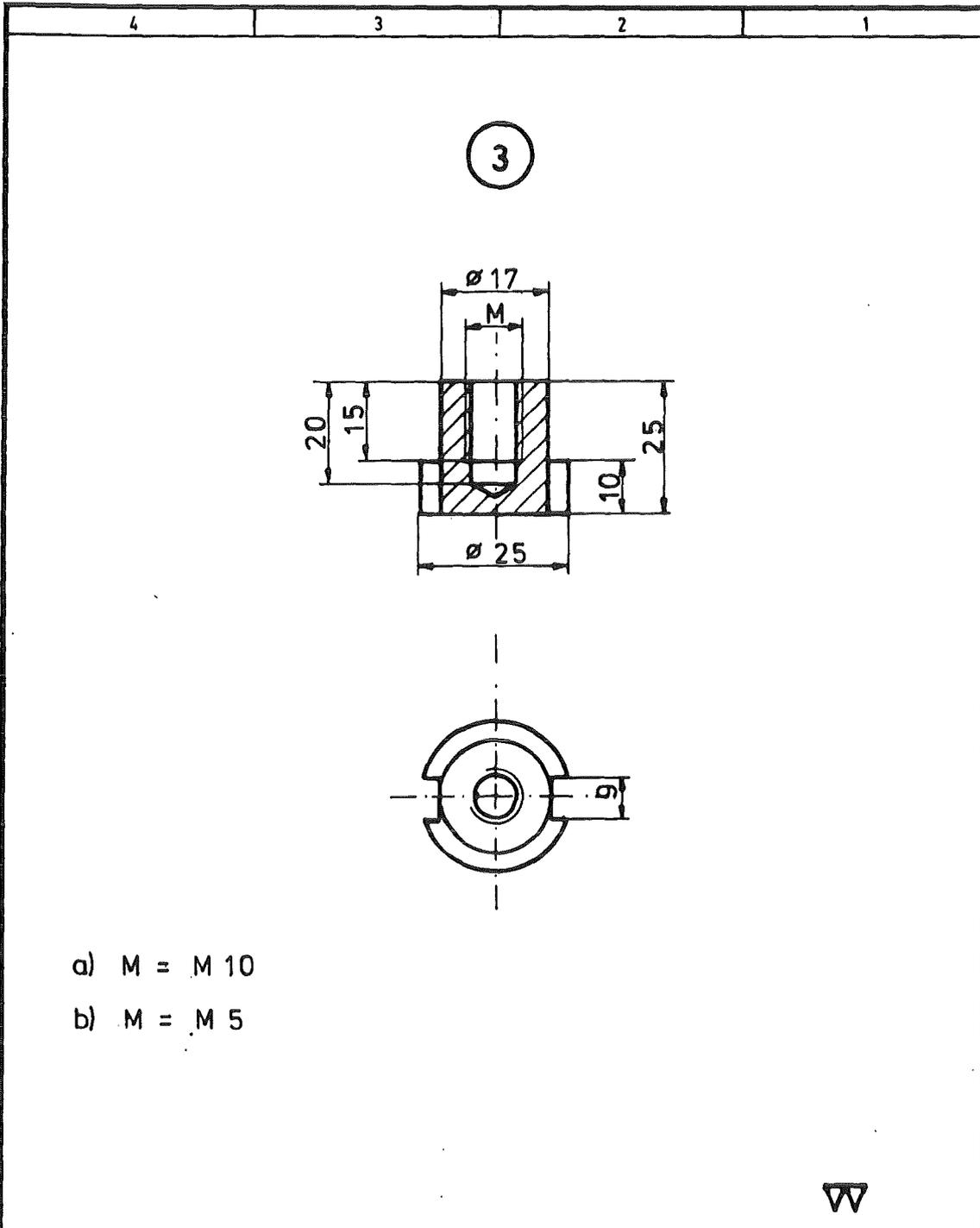




Zulässige Formabweichungen in mm					Zulässige maximale Rauhtiefe R _a in µm					KfK	Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH		
f	6-30	30-120	120-400	400-1000	—	~	▽	▽▽	▽▽▽				▽▽▽▽
± 0,1	± 0,2	± 0,3	± 0,5	± 0,8	—	—	63	16	8	4			
Maßstab 1:1		Gewicht		Werkstoff 1.4571		1983		Tag		Name		Benennung	
				Bearb. 12.12.		/M/						Gefäßunterteil	
				Gepr.								Zeichnungs-Nr.	
				Ges.								Blatt 2	
				P. l.								12 Bl.	
				Vorhaben		OF 3Z						Ersetzt durch:	
Zust.		Änderung		Datum		Name		Urspr.		Ersetzt für:		Ersetzt durch:	



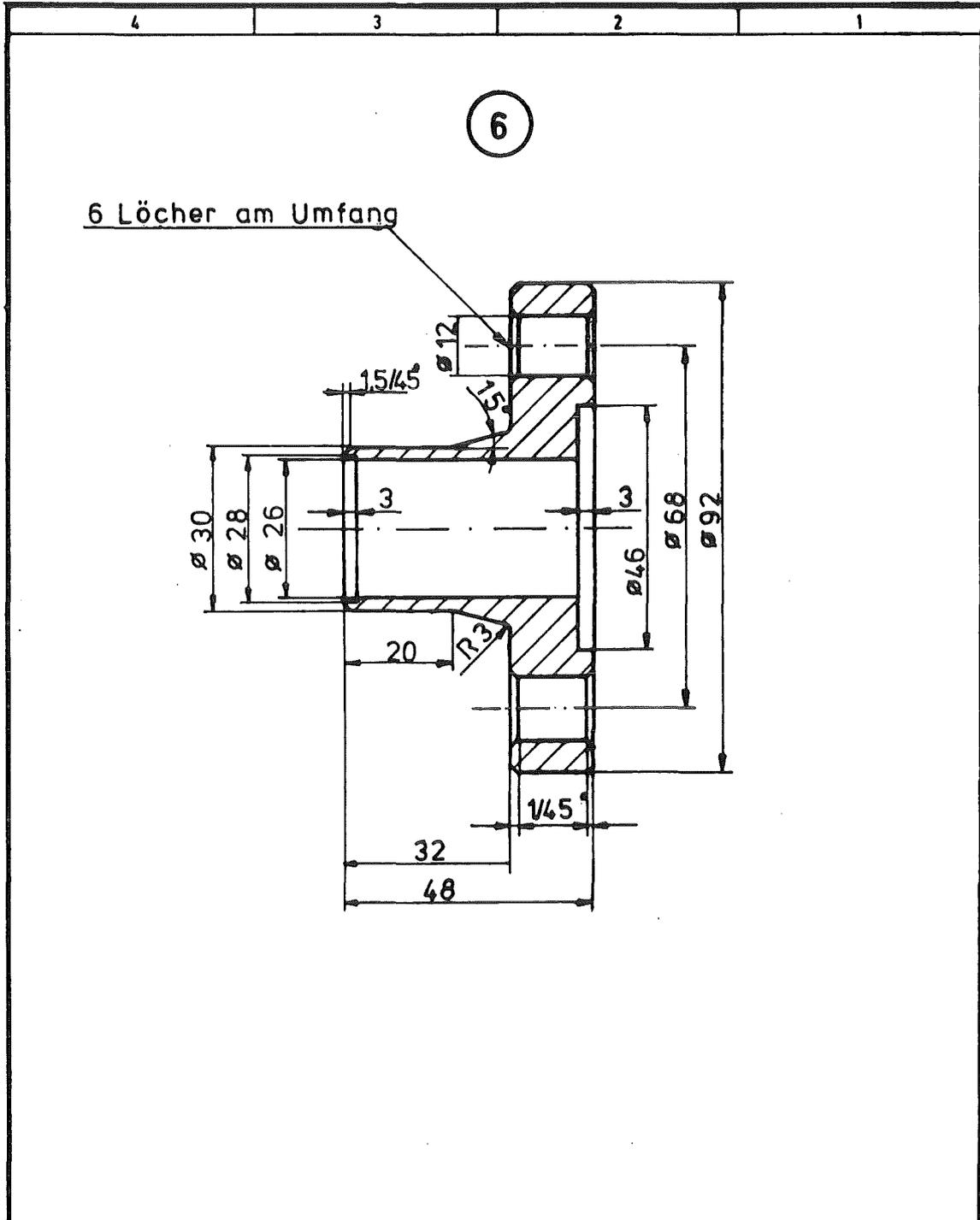
Zulässige Formabweichungen in mm				Zulässige mechanische Festwerte R _f in µm				 Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
± 0,1	± 0,2	± 0,3	± 0,5	—	~	▽	▽▽	
Maßstab 1:1				Gewicht				Werkstoff 1.4571 Tag 12.12. Name Bearb. Gepr. Ges. P. I.
Benennung				Gefäßoberteil				
Verhaben				Zeichnungs-Nr.				Blatt 3 12a
OF 3 Z				Ersatz für:				
Zust.	Änderung	Datum	Name	Urspr.	Ersatz durch:		Ersatz durch:	



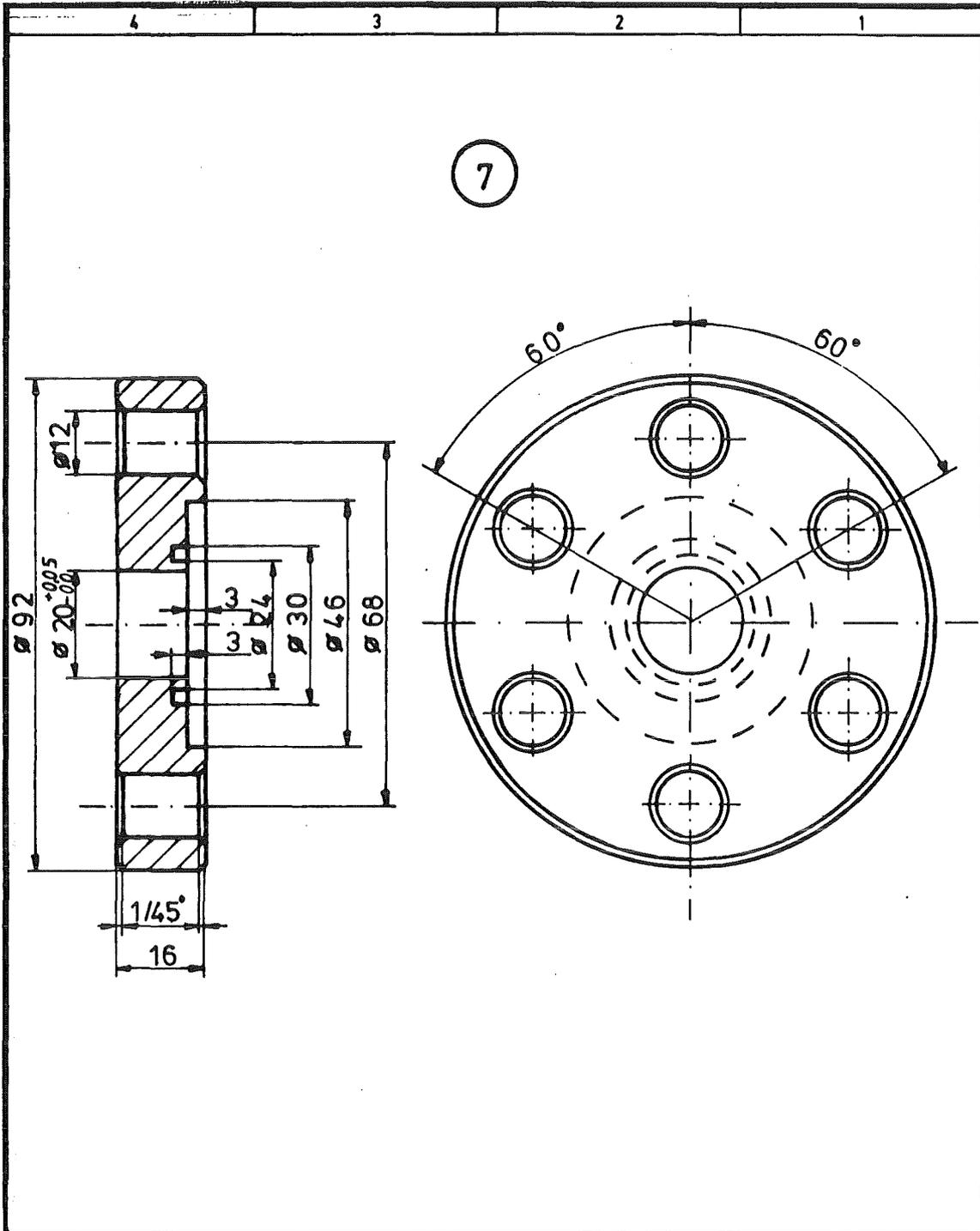
- a) M = M 10
- b) M = M 5

W

Zulässige Formabweichungen in mm				Zulässige maximale Rauhtiefe R _a in µm					KfK	Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH	
6-30	30-120	120-400	400-1000	—	~	▽	▽▽	▽▽▽			
± 0,1	± 0,2	± 0,3	± 0,5	—	—	6,3	10	12,5	16	20	
Maßstab 1:1		Gewicht		Werkstoff 1.4571				Benennung Probenanker			
				1983 Tag Name							
				Bearb. 12.12. / m.d.a.							
				Gepr.							
				Ges.							
				P. I.				Zeichnungs-Nr. OF 3Z			
				Vorhaben							
Zust.	Änderung	Datum	Name	Urspr.				Ersatz für:		Ersetzt durch:	
										Blatt 4 12 Bl.	



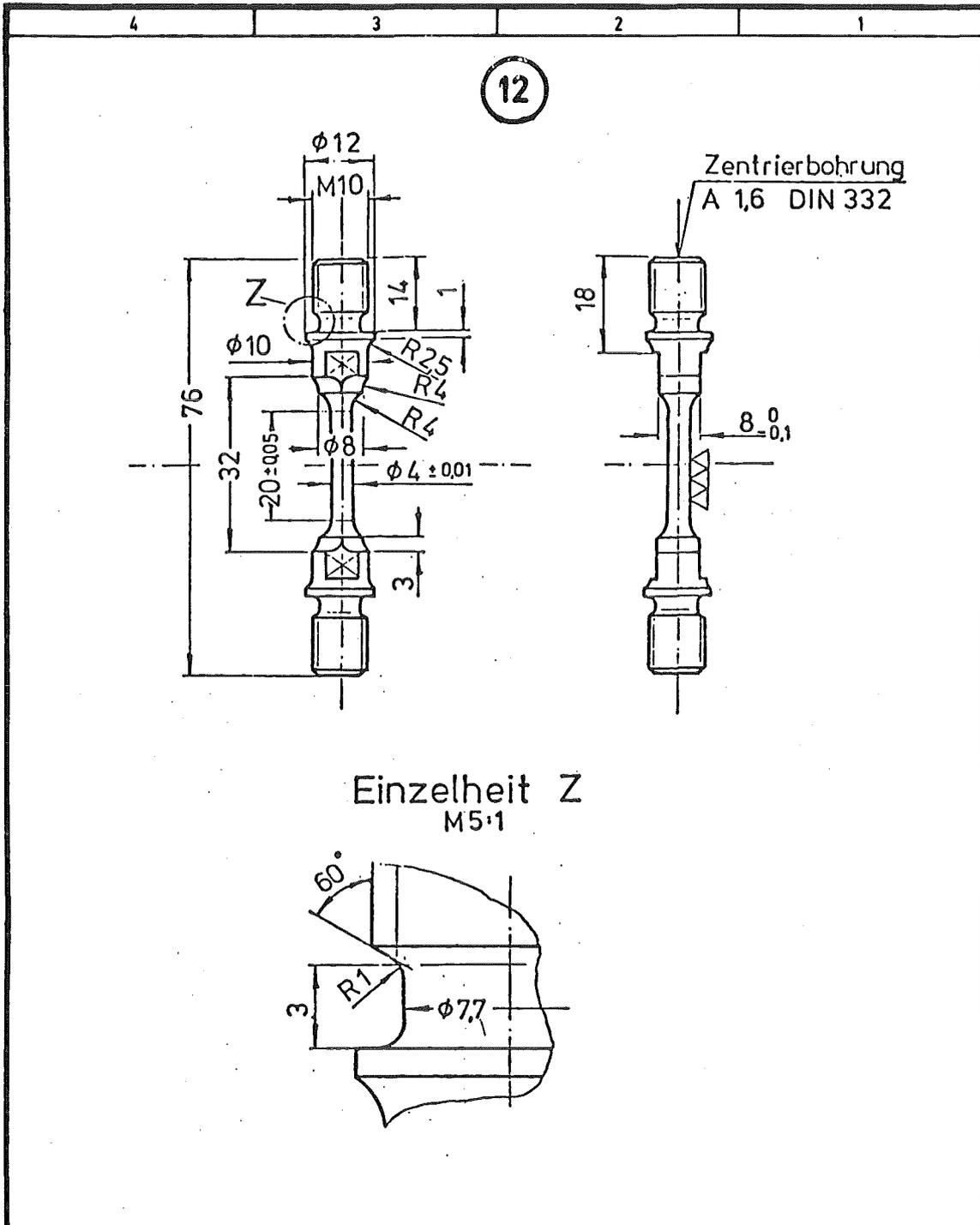
Zulässige Freimaßabweichung in mm					Zulässige maximale Rauhtiefe R_f in μm					KfK	Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH	
ϕ	6-30	30-120	120-600	600-1000	—	~	∇	$\nabla\nabla$	$\nabla\nabla\nabla$		$\nabla\nabla\nabla\nabla$	
$\pm 0,1$	$\pm 0,2$	$\pm 0,3$	$\pm 0,5$	$\pm 0,8$	—	—	63	16	8	4		
Maßstab 1:1		Gewicht		Werkstoff 1.4571								
				IS 63 Tag		Name		Benennung				
				Bearb. 12.12. / r.l.l.				Kenol-Flansch				
				Gepr.								
				Ges.								
				P. I.								
				Vorhaben				Zeichnungs-Nr.		Blatt 7		
				OF 3Z						12 Bl.		
Zust.	Änderung	Datum	Name	Urspr.	Ersetzt für:		Ersetzt durch:					



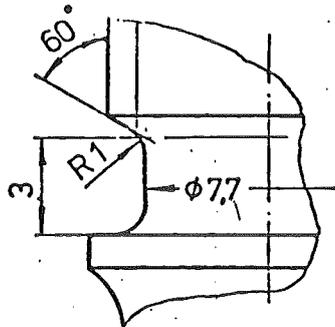
7

Zulässige Formabweichung in mm					Zulässige maximale Rauhtiefe R_z in μm						Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH	
4	5	30-	125-	400-	—	~	▽	▽▽	▽▽▽			
± 0,1	± 0,2	± 0,3	± 0,5	± 0,8	—	—	0,3	0,4	0,5	0,6		
Maßstab 1:1		Gewicht		Werkstoff 1,4571							Benennung Kenol - Flansch	
				12.3		Tag		Name				
				Bearb.		12.12.		/p.l.				
				Gepr.								
				Ges.								
				P. I.								
				Verheben								
				OF 3Z								
Zust.		Änderung		Datum		Name		Urspr.		Ersetzt durch:		
										Ersetzt durch:		

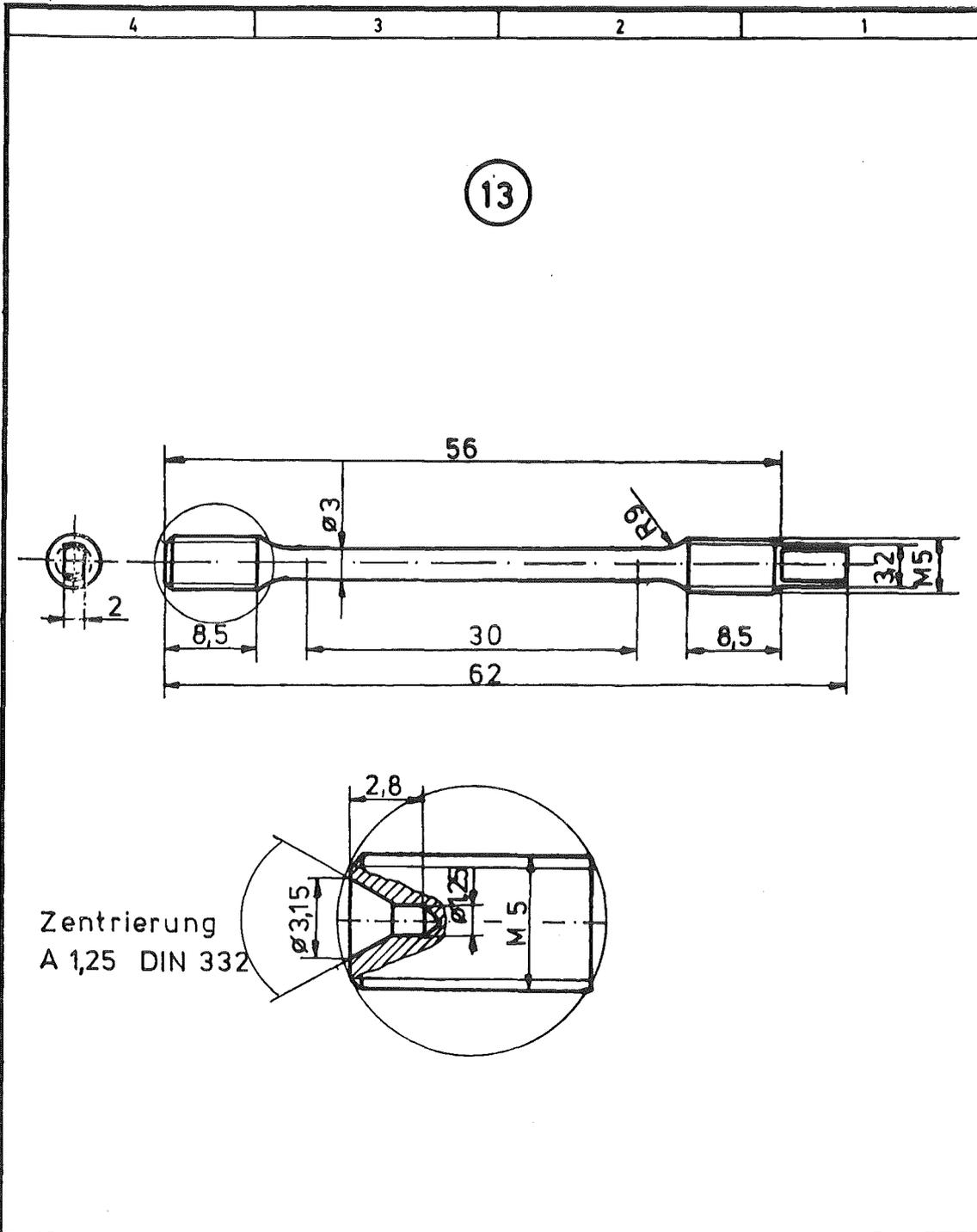
Blatt
8
12/BL



Einzelheit Z
M5:1



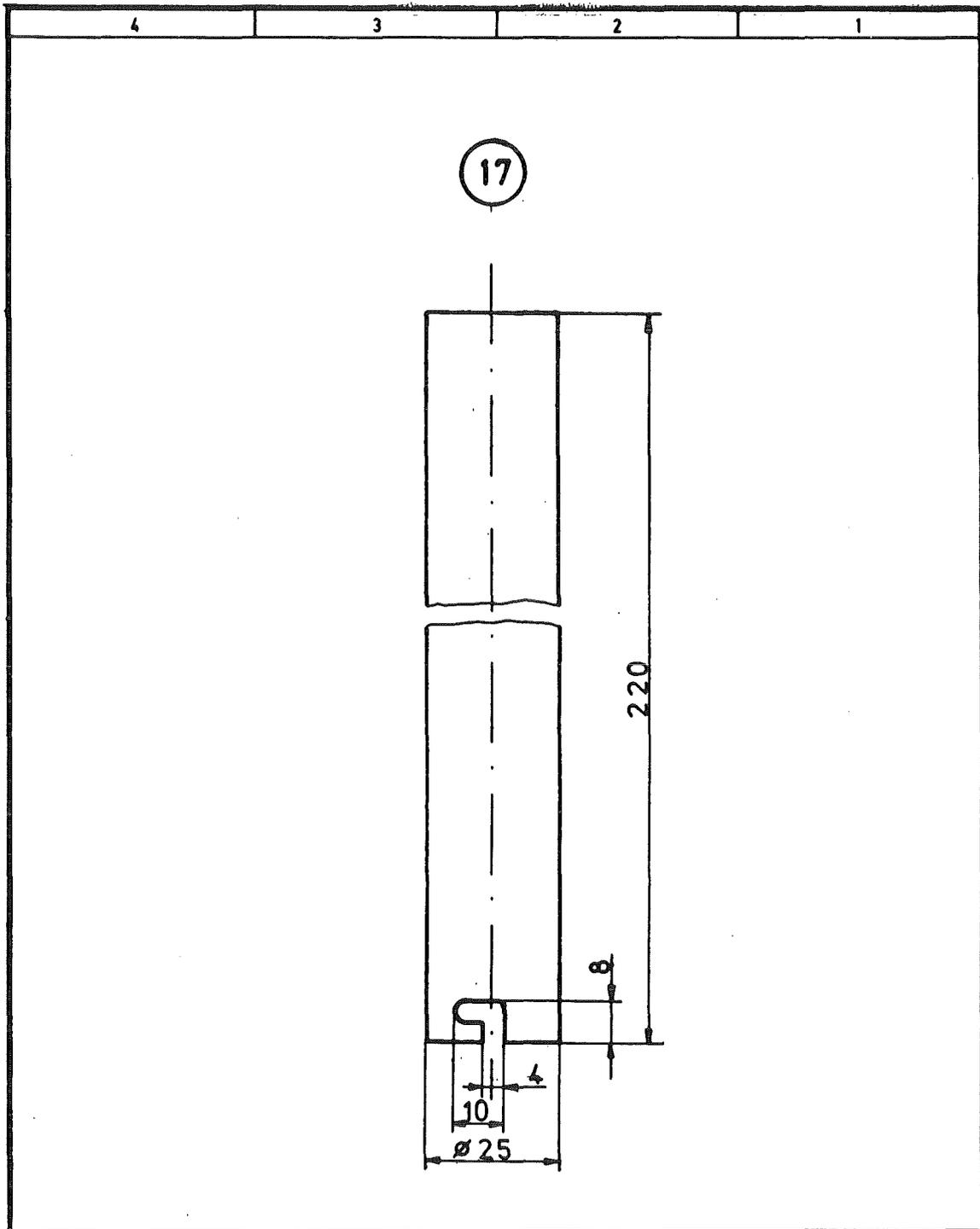
Zulässige Frei-Steuerung in mm					Zulässige maximale Rauhtiefe R _a in µm						Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH	
6	3	30-120	120-400	400-1000	~	▽	▽▽	▽▽▽	▽▽▽▽			
+0.1	+0.2	+0.3	+0.5	+0.8	—	—	63	16	8	4		
Maßstab	1,5:1	Gewicht	Werkstoff								Benennung Na-Z-Probe aus: 1.4923, 1.4301	
			18.3	Tag								Name
			Bearb.	12.12.								fr.de
			Gespr.									
			Ges.									
			P. I.			Vorhaben		Zeichnungs-Nr.		Blatt 9		
			OF 3Z						12 Bl.			
Zust.	Änderung	Datum	Name	Urspr.	Ersatz für:		Ersetzt durch:					



Zentrierung
A 1,25 DIN 332

<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="5">Zulässige Freiabweichung in mm</th> <th colspan="5">Zulässige maximale Rauhtiefe R_f in μm</th> </tr> <tr> <th>6</th> <th>6-30</th> <th>30-120</th> <th>120-400</th> <th>400-1000</th> <th>—</th> <th>~</th> <th>▽</th> <th>▽▽</th> <th>▽▽▽</th> <th>▽▽▽▽</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>± 0,7</td> <td>± 0,2</td> <td>± 0,3</td> <td>± 0,5</td> <td>± 0,8</td> <td>—</td> <td>—</td> <td>6,3</td> <td>16</td> <td>4</td> <td>1</td> </tr> </tbody> </table>					Zulässige Freiabweichung in mm					Zulässige maximale Rauhtiefe R_f in μm					6	6-30	30-120	120-400	400-1000	—	~	▽	▽▽	▽▽▽	▽▽▽▽	± 0,7	± 0,2	± 0,3	± 0,5	± 0,8	—	—	6,3	16	4	1		Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH	
Zulässige Freiabweichung in mm					Zulässige maximale Rauhtiefe R_f in μm																																		
6	6-30	30-120	120-400	400-1000	—	~	▽	▽▽	▽▽▽	▽▽▽▽																													
± 0,7	± 0,2	± 0,3	± 0,5	± 0,8	—	—	6,3	16	4	1																													
Maßstab	2:1, 5:1	Gewicht	Werkstoff 1.4914																																				
			1983	Tag	Name	Zugprobe																																	
			Bearb.	12.12.																																			
			Gepr.																																				
			Ges.																																				
			P. I.																																				
			Vorhaben			Zeichnungs-Nr.																																	
			OF 3Z																																				
Zust.	Änderung	Datum	Name	Urspr.	Ersetzt für:		Ersetzt durch:																																

Blatt
10
12 Bl.



Zulässige Freimessungen in mm					Zulässige maximale Rauhtiefe R_f in μm					KfK	Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH	
6	30	30-120	120-400	400-1000	—	~	▽	▽▽	▽▽▽			▽▽▽▽
± 0,1	± 0,2	± 0,3	± 0,5	± 0,8	—	—	6,3	16	4	1		
Maßstab	Gewicht		Werkstoff 1,4571			1983 Tag Name		Benennung				
											Entnahmerohr	
											Zeichnungs-Nr.	
					Vorhaben			Blatt				
					OF 3Z			11				
Zust.	Änderung	Datum	Name	Urspr.	Ersatz für:			Ersetzt durch:				
								12 Bl				

