



KERNFORSCHUNGSANLAGE JÜLICH GmbH

**Institut für Festkörperforschung –
Spallations Neutronenquelle**

**Thermische Ermüdungsuntersuchungen
im Zug-Schwellbereich an
Dünnbandproben aus der
Aluminiumlegierung Al 6061-T6 und
dem metallischen Glas $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$**

von

W. Lohmann

**Jül - 1967
Januar 1985
ISSN 0366-0885**

**Thermische Ermüdungsuntersuchungen
im Zug-Schwellbereich an
Dünnbandproben aus der
Aluminiumlegierung Al 6061-T6 und
dem metallischen Glas $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$**

von

W. Lohmann

Inhalt

1.	Einleitung und Problemstellung	1
1.1.	Prinzipieller Aufbau der SNQ-Targetstation	4
1.2.	Targetrad-Werkstoffe	6
1.3.	Targetrad-Werkstoffe unter thermischer Wechsellast	7
1.4.	Grundsätzliches experimentelles Vorgehen	12
1.5.	Weitergehende Experimente zur thermischen Ermüdung	13
2.	Zur Theorie der thermischen Ermüdung	15
2.1.	Einleitung	15
2.2.	Belastungsbedingungen hochbeanspruchter SNQ-Komponenten	16
2.3.	Thermoschock	17
2.3.1.	Spröde Materialien	18
2.3.2.	Duktile Materialien	20
2.4.	Auswerteverfahren von thermischen Ermüdungsversuchen im Zug-Schwellbereich	22
2.4.1.	Modifiziertes Goodman-Diagramm	23
2.4.2.	Wöhler-Kurve	24
2.4.3.	S/N-Diagramm nach Morrow	25
2.4.4.	Coffin-Manson-Diagramm	26
2.4.5.	Weitere Methoden	27
2.5.	Unterschiede zwischen thermischer und mechanischer Ermüdung	29
3.	Experimenteller Aufbau und Inbetriebnahme der Apparatur	30
3.1.	Grundsätzliche Vorüberlegungen	30
3.1.1.	Konzeptauswahl	30
3.1.2.	Versuchsführung	32
3.1.3.	Probengeometrie	32
3.2.	Beschreibung der Apparatur	34
3.2.1.	Probenkammer	38
3.2.2.	Pulsator	40
3.2.3.	Kraftmessung und -regelung	44
3.2.4.	Dehnungsmessung	46
3.2.5.	Temperaturmessung	47

3.3.	Inbetriebnahme der Apparatur	49
3.3.1.	Zug- und Ermüdungsversuche an 316 SS	49
3.3.2.	Problembereiche	53
3.3.3.	Konzeptverbesserung und apparative Änderungen	56
4.	Meßergebnisse	60
4.1.	Probenpräparation	60
4.1.1.	Aluminiumproben	60
4.1.2.	Metallglasproben	62
4.2.	Probencharakterisierung	62
4.2.1.	Aluminiumproben	62
4.2.2.	Metallglasproben	65
4.3.	Thermoschockparameter	69
4.4.	Ermüdungsmessungen an Aluminiumproben	70
4.4.1.	Bestimmung der Setz- und Meßgrößen	70
4.4.2.	Übersicht über die Versuchsergebnisse	75
4.5.	Ermüdungsmessungen an Metallglasproben	78
4.5.1.	Bestimmung der Setz- und Meßgrößen	78
4.5.2.	Übersicht über die Versuchsergebnisse	82
5.	Auswertung und Diskussion	85
5.1.	Experimente an Al 6061-T6	85
5.1.1.	Modifiziertes Goodman-Diagramm	85
5.1.2.	Wöhler-Kurve und verwandte Darstellungen	87
5.1.3.	S/N-Diagramm nach Morrow	90
5.1.4.	Analyse der ΔT -Meßwerte	92
5.1.5.	Mikrostruktureffekte	94
5.2.	Experimente an $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$	98
5.2.1.	Wöhler-Kurve und verwandte Darstellungen	98
5.2.2.	S/N-Diagramm nach Morrow	102
5.2.3.	Analyse der ΔT -Meßwerte	103
5.2.4.	Mikrostruktureffekte	105
5.3.	Fehlerbetrachtung	108
5.3.1.	Mechanische Größen	109
5.3.2.	Temperaturgrößen	114

6.	Zusammenfassung / Abstract	114
7.	Referenzen	117
	Danksagung	120

1. Einleitung und Problemstellung

Die vorliegende Arbeit gehört zum Werkstoff-Untersuchungsprogramm für die Targetstation der projektierten Spallations-Neutronenquelle (SNQ). Zu Anfang wird daher ein kurzer diesbezüglicher Überblick gegeben; eine ausführliche Darstellung von Aufbau und Nutzung der SNQ findet sich u.a. in /1/.

Grundsätzlich versteht man unter Spallation die Zertrümmerung eines schweren Atomkerns infolge des Eindringens von mittelergetischen, leichten Teilchen. Dabei dampft der getroffene Atomkern (Target) eine Vielzahl von Nukleonen ab, bevorzugt aber Neutronen. Der Rest zerfällt in größere Fragmente (Spallationsprodukte). Wieviele Kernbausteine freigesetzt werden, mit welchen Energien sie wegfliegen, und was für Isotope als Restbruchstücke zurückbleiben, hängt von der Massenzahl des Kerns und von Art und Energie des primär eindringenden Teilchens ab. Abb. 1-1 zeigt die Zahl der aus den Kernen Pb-207 und U-238 durch Beschuß mit Protonen freigesetzten Neutronen als Funktion der Energie der Primärprotonen. Außerdem entstehen bei dem Prozeß Pionen und durch deren Zerfall Müonen und Neutrinos.

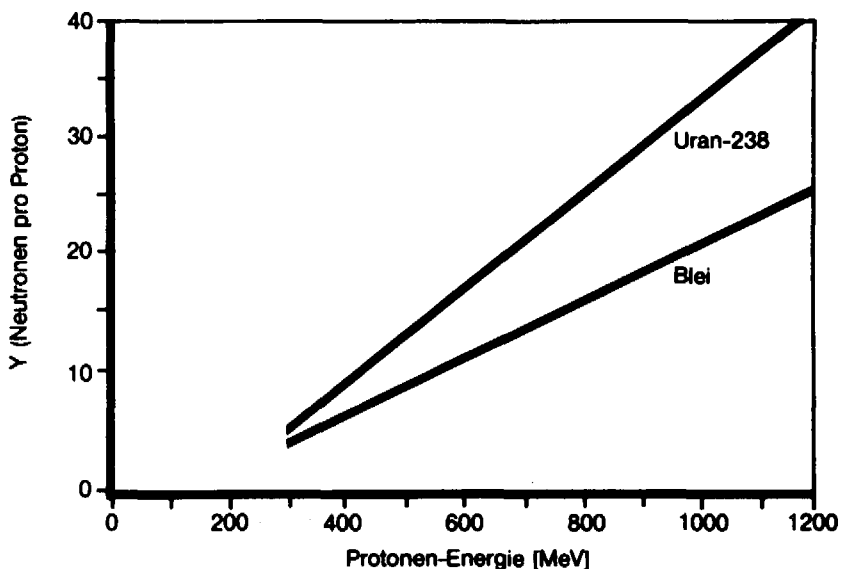


Abb. 1-1 Zahl der pro einfallendem Proton durch Spallation freigesetzten Neutronen als Funktion der Protonenenergie für ein Pb- und ein U-Target.

Die Kernspallation unterscheidet sich von der Kernspaltung in vier Hinsichten:

- Bei der Kernspallation entstehen nicht nur wie bei der Spaltung freie Neutronen und (durch spontane Umwandlungen von Spaltprodukten) β -Neutrinos, sondern auch Protonen und Pionen und, durch den Pionenzerfall, Müonen und μ -Neutrinos.
- Das Spektrum der Spallationsprodukte ist anders als das der Spaltprodukte.
- Für schwere Kerne werden pro Einzelprozeß erheblich mehr Neutronen frei als bei der Kernspaltung, und die pro freiwerdendem Neutron gebildete Wärmemenge ist deutlich geringer. Das macht im Prinzip die Erzeugung höherer Neutronenflüsse möglich; denn die technische Grenze für erreichbare Neutronenflußstärken liegt in der Abführbarkeit der entstehenden Wärme. Diese Grenze ist für Spaltungsquellen mit Höchstflußreaktoren wie dem deutsch-französisch-britischen in Grenoble praktisch erreicht. Tab. 1-1 zeigt den unter Einsatz der Spallation erreichbaren Gewinn für Neutronenstreuexperimente.

	HFR (ILL)	IBR II	SNS	SNQ
Therm. Neutronenfluß im Zeitmittel $\bar{\Phi}$ ($\text{cm}^{-2}\text{s}^{-1}$)	10^{15}	2×10^{13}	7×10^{12}	1.2×10^{15}
Therm. Neutronenfluß im Puls Φ ($\text{cm}^{-2}\text{s}^{-1}$)	10^{15}	2×10^{16}	4.5×10^{15}	7.5×10^{16}
Wiederholffrequenz ν (s^{-1})	-	5	50	100
$\Phi \times \nu$ ($10^{17} \text{cm}^{-2}\text{s}^{-2}$)	1.0*	1.0	2.2	75.0

*) Bei einer Flugzeitmessung mit 100 Hz Pulsfrequenz

Tab. 1-1

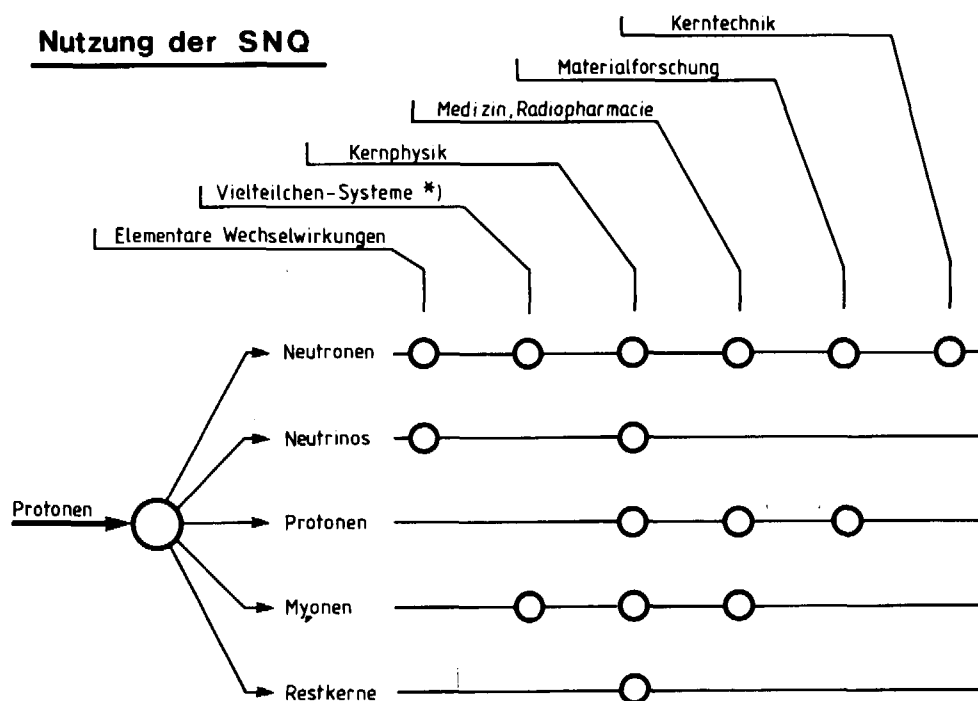
Vergleich thermischer Neutroneneinflüsse an den flußstärksten im Betrieb oder im Bau befindlichen Neutronenquellen.

Für eine Bewertung vom Standpunkt der Nutzung zu Streuexperimenten sind vor allem die Zahlen in der ersten Zeile ($\bar{\Phi}$) und in der untersten Zeile ($\Phi \cdot \nu$) maßgeblich. Es bedeutet ferner:

HFR (ILL) = Höchstflußreaktor am Institut Laue-Langevin, Grenoble
 IBR II = Gepulster Hochflußreaktor, Dubna, UdSSR
 SNS = Spallation Neutron Source, Rutherford-Appleton Laboratory, Großbritannien
 SNQ = Spallations-Neutronenquelle Jülich

- Von den freiwerdenden Protonen und Neutronen haben nur wenige genug Energie, um ihrerseits weitere Kernspaltungen auszulösen. Es kann nicht zu einer Kettenreaktion kommen. Das hat zwei wichtige Konsequenzen. Erstens: Eine Spallationsanlage ist immer unkritisch. Zweitens: Die für die Spallation erforderliche Energiezufuhr (zur Beschleunigung der auslösenden Primärteilchen) kann moduliert werden; so ist auch den entstehenden Teilchenflüssen - Neutronen, Protonen, Müonen und Neutrinos - in weiten Grenzen eine zeitliche Variation aufprägar.

Insgesamt ist damit eine sehr universelle Nutzung der SNQ in unterschiedlichen Forschungsgebieten möglich, wie Abb. 1-2 zeigt.



(* Neutronenstreuung: Festkörperforschung, Chemie, Biologie)

Abb. 1-2

Forschungsgebiete, für die Spallationsprodukte (Neutronen, Protonen, Pionen, Müonen, Neutrinos, Restkerne) und die primären Protonen genutzt werden.

1.1 Prinzipieller Aufbau der SNQ-Targetstation

Wie in Abb. 1-3 schematisch dargestellt, besteht die SNQ-Gesamtanlage grundsätzlich aus zwei Hauptkomponenten, einem Beschleuniger und einer Targetstation. Der Beschleuniger erzeugt einen gepulsten, hohen Strom von mittelergetischen Protonen, der auf ein Target geführt wird und dort den Spallationsprozeß auslöst. Besonders effizient verläuft dieser Vorgang in hochdichten Materialien (vgl. Abb. 1-1), so daß Wolfram, Blei und angereichertes Uran die aussichtsreichsten Targetwerkstoff-Kandidaten darstellen.

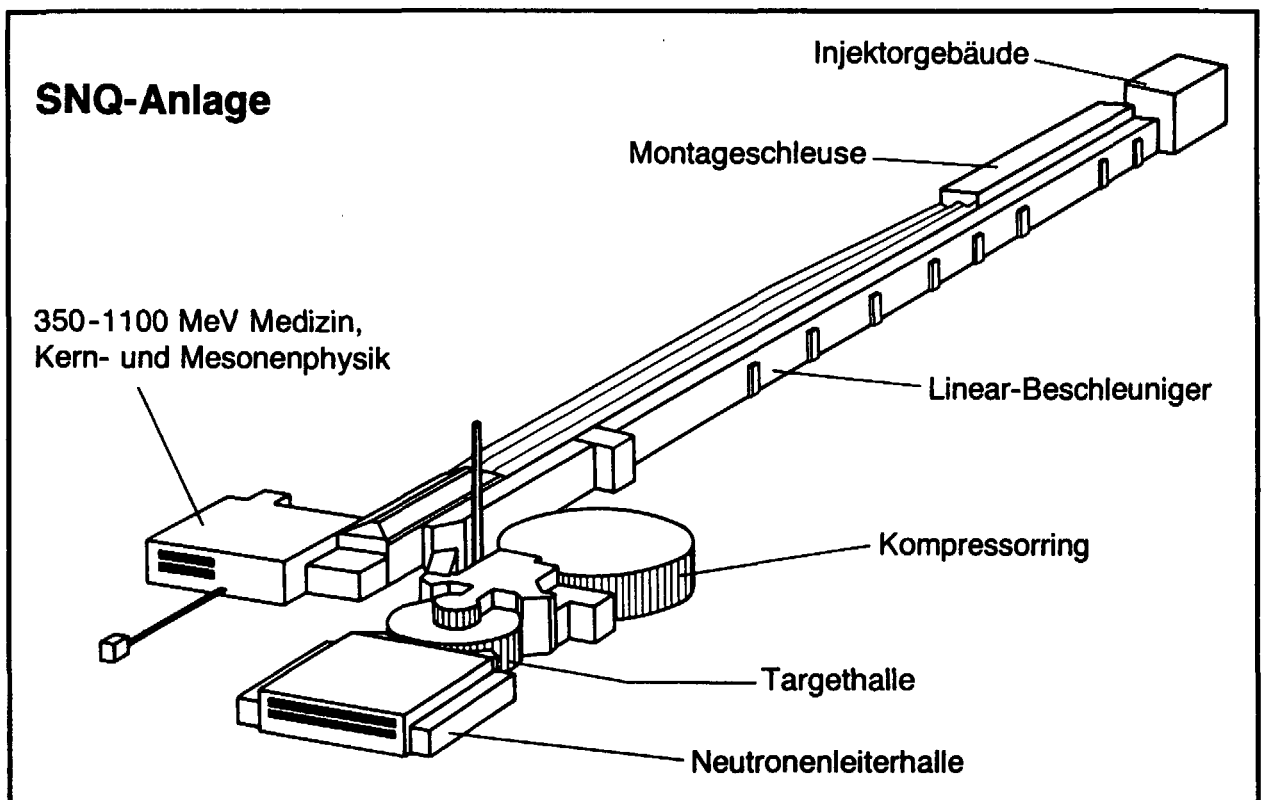


Abb. 1-3

SNQ-Gesamtanlage: In einem Linearbeschleuniger wird ein gepulster, mittelergetischer Hochstrom-Protonenstrahl erzeugt (Protonenenergie 350-1100 MeV, mittlerer Strom 5 mA, Spitzenstrom im Puls 200 mA, Pulsfolgefrequenz 100 Hz), der das Neutronenproduktions-Target in der Targethalle trifft.

Die hohe Protonenstrahl-Leistung von bis zu 5,5 MW im Zeitmittel schließt den Betrieb eines räumlich stationären Targets wegen nicht beherrschbarer Wärmeabfuhr und extrem hoher Strahlenschädigung aus. Das SNQ-Konzept sieht daher die Anordnung des Targetmaterials - in Form einer Vielzahl einzeln gekapselter Targetelemente - auf dem Umfang eines langsam rotierenden Targetrades vor (Abb. 1-4); dies reduziert die Wärme- und Strahlenbelastung gegenüber einem stationären Target um etwa das 200-fache.

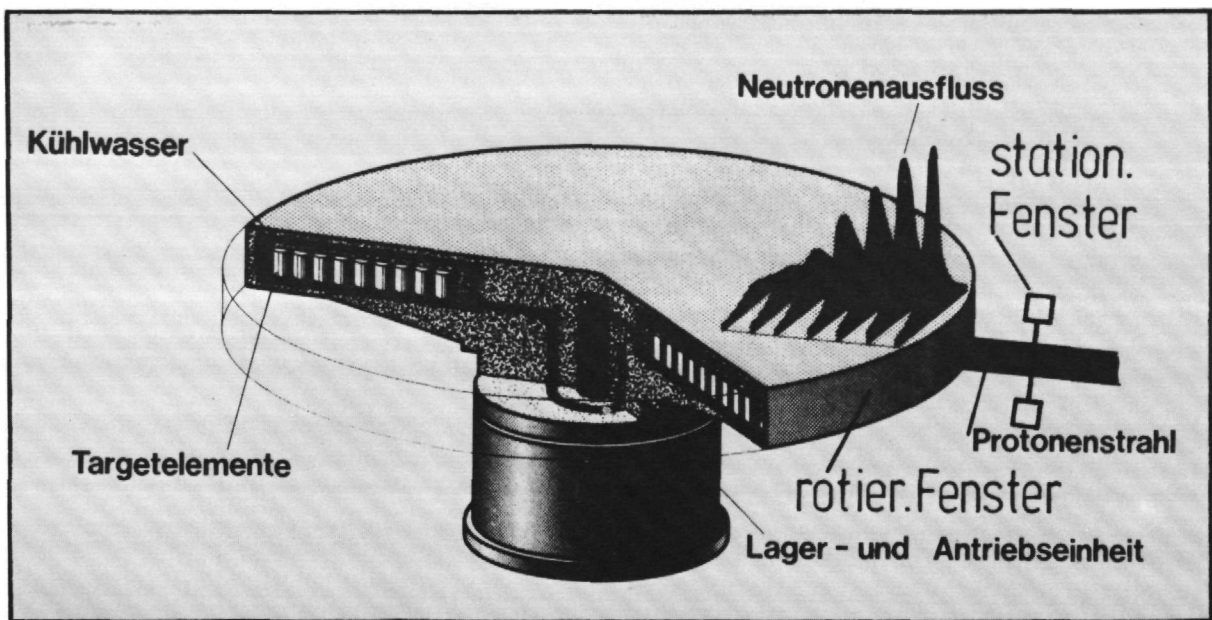


Abb. 1-4

Aufbau und hochbelastete Komponenten (siehe Text) des SNQ-Targetrades (Durchmesser 2500 mm, Targethöhe 100 mm, Drehzahl 0,5 Hz).

Äußerst hohen Anforderungen müssen jedoch auch beim Targetrad solche Komponenten genügen, die sich zeitweise oder dauernd im Protonenstrahl befinden. Dies trifft zu für

- i) ein zwar wünschenswertes, aber nicht zwingend erforderliches stationäres Protonenstrahlfenster,
- ii) den Targetrad-Mantel, der ein rotierendes Protonenstrahlfenster bildet,
- iii) die Targetelement-Hüllen und
- iv) die Targetelement-Körper.

Die genaue Anordnung der genannten Teile ist aus Abb. 1-5 ersichtlich.

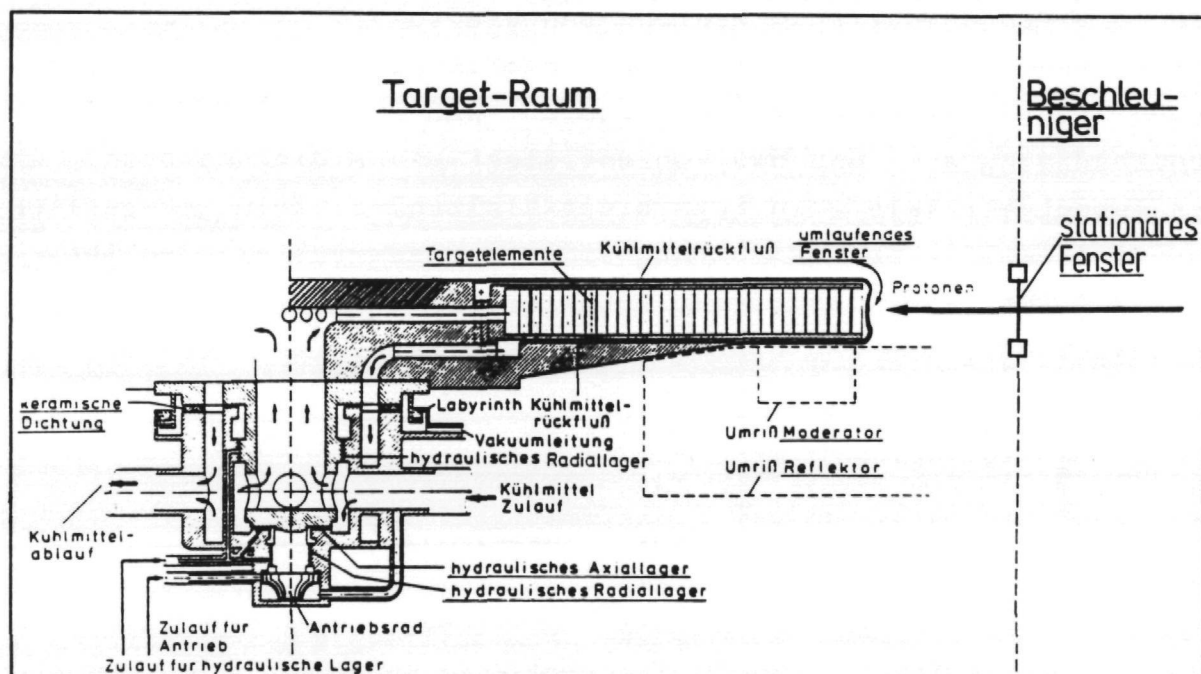


Abb. 1-5

Vertikalschnitt durch das SNQ-Targetrad und Lage der hochbelasteten Komponenten (unterstrichen).

1.2. Targetrad-Werkstoffe

Wesentliche Kriterien bei der Werkstoffauswahl für die vorstehend genannten hochbelasteten Targetkomponenten sind:

- geringe protonen- und neutronenbedingte Strahlenschädigung,
- hohe thermische und mechanische Belastbarkeit im statischen und dynamischen Fall,
- günstiges neutronisches Verhalten (z.B. hohe Neutronenausbeute im Targetmaterial) und geringe Aktivierung,
- hohe Korrosionsbeständigkeit und gute Verträglichkeit der Materialpaarungen, etwa im System Targetkörper-Targethülle,
- bekannte und günstige technologische Eigenschaften, z.B. hinsichtlich Verarbeitbarkeit und Schweißbarkeit.

Unter diesen Aspekten - mit Betonung der Bestrahlungsresistenz- werden die in Tab. 1-2 genannten Werkstoffe als aussichtsreich angesehen /2/:

Targetmaterial	nicht spaltbar: i) Wolfram-Legierungen (W, W-Re, Densimet 18) ii) Blei (unlegiert)
	spaltbar: abgereichertes Uran, vorzugsweise γ -phasen-stabilisierte Legierungen wie U-10 Mo
Targetelementhülle	Aluminiumlegierungen: i) naturhart (Al-Mg, Al-Si) ii) ausscheidungsgehärtet (Al-Mg-Si)
	Zirkonlegierungen: Zircaloy-2
Targetrad-Struktur, rotierendes Strahl- fenster	Aluminiumlegierungen wie für die Targetelementhülle
Stationäres Strahl- fenster	i) Sinteraluminium-Verbundstoffe (SAP7/Al-Mg-Si) ii) Metallische Gläser auf Basis hochschmelzender Metalle ($\text{Nb}_{40}\text{Ni}_{60}$)

Tab. 1-2

Werkstoffkandidaten für hochbelastete SNQ-Komponenten.

In einem umfangreichen Materialerprobungsprogramm /3/ wird das Verhalten der aufgeführten Werkstoffe ohne Bestrahlung und in Bestrahlungsexperimenten mit schnellen Neutronen, α -Teilchen und mittelergetischen Protonen untersucht. Der in dieser Arbeit behandelte Teilaspekt betrifft das thermische Wechsellastverhalten von unbestrahlten Targetrad-Materialien.

1.3. Targetrad-Werkstoffe unter thermischer Wechsellast

Der typische thermomechanische Belastungsfall für die SNQ-Komponenten Targetkörper, Targetelementhülle, rotierendes und stationäres Protonenstrahlfenster (vgl. Abb. 1-4) ist eine thermoschockartige Wechselbelastung. Ursache dafür ist die Energiedeposition des Protonenstrahls bei behinderter thermischer Ausdehnung, was zu periodischen thermischen Spannungen im Bauteil führt. Hierbei muß man zwei Fälle unterscheiden:

- a) Auf dem Targetrad montierte Komponenten - wie das rotierende Strahlfenster oder die Targetelemente - erfahren beim Eintreten in den Protonenstrahlbereich eine Temperaturerhöhung ΔT , gegeben durch

$$\Delta T = \frac{Q \cdot t_v}{c \cdot \rho} \quad [K], \quad (1)$$

- Q: Leistungsdichte im Material [W/cm^3],
 t_v : Verweilzeit im Strahlbereich; da die Drehzahl des Targetrades so gewählt ist, daß zwei aufeinanderfolgende Protonenpulse gerade zwei benachbarte Targetrad-Sektionen treffen, gilt $t_v = t_p$,
 t_p : Pulsdauer des Protonenstrahls [sec],
c: Wärmekapazität [$W \cdot s / (g \cdot K)$],
 ρ : Dichte [g/cm^3].

An diese instantane Aufheizung schließt sich eine Abkühlphase t_k an mit

$$t_k = 1/f \quad [sec] \quad (2)$$

- f: Targetrad-Drehfrequenz [Hz]
(0,5 Hz).

Im SNQ-Fall beträgt t_k folglich 2 sec, bevor der nächste Protonenpuls dieselbe Targetrad-Sektion trifft. Ausführliche Temperaturfeldanalysen /4/ für die genannten Komponenten liegen vor; als Beispiel sei der zeitabhängige Temperaturverlauf in einem Targetelement angeführt (Abb. 1-6).

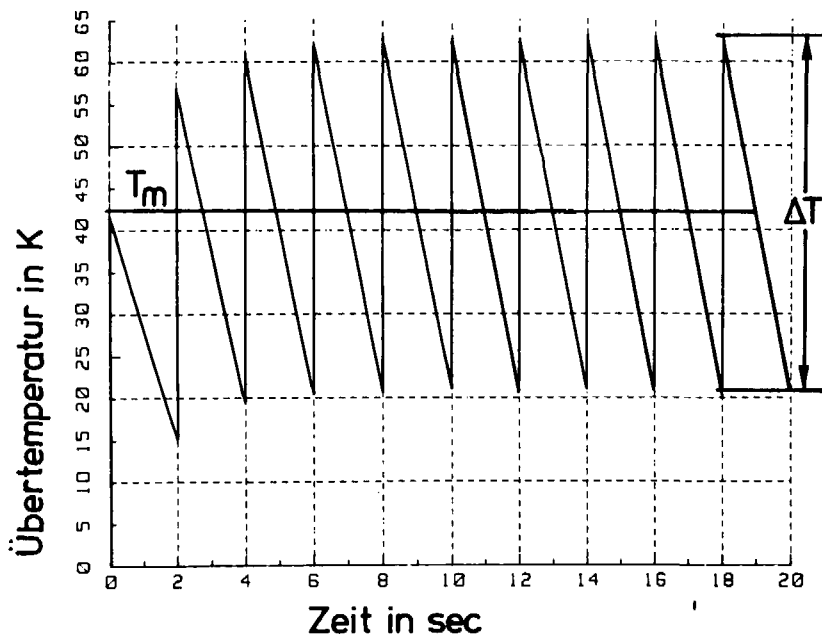


Abb. 1-6

Zeitlicher Verlauf der Temperatur (Übertemperatur über Kühlmittel) an der heißesten Stelle eines Blei-Targetelements.

Man erkennt, daß sich nach wenigen Targetrad-Umdrehungen ein quasistationäres Gleichgewicht einstellt, wobei Temperatursprünge von jeweils $\Delta T/2$ um eine Mitteltemperatur T_m auftreten.

- b) Einer noch wesentlich stärkeren Belastung ist das stationäre Protonenstrahlfenster ausgesetzt. Hier erfolgt die thermische Zyklisierung nach jedem Protonenpuls, d.h. mit einer Frequenz von 100 Hz. Diese hochfrequente Wechselbelastung zeigt wiederum einen Temperatursprung ΔT nach (1), führt jedoch aufgrund der wesentlich kürzeren Abkühlzeit (9,5 msec) zu einer erheblich höheren Mitteltemperatur T_m . Die Verhältnisse sind für den Fall eines Molybdän-Fensters in Abb. 1-7 verdeutlicht.

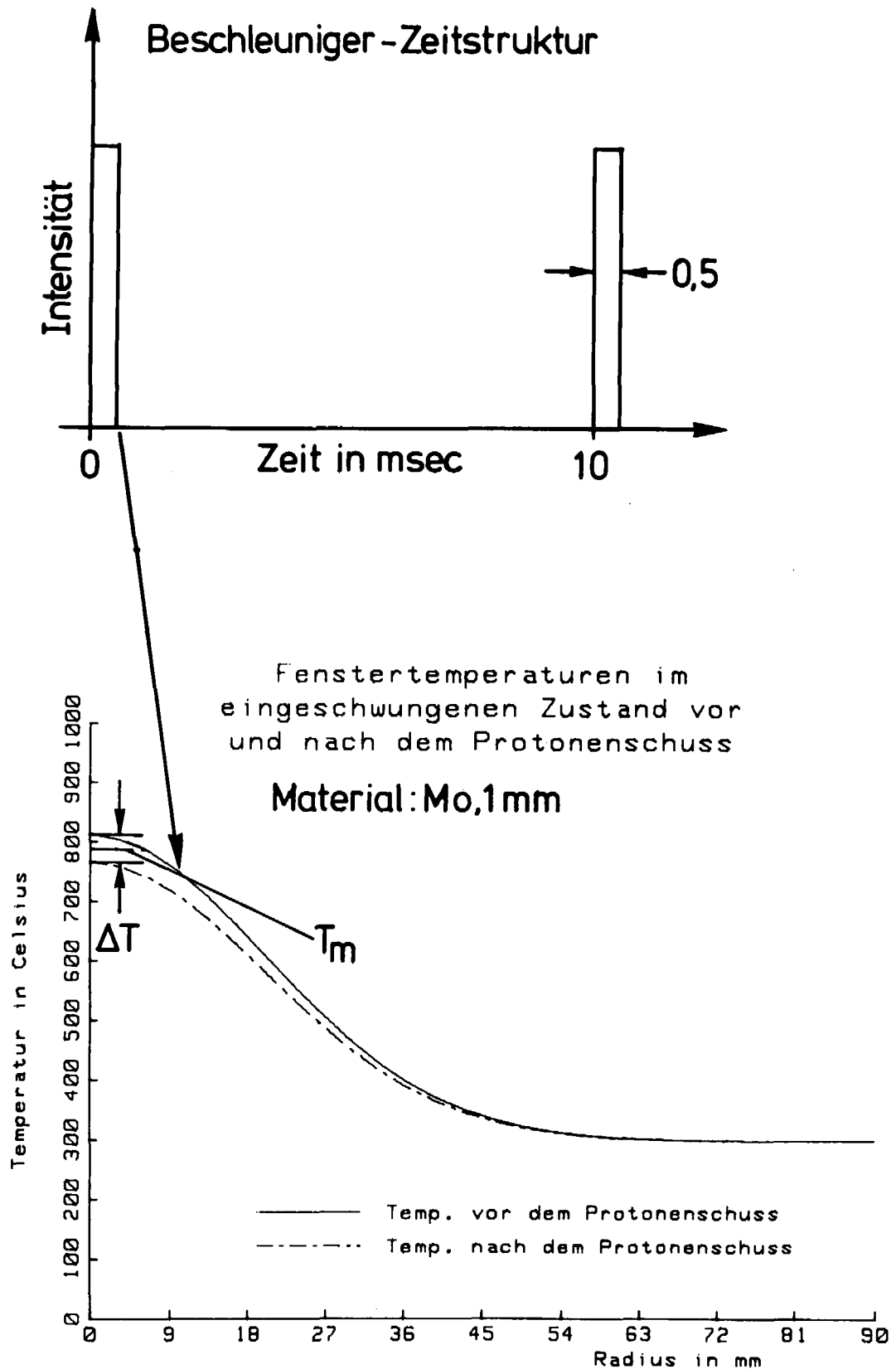


Abb. 1-7

Makro-Zeitstruktur des SNQ-Linearbeschleunigers (oben) und resultierende thermische Wechselbelastung (unten) eines kreisförmigen Molybdän-Protonenstrahlfensters als Funktion seines Radius. Das Fenster ist einseitig flüssigmetallgekühlt mit einer Fluidtemperatur von 300 °C. Protonenstrahlgeometrie: $2\sigma = 34$ mm.

Zusammenfassend sind die zu erwartenden SNQ-Betriebsbedingungen des Blei-Targets bezüglich der thermischen Wechselbelastung in Tab. 1-3 angeben.

	Target (Pb)	Stationäres Fenster (Mo)	Targetelement- Hüllen (Al)	Rotierendes Fenster (Al)
$T_{\max}$ (°C)	123 ($0,66 \cdot T_m$)	810 ($0,37 \cdot T_m$)	91 ($0,39 \cdot T_m$)	74 ($0,37 \cdot T_m$)
ΔT (°C)	42	45	24	11
Zahl der ΔT (1/sec)	0,5	100	0,5	0,5

Tab. 1-3

Kennwerte der thermischen Wechselbelastung bei Komponenten des Blei-Targets; T : Schmelztemperatur in K, $T_{\max}$: Höchsttemperatur, ΔT : Temperaturhub.

Erstes Ziel dieser Arbeit ist die Konzeption, der Aufbau und die Inbetriebnahme einer geeigneten Thermozyklie-Apparatur; diese wird anschließend genutzt zur experimentellen Untersuchung der thermischen Ermüdung unter SNQ-typischen Bedingungen von

- Aluminiumwerkstoffen für den Einsatz als Targetelement-Hülle bzw. als rotierendes Strahlfenster, und von
- metallischen Gläsern als Kandidaten für ein stationäres Strahlfenster.

Nicht behandelt wird das Targetmaterial selbst, dem im Falle von Blei keine mechanisch tragende Funktion zukommt. Die Materialien Wolfram und Uran - hier besonders der Effekt des anisotropen Wachstums unter Thermozyklisierung - werden an anderer Stelle des SNQ-Materialprogramms untersucht /5/. Dies gilt gleichfalls für die Sinteraluminium-Verbundwerkstoffe /5/ und für Zirkoniumlegierungen, die ggf. als back-up Material zur Anwendung kommen könnten.

1.4 Grundsätzliches experimentelles Vorgehen

Die direkte, alle Aspekte einschließende Untersuchung von Prototyp-Targetelementen ist nur in einem Hochleistungsbeschleuniger möglich; ein entsprechendes, sehr aufwendiges Experiment (STELA: SNQ Target Experiment at the LAMPF Accelerator) wird zur Zeit vorbereitet /6/. Andere Verfahren wie das induktive Aufheizen in einem gepulsten Mittelfrequenz-generator, das elektrische Aufheizen mit Heizelementen in Stabmitte oder Wärmebad-Tauchversuche haben spezifische Nachteile (vgl. Kap. 3.11) und erlauben insbesondere nicht die ungestörte Aufnahme der gesamten Ermüdungscharakteristik bei den zu untersuchenden Werkstoffen.

Das gewählte Thermozyklierverfahren besteht daher in der gepulsten elektrischen Aufheizung mittels Stromdurchgang durch homogene Probekörper. Diese haben die Geometrie von Dünnband-Flachproben (Dicke im Bereich von 50 μm), wofür folgende Gründe maßgeblich sind:

- i) mit bekannten technischen Verfahren herstellbare metallische Gläser haben Kreis- oder Bandgeometrie mit Dicken im genannten Bereich,
- ii) nur ein hinreichend kleines Probenvolumen führt zu ausreichend hohen elektrischen Probenwiderständen (Bereich 5-300 $\text{m}\Omega$) für eine sinnvolle, leicht beherrschbare Höhe des Aufheizstromes ($\leq 25 \text{ A}$),

- iii) nur in Kleinproben kann mit vertretbarem Aufwand an Probenkühlung eine SNQ-typische Leistungsdichte eingestellt werden, und
- iv) nur Proben im angeführten Dickenbereich sind mit Helium implantierbar, etwa am 28 MeV- α -Strahl des IFF-Kompakt-Zyklotrons; dieses auch in der Fusionsforschung angewandte Verfahren /7/ erlaubt die Simulation eines wesentlichen SNQ-Strahlenschädigungseffektes durch Vorimplantation von Proben, die im Anschluß thermisch zyklisiert werden.

Bei sorgfältiger Versuchsführung und genügend kleiner Korngröße des Materials sind die an derartigen Kleinproben ermittelten Festigkeitsdaten repräsentativ für die bulk-Eigenschaften des Materials, nicht jedoch die gemessenen Duktilitätswerte, die aufgrund fehlender Einschnürung stets zu klein ausfallen.

1.5 Weitergehende Experimente zur thermischen Ermüdung

Bestrahlungseffekte auf die thermische Ermüdung werden im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht. Die hier gewonnenen Ergebnisse bilden die Referenzdaten für weitergehende Untersuchungen innerhalb des SNQ-Materialerprobungsprogramms /2/, wie aus Tab. 1-4 zu entnehmen ist.

Schritt	Untersuchung	Apparatur	Ort	Referenz
1	Thermische Ermüdung von unbestrahlten Proben (Referenzdaten)	vgl. Kap. 3 dieser Arbeit	KFA-IFF	diese Arbeit
2	Thermische Ermüdung von mit Helium dotierten Proben (Simulation eines wesentlichen Strahlenschadens)	vgl. Kap. 3 dieser Arbeit; zusätzlicher Bestrahlungshalter für Vor-Implantationen	KFA-IFF; Vor-Implantationen am IFF-Kompaktzyklotron bzw. am Ispra-Zyklotron	diese Arbeit, /2/
3	Thermische Ermüdung unter gleichzeitiger Helium-Implantation (in situ-Effekte)	HERMEX (im Aufbau)	KFA-IFF; Kompaktzyklotron	/2/
4	Thermische Ermüdung von Kleinproben im Protonenstrahl	SNQ-II (in Kalterprobung)	LAMPF-Protonenbeschleuniger	/2/
5	Thermische Wechselbelastung von Targetelementen im Protonenstrahl	STELA (in Planung)	LAMPF-Protonenbeschleuniger	/2/, /6/

Tab. 1-4

Übersicht über Ermüdungsversuche an Targetwerkstoffen beim SNQ-Materialerprobungsprogramm /2/.

Sinn dieses Vorgehens ist es, ausgehend von einfachen Verhältnissen letztlich zu den komplexen Belastungsbedingungen des SNQ-Targetelements zu gelangen. Dabei werden auf der Datenbasis von unbestrahltem Material (Schritt 1) zunächst die Helium-Effekte studiert, und zwar im Vorbestrahlungsexperiment (Schritt 2) und mittels eines in situ-Versuchs (Schritt 3). Direkte in situ-Untersuchungen im Protonenstrahl (Schritt 4) erweitern den Bereich um Verlagerungs-Schädigungseffekte und Wasserstoff-Produktion im Werkstoff. Die Materialauswahl aufgrund dieser Voruntersuchungen erlaubt dann einen sinnvollen Test von kompletten Targetelementen unter SNQ-nahen Betriebsverhältnissen (Schritt 5).

2. Zur Theorie der thermischen Ermüdung

2.1. Einleitung

Allgemein versteht man unter thermischer Ermüdung eines Werkstoffs die allmähliche Verschlechterung seiner Festigkeitseigenschaften bis hin zum Bruch infolge periodischer Erwärmung und Abkühlung bei teilweiser oder gänzlicher Behinderung der thermischen Ausdehnung. Je nach Art dieser Behinderung lassen sich nach /8/ verschiedene Fälle unterscheiden (Abb. 2-1), denen jedoch zwei Charakteristika gemeinsam sind:

- Ausbildung von Ermüdungs-Anrissen unterhalb von 50 000 Zyklen, d.h. im Bereich der Kurzzeitermüdung, und
- nennenswerte plastische Verformung des Materials bei jedem Zyklus.

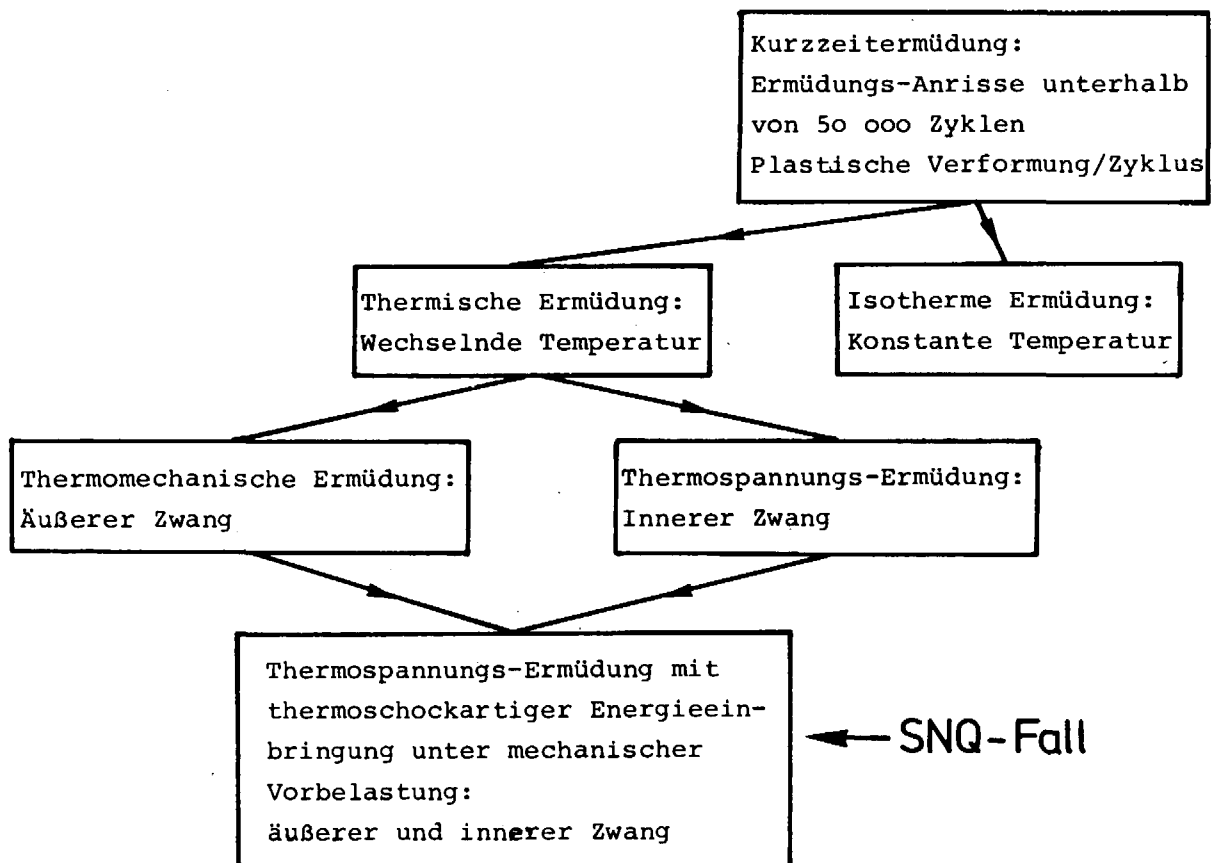


Abb. 2-1

Einordnung der thermisch-mechanischen Wechselbelastung von hochbeanspruchten SNQ-Komponenten in das Feld der thermischen Ermüdung.

Man erkennt, daß die SNQ-Betriebsbedingungen zu einem relativ komplizierten Fall führen, der nachfolgend näher beschrieben ist.

2.2 Belastungsbedingungen hochbeanspruchter SNQ-Komponenten

Mittels der oben eingeführten Terminologie kann der Fall von hochbelasteten SNQ-Komponenten anhand von Tab. 2-1 charakterisiert werden.

Komponente	Äußerer Zwang		Innerer Zwang		Thermozyklus
	Art	Ursache(n)	Art	Ursache(n)	
Stationäres Protonenstrahlfenster	Mechanische Vorspannung	Kühlmittel- druck, äußere Einspannung	Radial unter- schiedlich be- hinderte ther- mische Ausdehnung	Strahlprofil und Zeitstruktur des Protonen- strahls	Instantane Aufheizung, 9,5 msec lange Abkühl- phase
Rotierendes Protonenstrahlfenster	Mechanische Vorspannung	Hydrostatischer Kühlwasserdruck, Einbindung in das Targetrad-Gehäuse	s.o.	Strahlprofil des Protonen- strahls, Radrotation	Instantane Aufheizung, 2 sec lange Abkühlphase
Targetelement- Hüllen	Tangentiale mechanische Vorspannung	Fertigung (Aufschrumpfen oder Aufziehen der Hülle)	s.o.	Strahlprofil des Protonen- strahls, Radrotation	Instantane Aufheizung, 2 sec lange Abkühlphase
	Zusätzliche axiale Zugspannung	Funktion als Zug- anker zur Versteifung des Targetrad-Ge- häuses	s.o.		

Tab. 2-1

Charakterisierung von hochbelasteten SNQ-Komponenten nach Art der für die thermische Ermüdung maßgeblichen Beanspruchung.

Der konstruktiv oder fertigungstechnisch vorgegebene äußere Zwang erzeugt stets eine zeitlich konstante mechanische Vorbelastung. Dieser überlagern sich als innerer Zwang periodisch auftretende thermische Spannungen, bedingt durch die orts- und zeitabhängige Energiedeposition des Protonenstrahls. Die Zeitabhängigkeit für verschiedene SNQ-Komponenten wurde bereits beschrieben (Kap. 1.3). Die räumlich inhomogene Wärmequellenverteilung infolge des Strahlprofils ist Abb. 2-2 zu entnehmen; man erkennt deutlich ein Maximum in Strahlmitte bei $z = 0$, das zu einer entsprechenden Temperaturverteilung führt (vgl. hierzu auch Abb. 1-7).

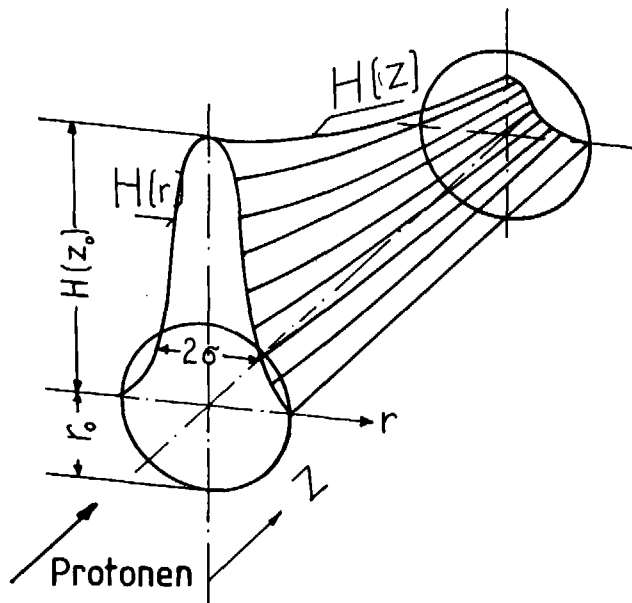


Abb. 2-2

Wärmeleistungsverteilung $H(r, Z)$ im protonenbestrahlten Material /4/; zugrunde liegt eine gaußförmige Intensitätsverteilung im Strahl, gekennzeichnet durch $2\sigma = 3,4$ cm und einen Abschneideradius $r_0 = 4$ cm.

Der zeitliche Verlauf der thermischen Zyklisierung - plötzliche Aufheizung mit relativ langer Abkühlphase - bewirkt im Material eine Thermoschock-Belastung, die nachfolgend näher diskutiert wird.

2.3 Thermoschock

Das typische Merkmal des Thermoschocks ist das Auftreten von

- großen räumlichen Temperaturgradienten ∇T , und
- schlagartig angreifenden thermischen Spannungen, d.h. großem $\frac{\partial T}{\partial t}$.

Dabei versagen viele Materialien bereits bei solchen Wärmespannungen, die sie im Falle einer langsamen Temperaturänderung noch ohne Rißbildung ertragen hätten.

Vom Material her sind im Thermoschock-Fall spröde und duktile Werkstoffe zu unterscheiden, deren Verhalten in unterschiedlichem Umfang quantitativ beschrieben werden kann.

2.31 Spröde Materialien

Der Begriff "spröde" meint hier das Fehlen von Duktilität; es besteht also keine Möglichkeit zum Abbau von Wärmespannungen durch plastische Verformung. Insofern reicht dann die Betrachtung der elastischen Spannungen im Material aus.

Modellmäßig noch gut zu behandeln ist der Fall einer homogenen, ebenen Platte von einheitlicher Temperatur T_0 , die plötzlich in ein Medium mit der Temperatur T_1 gebracht wird. Die größte Wärmespannung tritt an der Plattenoberfläche auf und kann nach /9/ als Funktion der Biot-Zahl β angegeben werden. Diese ist definiert durch

$$\beta = d \cdot h / (2 \cdot \lambda) \quad (3),$$

d : Plattendicke [cm]
 h : Wärmeübergangszahl [W/(cm² · K)]
 λ : Wärmeleitfähigkeit [W/(cm · K)]

Als Näherungsformel für die maximale Spannung $\sigma_{tm}^{\max}$ an der Oberfläche erhält man nach /9/:

$$\sigma_{tm}^{\max} = \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{1 - \nu} \cdot 1 / (1,5 + (3,25/\beta) - 0,5 \exp(-16/\beta)) \quad [\text{N/cm}^2], \quad (4)$$

mit E : Elastizitätsmodul [N/cm²],
 α : Wärmeausdehnungskoeffizient [1/K],
 $\Delta T = |T_1 - T_0|$: Temperaturdifferenz zur Ausgangstemperatur T_0 [K],
 ν : Poisson-Zahl,
 β : Biot-Zahl, vgl. (3).

Vergleicht man Gl. (4) mit dem klassischen Hook'schen Gesetz

$$\sigma = E \cdot \epsilon \quad [\text{N/cm}^2], \quad (5)$$

ϵ : Dehnung,

so erkennt man klar den elastischen Ansatz von (4): an die Stelle der nicht näher spezifizierten Dehnung ϵ aus (5) tritt ein um Material- und Geometriekonstanten erweiterter Ausdruck für die thermische Dehnung ϵ_{th} mit

$$\epsilon = \epsilon_{th} \sim \alpha \cdot \Delta T \quad (6).$$

Zwei Spezialfälle von (4) sind von besonderem Interesse, die sich als Konsequenz des breiten Schwankungsbereichs von β durch Material-, Geometrie- und Kühlungseinfluß ergeben. Bei sehr großen Werten von β vereinfacht sich (4) zu

$$\sigma_{tm}^{\max} \approx E \cdot \alpha \cdot \Delta T / (1 - \nu) \quad [\text{N/cm}^2] \quad (7).$$

Im Falle von kleinem β (≤ 5) - wie es in der Praxis häufig vorkommt - wird der Exponentialterm von (4) vernachlässigbar, und man erhält

$$\sigma_{tm}^{\max} \approx E \cdot \alpha \cdot \Delta T / \{(1 - \nu) \cdot (1,5 + 3,25/\beta)\} \quad (8).$$

Aus (7) und (8) läßt sich durch Umstellen nach ΔT ein Versagenskriterium durch Thermoschock ableiten:

$$\Delta T = \Delta T_{\text{krit.}}, \text{ wenn } \sigma_{tm}^{\max} = \sigma_{\text{UTS}} \quad (9)$$

$\Delta T_{\text{krit.}}$: zum Thermoschockversagen führende Temperaturdifferenz [K]
 σ_{UTS} : Zugfestigkeit des Materials [N/cm^2].

Für relativ kleine β -Werte gilt dann

$$\Delta T_{\text{krit}} = \frac{\lambda \cdot \sigma_{\text{UTS}}}{E \cdot \alpha} \cdot \frac{6,5 \cdot (1 - \nu)}{d \cdot h} \quad [\text{K}], \quad (10)$$

und für größeres $\beta \leq 5$ mit (3)

$$\Delta T_{\text{krit}} = \frac{\lambda \cdot \sigma_{\text{UTS}}}{E \cdot \alpha} \cdot (1 - \nu) \quad [\text{K}]. \quad (11)$$

Der erste Faktor von (10) und (11), $\lambda \cdot \sigma_{\text{UTS}} / (E \cdot \alpha)$ ist ein zur Bewertung unterschiedlicher Werkstoffe in der Technik häufig benutzter Thermoschockparameter. Danach sind hohe Werte von Wärmeleitfähigkeit und Zugfestigkeit bei kleinem Elastizitätsmodul und geringer thermischer Ausdehnung wünschenswert. Wie (10) und (11) zeigen, ist dieser Parameter jedoch ein Sonderfall, der je nach der Größe von β nicht immer ausreicht.

2.32 Duktile Materialien

Die bei diesen Werkstoffen mitbeteiligten plastischen Verformungsvorgänge erschweren die analytische Beschreibung erheblich und erlauben meist nur eine halbquantitative Behandlung. Ausgangspunkt ist hier die Coffin-Manson-Beziehung (12) nach /10/, welche den Bereich der plastischen Dehnung, $\Delta\epsilon_p$, mit der Zyklenzahl bis zum Bruch, N_f , verknüpft:

$$\Delta\epsilon_p = M \cdot N_f^Z, \quad (12)$$

$\Delta\epsilon_p$: Bereich der plastischen Dehnung/Zyklus,

M : Materialkonstante,

N_f : Zyklenzahl bis zum Bruch,

Z : Materialkonstante ($\approx -0,5$).

Unter Vernachlässigung von anelastischer und Kriechdehnung gilt für $\Delta\epsilon_p$:

$$\Delta\epsilon_p \approx \Delta\epsilon_{\text{ges}} - \Delta\sigma/E \quad (13).$$

Diese Ermittlung von $\Delta\epsilon_p$ aus dem experimentell zugänglichen Gesamtdehnungsbereich, $\Delta\epsilon_{\text{ges}}$, und der elastischen Dehnung $\Delta\sigma/E$ ist in Abb. 2-3 veranschaulicht.

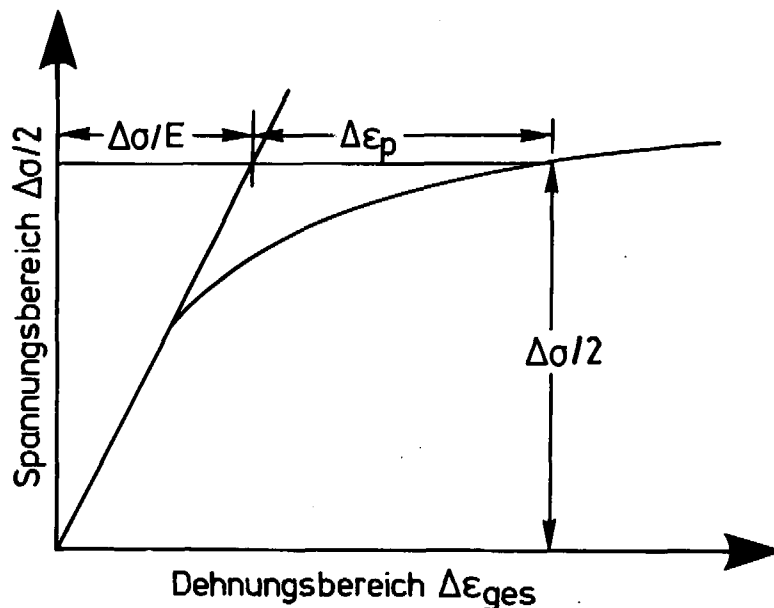


Abb. 2-3

Bestimmung des plastischen Dehnungsanteils/Zyklus, $\Delta\epsilon_p$, aus der meßbaren Spannungs-Dehnungs-Charakteristik des Zug-Druck-Ermüdungsversuchs.

Die Coffin-Manson-Gleichung (12) ist nach /10/ erweiterbar auf eine Beziehung zwischen $\Delta \epsilon_{\text{ges}}$ und N_f :

$$\Delta \epsilon_{\text{ges}} = M \cdot N_f^Z + (G/E) \cdot N_f^\gamma, \quad (14)$$

E: Elastizitätsmodul,
M, Z, G, γ : Materialkonstanten.

Zur Gewinnung von Aussagen für den Thermoschockfall müssen vereinfachende Annahmen getroffen werden. Im Falle der in Kap. 2.31 behandelten ebenen Platte ist die maximale elastische Dehnung $\epsilon_{\text{el}}^{\text{max}}$ aus (4) einfach bestimmbar:

$$\epsilon_{\text{el}}^{\text{max}} = \frac{\sigma_{\text{tm}}^{\text{max}}}{E} = \frac{\alpha \cdot \Delta T}{1-\nu} \cdot [1/(1,5+(3,25/\beta)-0,5 \cdot \exp(-16/\beta))] \quad (15).$$

Gl. (15) kann nun in (14) eingesetzt werden, wobei die Gleichsetzung von elastischer und Gesamtdehnung zugrundeliegt. Ferner lassen sich nach /11/ die Terme von (14) in andere, technisch aussagekräftigere Parameter umschreiben. Insgesamt führt dies auf

$$\frac{0,75 \cdot D \cdot (1-\nu)/\alpha}{N_f^{1/2}} + \frac{2\sigma_f \cdot (1-\nu)}{E \cdot \alpha} \cdot \frac{1}{(4N_f)} \cdot (\log(\sigma_f/\sigma_n) - \log(4 \cdot N_n))$$

$$= \Delta T \cdot [1/(1,5+(3,25/\beta)-0,5 \cdot \exp(-16/\beta))] \quad (16).$$

D: Duktilität, $D = \log(A_0/A_f)$

A_0, A_f : Anfangs- bzw. Endquerschnitt der Bruchzone [cm^2],

σ_f : wahre Bruchspannung [N/cm^2], bezogen auf A_f ,

σ_n : Ermüdungsgrenze [N/cm^2], ertragbare Spannung für N_n Zyklen,

N_n : zugehörige Lastspielzahl, i.a. $N_n = 10^6$.

Aus den Termen von (16) ergeben sich wieder Thermoschockparameter, die einen prinzipiellen Vergleich unterschiedlicher, duktiler Werkstoffe erlauben. Sie lauten

- i) $D(1-\nu)/\alpha$,
 - ii) $\sigma_f \cdot (1-\nu)/(E \cdot \alpha)$,
 - iii) $\log(\sigma_f/\sigma_n)/\log(4 \cdot N_n)$, und
 - iv) λ
- (17)

Man erkennt, daß aufgrund der mindestens 4 benötigten Parameter die Beurteilung der Thermoschock-Beständigkeit im Falle von duktilen Materialien deutlich schwieriger ist als im Fall der spröden Werkstoffe (Kap. 2.31). Generell sind hohe Werte von i) - iv) aus (17) wünschenswert. Bei milder Thermoschockbelastung, also kleinem β , ist die thermische Leitfähigkeit λ entscheidend. Bei hohem β -Werten, also starker Thermoschockbelastung, dominiert hingegen der Parameter i) aus (17). Grundsätzlich geht auch noch der Thermozyklus des Thermoschocks ein, so daß eine Materialbeurteilung auf der theoretischen Basis der Thermoschockparameter stets nur vorläufig sein kann und einer experimentellen Stützung bedarf.

2.4 Auswerteverfahren von thermischen Ermüdungsversuchen im Zug-Schwellbereich

Aufgrund der SNQ-Belastungsbedingungen (Tab. 2-1) ist die experimentelle Versuchsführung (vgl. Kap. 3.12) so gewählt, daß sich die thermoschockartige Ermüdung unter mechanischer Vorspannung σ_o abspielt, d.h. nicht im üblichen Zug-Druck-Bereich mit einer Mittelspannung $\sigma_m = 0$, sondern im Zug-Schwell-Bereich mit einer Mittelspannung $\sigma_m \neq 0$. Es ist also

$$\sigma_{ges}(t) = \sigma_o + \sigma_{tm}(t) = \sigma_m + \sigma_a(t) \quad [N/cm^2] \quad (18),$$

σ_o : konstante mechanische Vorspannung $[N/cm^2]$,
 σ_{tm} : periodische Thermospannung $[N/cm^2]$,
 σ_m : Mittelspannung/Zyklus $[N/cm^2]$, konstant,
 σ_a : periodische Spannungsamplitude $[N/cm^2]$.

Für diesen Fall lassen sich allgemein die nachfolgend erläuterten Auswerteverfahren einsetzen.

2.41 Modifiziertes Goodman-Diagramm

Es handelt sich um ein graphisches Verfahren /12/, das schematisch in Abb. 2-4 gezeigt ist.

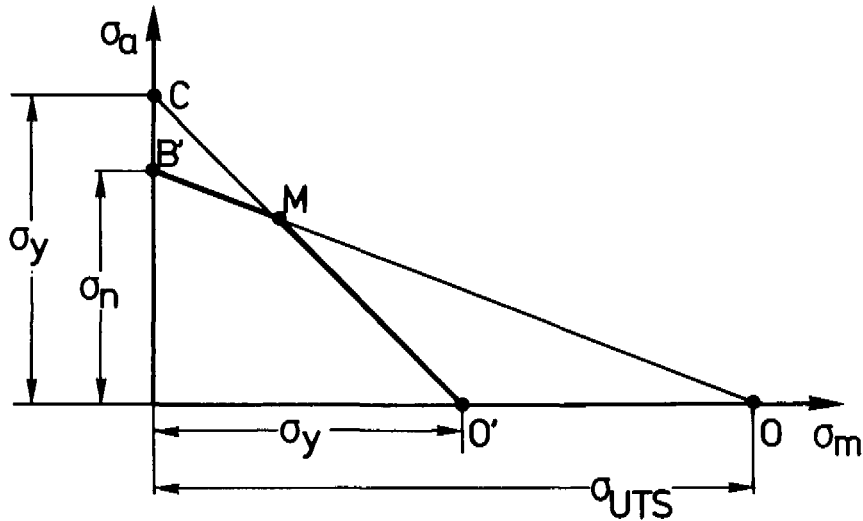


Abb. 2-4

Graphische Bestimmung des Einflusses der Mittelspannung σ_m auf die zulässige Wechsel-Spannungsamplitude σ_a (siehe Text).

Die Konstruktion dieses Diagramms wird wie folgt durchgeführt:

- i) Fließspannung σ_y (aus Zugversuch) auf Abszisse σ_m und Ordinate σ_a abtragen, die Verbindung beider Punkte ergibt die Linie $O'C$.
- ii) Ermüdungsgrenze σ_n für $N_f = n$ ertragbare Zyklen (aus Zug-Druck-Versuch $\hat{=}$ $\sigma_m = 0$) auf Ordinate σ_a eintragen, ergibt Punkt B' .
- iii) Zugfestigkeit σ_{UTS} als Punkt O auf Abszisse σ_m eintragen.
- iv) Die Ortslinie $B'M O'$ ist gültig für alle Paarungen (σ_a, σ_m) mit $N_f = n$.

Danach nimmt mit steigender Mittelspannung σ_m die ertragbare Spannungsamplitude für festes $N_f = n$ ab. Bereiche mit $(\sigma_m + \sigma_a) > \sigma_y$ werden dabei ausgeschlossen. Obwohl die Methode sehr einfach eine Voraussage der Ermüdungsfestigkeit bei bekannter Mittelspannung erlaubt, ist sie praktisch nur als grobe Orientierung einsetzbar wegen

- Fehlens der Temperaturabhängigkeit, und
- Notwendigkeit einer nicht stets bekannten Ermüdungs-Datenbasis aus Zug-Druck-Versuchen.

2.42 Wöhler-Kurve

Die Wöhler-Kurve (Abb. 2-5) ist die historisch älteste Methode zur Aufstellung einer Ermüdungscharakteristik.

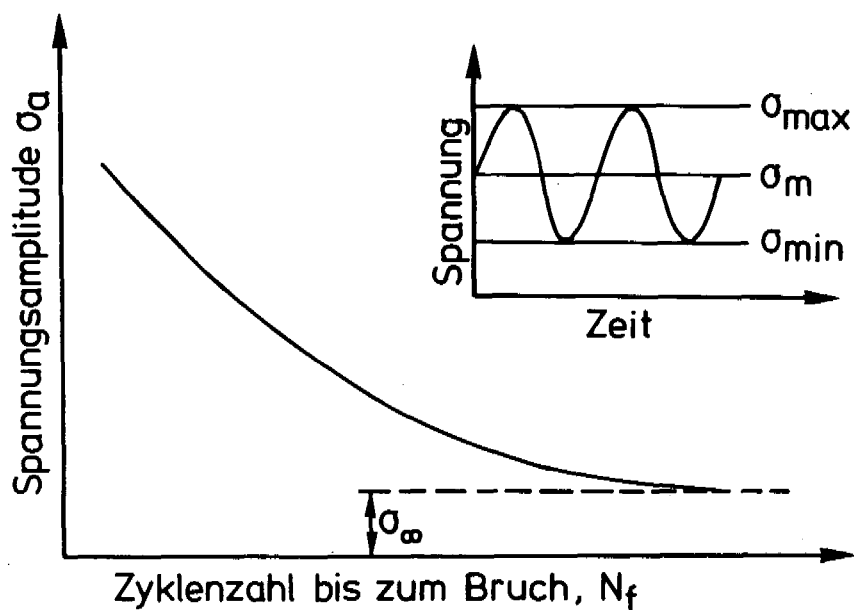


Abb. 2-5

Schematische Darstellung der Wöhler-Kurve, $\sigma_a = f(N_f)$. Der Bildeinsatz oben rechts zeigt $\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$ und $\sigma_m = \sigma_{\min} + \sigma_a$. σ_∞ bezeichnet die Ermüdungsgrenze.

Aufgetragen werden experimentell leicht zugängliche Größen, nämlich die ertragbare Spannungsamplitude σ_a als Funktion der Lastwechsel bis zum Bruch, N_f . Häufig wählt man eine halblogarithmische Darstellung mit $\log N_f$ anstatt N_f . Im allgemeinen ergeben sich dann zwei Bereiche: anfangs nimmt σ_a mit zunehmendem N_f kontinuierlich ab, aber ab $\sigma_a = \sigma_{\infty}$ (Ermüdungsgrenze) verläuft die Kurve horizontal, d.h. der Werkstoff kann beliebig viele Lastspiele bei σ_{∞} ertragen. Zur Gewinnung von Daten bei hohem N_f , etwa zur Bestimmung von σ_{∞} , ist die Auswertung der Wöhler-Kurve gut geeignet, nicht jedoch für den Bereich der Kurzzeitermüdung ($N_f < 10^5$), wo die zyklische plastische Dehnung dominiert. Ferner zeigen nicht alle Materialien eine echte Ermüdungsgrenze σ_{∞} .

2.43 S/N-Diagramm nach Morrow

Ein analytischer Ausdruck, der in vielen Fällen die Verhältnisse richtig wiedergibt, lautet nach /13/

$$\sigma_a = (\sigma_f' - \sigma_m) \cdot (2 N_f)^b \quad [\text{N/cm}^2], \quad (19)$$

σ_f' : Ermüdungsfestigkeits-Koeffizient $[\text{N/cm}^2]$,
 b : Ermüdungsfestigkeits-Exponent.

Es zeigt sich /14/, daß eine gute Näherung für σ_f' erzielt wird durch die Gleichsetzung $\sigma_f' = \sigma_f$, σ_f : wahre Bruchspannung aus Zugversuchs-Daten. Dies führt auf den Ausdruck

$$S = (2 \cdot N_f)^b \quad (20)$$

mit $S = \sigma_a / (\sigma_f - \sigma_m) \quad (21)$

Betrachtet man den einachsigen Zugversuch zur Ermittlung von σ_f als Ermüdungsversuch, so ist dieser gekennzeichnet durch

$$N_f = 1, \sigma_a = \sigma_f \text{ und } \sigma_m = 0. \quad (22).$$

Einsetzen dieser Werte in (21) ergibt, daß stets $S \leq 1$ gilt. Eine doppelt-logarithmische Auftragung von (20), $\log S$ gegen $\log ((2 \cdot N_f)^b)$, ergibt eine Gerade mit der Steigung b (Abb. 2-6); damit ist die Aufstellung einer quantitativen Ermüdungs-Charakteristik nach (19) allein auf der Basis von Ermüdungsversuchs-Meßdaten (σ_a , N_f) und der Zugversuchs-Bruchspannung σ_f möglich.

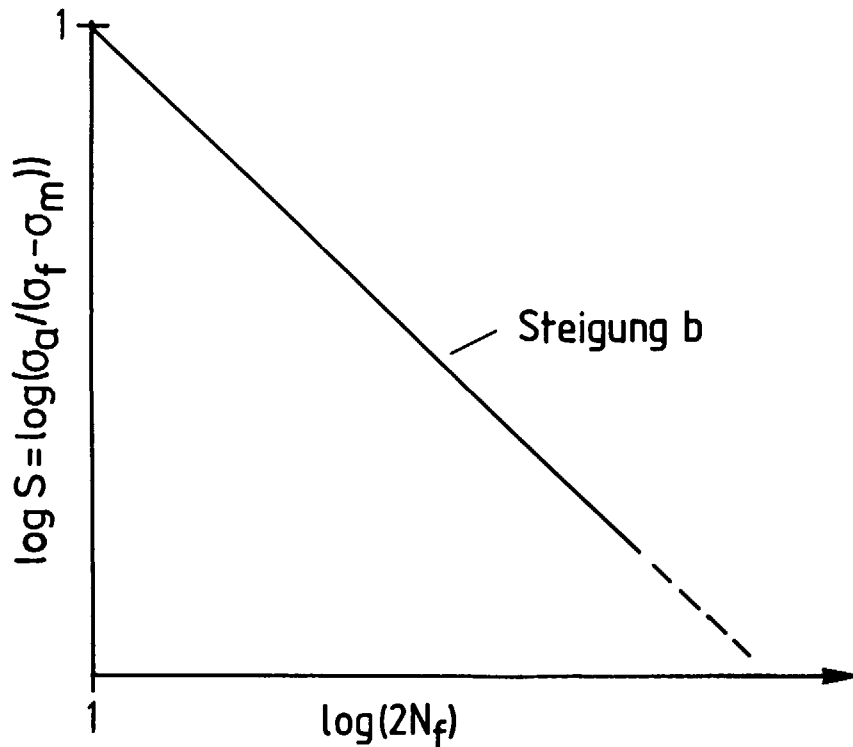


Abb. 2-6

Schematische Darstellung des S/N-Diagramms nach Morrow,
 $S = f(2 \cdot N_f)$.

2.44 Coffin-Manson-Diagramm

Dieses Auswerteverfahren beruht auf der Coffin-Manson-Gleichung (12) und erfordert daher die Kenntnis der plastischen Dehnung/Zyklus, $\Delta \epsilon_p$, als Funktion der Zyklenzahl bis zum Bruch, N_f . Eine doppelt-logarithmische Darstellung von (12), $\log \Delta \epsilon_p$ gegen $\log N_f$, liefert eine Gerade mit der Steigung z (Abb. 2-7).

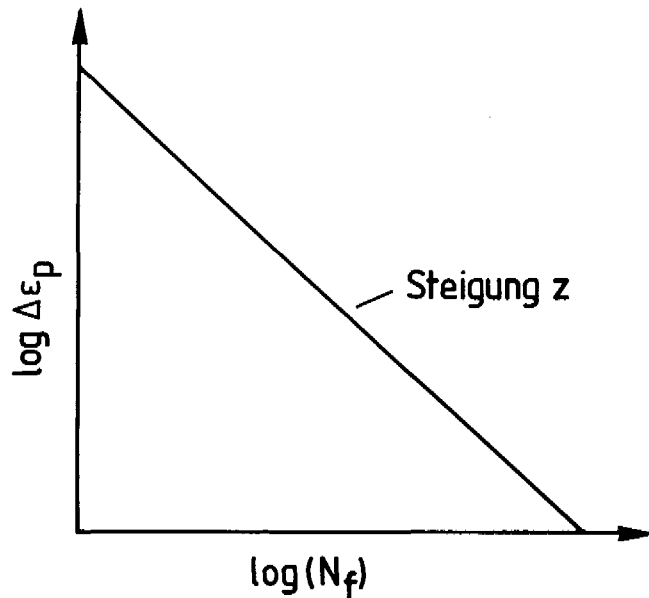


Abb. 2-7
Schematische Darstellung des Coffin-Manson-Diagramms,
 $\Delta \epsilon_p = f(N_f)$.

Unabhängig vom Material wird $z \approx -0,5$ gefunden /15/. Der Nachteil dieser allgemein gut bewährten Methode liegt in der recht komplizierten Bestimmung von $\Delta \epsilon_p$ aus Meßdaten, insbesondere bei spannungsgesteuerter Versuchsführung, welche auch in dieser Arbeit benutzt wird (vgl. Kap. 3.12); ferner fehlt die Berücksichtigung einer Mittelspannung $\sigma_m \neq 0$.

2.45 Weitere Methoden

Zwei weitere Verfahren seien hier der Vollständigkeit halber erwähnt. Beide benötigen jedoch mehr Eingabedaten als die vorgenannten Methoden 2.41-2.44, was ihre praktische Anwendbarkeit einschränkt und sie umgekehrt als weniger gut abgesichert ausweist.

Die Verknüpfung einer auf Smith /16/ zurückgehenden Spannungsfunktion mit Gl. (19) führt auf die Form

$$\sigma_{\max} \cdot \Delta \epsilon_{\text{ges}} = A_1 \cdot N_f^{a_1} + A_2 \cdot N_f^{a_2}, \quad (23)$$

$\sigma_{\max}$: Maximalspannung/Zyklus [N/cm^2],
 $\Delta \epsilon_{\text{ges}}$: Gesamtdehnungsbereich/Zyklus,
 A_1, A_2, a_1, a_2 : Materialkonstanten.

Die 4 Materialkonstanten haben keine unmittelbare physikalische Bedeutung, können jedoch als Fitparameter bestimmt werden.

Ein neueres, noch in seiner Entwicklung befindliches Verfahren nach Lorenzo /17/ zielt auf eine Relation zwischen der Mittelspannung σ_m und dem plastischen Dehnungsbereich $\Delta\epsilon_p$ ab, wodurch ein Anschluß an das Coffin-Manson-Gesetz (12) hergestellt werden soll. Die wesentliche Annahme hierbei ist, daß gilt

$$N_f = \text{const für } \sigma_a \cdot \Delta\epsilon_p = \sigma_{\max} \cdot \Delta\epsilon_p^{\max} = \text{const}, \quad (24)$$

σ_a : Wechsellastspannungs-Amplitude $[\text{N/cm}^2]$ mit
 $\Delta\epsilon_p$: verbundenem plastischen Dehnungsbereich,
 $\sigma_{\max}$: Maximalspannung $[\text{N/cm}^2]$ unter Einfluß einer Mittelspannung mit
 $\Delta\epsilon_p^{\max}$: gekoppeltem plastischen Dehnungsbereich.

Linien gleicher Lebensdauer können dann nach (24) gewonnen werden, indem man Daten aus Druck-Zug-Ermüdungsversuchen ($\sigma_a, \Delta\epsilon_p$) und aus zyklischen Kriechversuchen miteinander korreliert; letztere lassen sich nach /17/ als eine Schar paralleler Geraden in einer Auftragung von $\log(\Delta\epsilon_p^{\max})$ gegen σ_m mit $\sigma_{\max}$ als Parameter darstellen. Die Hauptschwierigkeit bei der Anwendung dieses Verfahrens ist die i.a. unbekannte zyklische Spannungs-Dehnungskurve.

In dieser Arbeit wird das Problem der Ermüdungsriß-Bildung und -Ausbreitung nicht behandelt, hauptsächlich aus experimentellen Gründen (Kleinprobentechnik). Neuere Ergebnisse /18/ an gekerbten Folienproben mit ähnlicher Geometrie wie der hier verwendeten (Kap. 3.13) deuten jedoch darauf hin, daß zumindest bei mechanischer Ermüdung eine Beschreibung des Rißwachstums nach Paris /19/ gelingt:

$$da/dN = C \cdot (\Delta K)^n, \quad (25)$$

da/dN : Rißausbreitungsgeschwindigkeit $[\text{cm/Zyklus}]$,
 N : Zyklenzahl,
 ΔK : Bereich des Spannungsintensitätsfaktors $[\text{N/cm}^{-3/2}]$,
 C, n : Materialkonstanten.

Als Fortsetzung dieser Arbeit ist insofern die Untersuchung von Rißwachstumsvorgängen - etwa mittels optischer Methoden - als möglich und sinnvoll anzusehen.

2.5 Unterschiede zwischen thermischer und mechanischer Ermüdung

Häufig wird die Frage nach der Notwendigkeit von thermischen Ermüdungsversuchen bei Vorliegen einer Datenbasis aus mechanischen Wechsellastversuchen gestellt, wie sie etwa für Aluminiumwerkstoffe bekannt ist. Die thermische Ermüdung weist jedoch charakteristische Unterschiede zum mechanischen Fall auf, die in Tab. 2-2 zusammengestellt sind.

Größe	Thermische Ermüdung	Mechanische Ermüdung
Belastungsart	Temperaturzyklisierung	Lastzyklisierung
Temperatur	Variabel, ungleichmäßige und zeitabhängige Verteilung im Probekörper.	Konstant im Material.
Spannung	Thermische Spannungen durch behinderte Wärmeausdehnung, inhomogen verteilt.	Mechanische Spannungen durch direkte Lasteinwirkung, i.a. homogen verteilt.
Dehnung	Konzentration auf die heißesten Probenbereiche.	Gleichmäßige Verteilung auf der Meßlänge, auch bei höherer Versuchstemperatur.
Lebensdauer	Für gleichen plastischen Dehnungsbereich u.U. kürzer als im mechanischen Fall.	-
Synergetische Effekte	Gleichzeitige Variation von Temperatur- und Dehnungsfeld.	Nicht vorhanden.
Mikrostruktur des Probenmaterials	Beeinflussung durch zyklische Temperaturänderung möglich (z.B. Änderung von Phasengleichgewichten und Ausscheidungsstrukturen, zyklisches Kriechen).	Keine mit dem thermischen Fall vergleichbaren Effekte, da konstante Versuchstemperatur.

Tab. 2 2

Typische Unterschiede zwischen thermischer und mechanischer Ermüdung, nach /20/.

Es folgt, daß Daten aus mechanischen Versuchen zwar nützlich für eine erste Materialbeurteilung sind, keinesfalls aber thermische Ermüdungsversuche unter möglichst einsatznahen Bedingungen erübrigen. Dies gilt besonders im bei SNQ vorliegenden Thermoschock-Fall, dessen experimentelle Simulation in Kap. 3 erörtert wird.

3. Experimenteller Aufbau und Inbetriebnahme der Apparatur

Im Anschluß wird das Konzept, der Aufbau und die Inbetriebnahme eines Prüfstandes zur Untersuchung des thermischen Ermüdungsverhaltens erläutert. Diese Apparatur, die an die SNQ-Erfordernisse angepaßt ist, stellt eine komplette Neuentwicklung dar.

3.1 Grundsätzliche Vorüberlegungen

3.1.1 Konzeptauswahl

Bei der Definition des experimentellen Konzepts waren zwei Gesichtspunkte ausschlaggebend:

- i) Möglichst genaue Simulation der bei SNQ erwarteten Belastungsverhältnisse (Tab. 1-3, 2-1), insbesondere der thermoschockartigen Wechselbelastung unter mechanischer Vorspannung, und zusätzlich
- ii) Vorhandensein eines Weiterentwicklungspotentials zur Einbeziehung von Bestrahlungseffekten.

Schon Bedingung i) schließt zahlreiche literaturmäßig bekannte Standardtechniken /21/ aus, i.a. wegen ungenügender Aufheizraten bei den üblichen massiven Probekörpern. Prinzipiell aussichtsreichere und z.T. auch praktizierte Verfahren sind mit den jeweiligen Vor- und Nachteilen in Tab. 3-1 aufgelistet.

		Eigenschaft							Anmerkungen
Nr.	Verfahren	1	2	3	4	5	6	7	
1	Aufheizung durch Heizpatrone im Probekörper	ja	ja	ja	(ja)	nein	nein	ja	-
2	Eintauchen von Proben in unterschiedlich temperierte Wärmebäder	ja	ja	nein	nein	nein	nein	ja	Beschränkung der maximalen Versuchstemperatur; praktizierte Methode.
3	Durchströmung von Hohlproben mit Heizmedium (Gas oder Flüssigkeit)	ja	ja	ja	(ja)	nein	nein	nein	Praktizierte Methode.
4	Induktive Probenaufheizung durch Mittelfrequenz	(ja)	ja	i. a. nein	ja	(ja)	nein	nein	Keine beliebige Kombination von Targethülle-Targetkörper; hohe Abkühlrate schwierig.
5	Probenaufheizung durch Elektronenstrahl	ja	nein	(ja)	(ja)	ja	ja	nein	Dünnschicht-Kleinprobe; Bestrahlung durch Elektronenstrahl.
6	Probenaufheizung mittels Hochstrom	ja	(ja)	(ja)	ja	nein	nein	nein	Isolation Targethülle-Targetkörper schwierig.
7	direktem Stromdurchgang Niederstrom	ja	nein	ja	ja	ja	ja	nein	Dünnband-Flachprobe; Methode dieser Arbeit.
8	Probenaufheizung durch mittelergetischen Protonenstrahl	ja	ja	ja	ja	(ja)	ja	nein	Abkühlrate durch Versuchsführung bestimmt; Bestrahlung durch Protonenstrahl.

Tab. 3-1

Versuchstechniken zur thermischen Ermüdung mit ihren spezifischen Vor- und Nachteilen hinsichtlich einer Simulation der SNQ-Betriebsbedingungen; es bedeutet

- 1: Untersuchbarkeit beliebiger metallischer Werkstoffe,
- 2: Untersuchbarkeit von kompletten Targetelementen,
- 3: Richtige Richtung des Wärmeeintrages im Targetelement, d.h. von innen nach außen,
- 4: Simulierbarkeit des SNQ-Temperaturprofils,
- 5: Erzielbarkeit hoher Aufheiz- und Abkühlraten zur Simulation des Thermoschocks,
- 6: Möglichkeit einer identischen Versuchsführung unter Bestrahlung,
- 7: Einfaches, kostengünstiges Experiment.

Nach den Kriterien i) und ii) kommt den Eigenschaften 5 und 6 bei diesem Vergleich besondere Bedeutung zu. Nur wenige Verfahren schneiden hier günstig ab. Insgesamt vereinigt ein schon als prototypisch anzusehender Versuch im Protonenstrahl (Nr. 8) die meisten Vorteile in sich; ein entsprechendes Experiment unter Einsatz eines Klein-Drehtargets (STELA) ist in Vorbereitung /6/. Das Verfahren Nr. 7 kann ohne den mit Nr. 8 verbundenen, sehr großen Aufwand realisiert werden und ermöglicht die Untersuchung von wesentlichen Belastungsaspekten, gerade auch unter Bestrahlung. Es wurde daher als Versuchsmethode für diese Arbeit ausgewählt und bildet zugleich die Basis für weitergehende Experimente (vgl. Tab. 1-4).

3.12 Versuchsführung

Generell sind bei Ermüdungsexperimenten zwei Arten der Versuchsführung möglich, nämlich (a) Dehnungssteuerung und (b) Spannungssteuerung.

Methode (a) ist üblich zur Aufnahme von Hysteresekurven unter Zug-Druck-Belastung; bei vorgegebenem - möglichst plastischem - Dehnungsbereich mißt man die erforderliche Spannung und hat dadurch einen guten Anschluß an zahlreiche bewährte Auswerteverfahren, etwa nach Coffin-Manson (Kap. 2.44).

Methode (b) wird in vereinfachter Form in dieser Arbeit eingesetzt. Bei konstant gehaltener Mittelspannung $\sigma_m \neq 0$ mißt man die thermisch induzierte Spannungsamplitude als Funktion der Zyklenzahl bis zum Bruch, N_f , sowie der Temperatur. Auf eine Verformungsanalyse wird verzichtet, weil eine experimentelle Bestimmung des plastischen Dehnungsanteils sehr kompliziert ist. Diese Vorgehensweise ist begründet durch

- leichte Realisierbarkeit der Belastung im Zug-Schwell-Bereich, der auch bei SNQ auftritt (vgl. Tab. 2-1), und ferner
- Notwendigkeit einer Vorspannung bei den nicht biegesteifen Dünnschichtproben.

Auch für diese Versuchsführung gibt es eine Reihe von Auswerteverfahren (Kap. 2.4).

3.13 Probengeometrie

Die Festlegung der hier eingesetzten Probenform ist durch folgende Gesichtspunkte bestimmt (vgl. auch Kap. 1.4):

- i) Herstellbarkeit aus allen Probenmaterialien unter Einschluß der von Hause aus dünnen ($\leq 50 \mu\text{m}$ Dicke) Metallglas-Bänder,
- ii) Elektrischer Probenwiderstand oberhalb von $5 \text{ m}\Omega$ zur Einsetzbarkeit eines niedrigen ($\leq 25 \text{ A}$), leicht beherrschbaren Aufheizstroms,
- iii) Einstellbarkeit von SNQ-typischen Leistungsdichten im Bereich bis zu 5 kW/cm^2 ,

- iv) Implantierbarkeit mit 28 MeV- α -Teilchen, deren Reichweite in Aluminium etwa 330 μm beträgt und die bei dichteren Materialien erheblich kleiner ist,
- v) Verwendbarkeit als Zug- und Ermüdungsprobe, und
- vi) Übertragbarkeit der an diesen Proben gemessenen Daten auf bulk-Eigenschaften des Werkstoffs.

Diese Anforderungen können mit der in Abb. 3-1 gezeigten Proben-geometrie erfüllt werden.

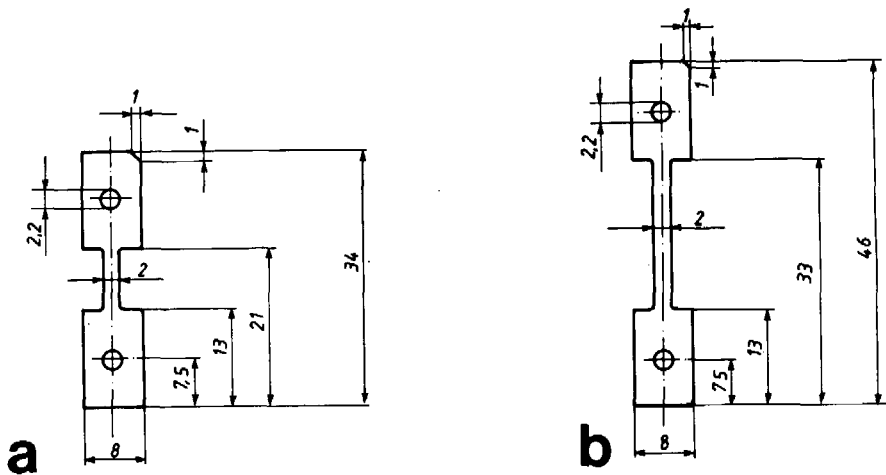


Abb. 3-1

Probenform der verwendeten Ermüdungsproben (Maße in mm). Die Kurzprobe (a) hat eine Meßlänge $l_0 = 8$ mm, die Langprobe (b) eine Meßlänge $l_0 = 20$ mm. In beiden Fällen beträgt die Probenbreite $b_0 = 2$ mm und die Dicke d_0 - je nach Material - 25 μm -100 μm .

Form (a) kommt für hochhohmige Werkstoffe (Edelstahl, metallische Gläser) zum Einsatz, während Form (b) bei den niederhohmigen Aluminiumlegierungen verwendet wird. Das nach DIN 50145 für Flachproben geforderte Verhältnis

$$l_0 / \sqrt{b_0 \cdot d_0} = 5,65 \quad (26)$$

kann in keinem Fall erreicht werden (Kap. 4.1). Ein Anschluß an bulk-Eigenschaften des Werkstoffs ist von daher nur eingeschränkt zu erwarten. Er ist nicht vorhanden bezüglich der Duktilitätswerte, die bei Dünnschicht-Flachproben stets zu klein ausfallen.

Die an diesen Kleinproben gefundenen Festigkeitsdaten können nach /22/ dagegen als repräsentativ gelten, falls ein Verhältnis

$$d_o/d_k \geq 5, \quad (27)$$

d_o : Probendicke [cm],
 d_k : Korngröße [cm]

vorliegt. Dies wurde bei der Probencharakterisierung (Kap. 4.2) untersucht.

3.2 Beschreibung der Apparatur

Der funktionale Aufbau des Prüfstandes ist schematisch aus Abb. 3-2 zu entnehmen. Die eingesetzten Ziffern bezeichnen dieselben Komponenten in den Abb. 3-2 bis 3-8 und haben folgende Bedeutung:

1: Probe	11: Spannungsabfall-Fühler
2: Probenklemme unten	12: Heizstrom-Zuleitung
3: Probenklemme oben	13: Pulsator
4: Kraftmeßzelle	14: Meßeinheit
5: Vakuum-Probenkammer	15: Dokumentationseinheit
6: Schrittmotor mit Steuerung	16: Verstärker
7: Helium-Detektor	17: Regeleinheit
8: Infrarot-Detektor	18: Temperatur-Meßgerät
9: UHV-Pumpstand	19: Massenspektrometer
10: Vakuumsteuerung, -messung	20: Kühlwasser-Versorgung
	21: Wasserkreislauf-Steuerung

Man erkennt drei Hauptstränge, nämlich

- i) die Ermüdungskammer mit Nebenaggregaten, Versorgung und Instrumentierung,
- ii) zugeordnete Steuerungs- und Meßgeräte sowie
- iii) die Datenerfassung und -verarbeitung.

Das Zusammenwirken dieser Einheiten wird am deutlichsten anhand einer halb-technischen Schemazeichnung (Abb. 3-3).

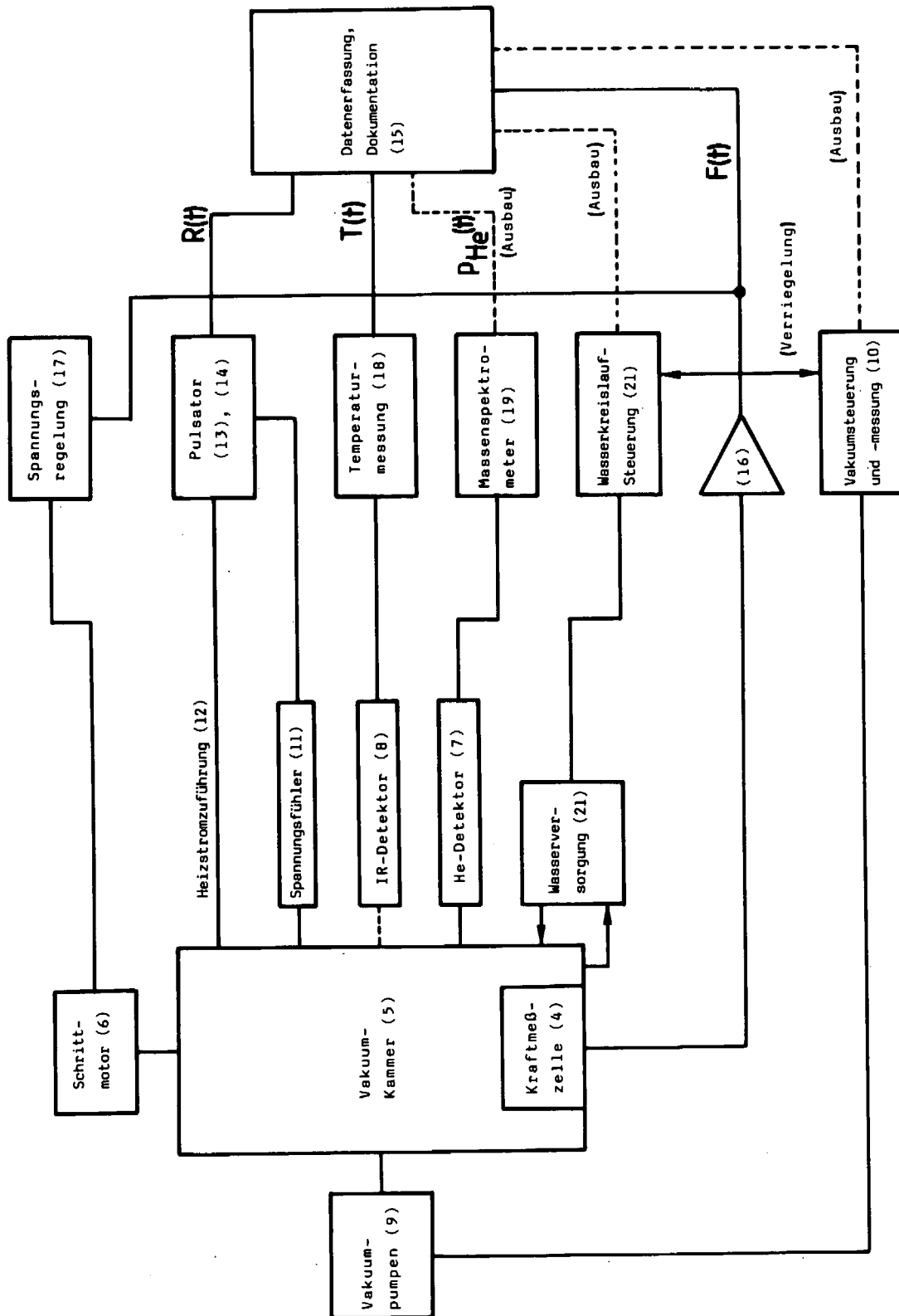


Abb. 3-2
Schematische Darstellung des Prüfstandes mit Untergliederung nach den Haupt-Funktionen i) - iii) (siehe Text).

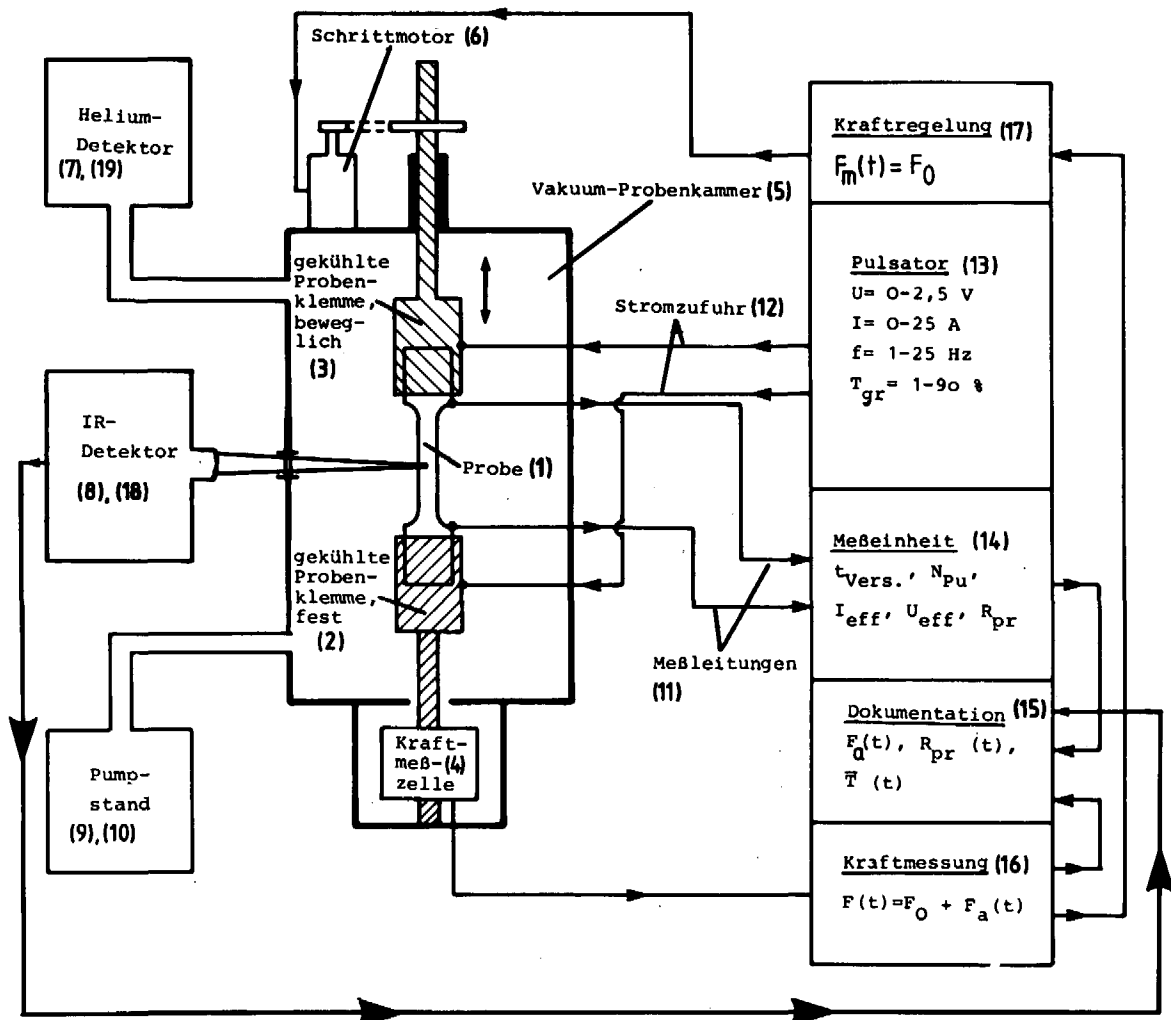


Abb. 3-3

Halb-technische, schematische Darstellung des Ermüdungsprüfstands. Die Bedeutung der Ziffern ist im nachfolgenden Text erläutert.

Die Probe (1), eine Dünnsband-Flachprobe wie in Kap. 3.13 beschrieben, wird senkrecht in zwei wassergekühlten Probenklemmen, (2) und (3), befestigt. Die untere Probenklemme (2) ist über ein Gestänge fest mit einer Kraftmeßzelle (4) verbunden, die ihrerseits im Inneren der Vakuum-Probenkammer (5) angeschraubt ist. Die obere Probenklemme (3) kann vertikal verfahren werden mit einem maximalen Hub von 35 mm, welcher durch die verwendete Vakuum-Schiebedurchführung bestimmt wird. Die Bewegung der Klemme (3) erfolgt über einen Zahnriemenantrieb mit einem Schrittmotor (6). Von außen an die Vakuum-Probenkammer (5) sind weiter angeflanscht

- der Meßkopf (7) eines Massenspektrometers (19) zur Analyse des Vakuums, insbesondere hinsichtlich des Helium-Gehalts (Entgasung vorimplantierter Proben, vgl. Tab. 1-3)
- ein infrarot-durchlässiges Schauglas, durch das ein Infrarot-Detektor (8) auf die Probenmitte blickt (berührungslose Messung der Probentemperatur),
- ein instrumentierter Ultrahochvakuum-Pumpstand (9), (10) zur Evakuierung der Probenkammer (5),
- Meßstromdurchführungen zur Abnahme des Kraftmeßzellen-Signals und zum Anschluß von Fühler-Meßleitungen (11) zwecks Bestimmung des elektrischen Spannungsabfalls an der Probe (1), sowie
- Stromdurchführungen (12) zur Aufbringung eines gepulsten Aufheizstroms auf die Probe (1) über die Klemmen (2) und (3).

Die Laufwege der elektrischen Steuer- und Meßsignale und deren Verarbeitung ist gleichfalls in Abb. 3-2 skizziert. Ein Pulsator (13) liefert eine Gleichstrom-Impulsfolgenkette mit den vermerkten Werten der Spannung U , des Stroms I , der Frequenz f und des Tastgrads T_{gr} ; das Gerät dient zur zyklischen Probenaufheizung. In einer mit dem Pulsator (13) gekoppelten Meßeinheit (14) wird die Versuchszeit $t_{vers.}$ bestimmt, die Zahl der Aufheimpulse, N_{pu} , gezählt und ferner periodisch aus den Effektivwerten von Spannung und Strom, U_{eff} und I_{eff} , der Probenwiderstand R_{pr} errechnet. Dessen Zeitabhängigkeit wird in der Dokumentationseinheit (15) festgehalten, die normalerweise einen Linien-Flachschreiber und einen Schnellschreiber beinhaltet und zu einem EDV-gestützten Datenerfassungssystem erweiterbar ist. Das Signal der Kraftmeßzelle (4), $F(t)$, wird in Komponente (16) verstärkt und angezeigt. Wegen der Betriebsweise im Zug-Schwell-Bereich hat es die Form

$$F(t) = F_o + F_a(t) [N], \quad (28)$$

F_o : mechanische Vorspannung [N],

F_a : Kraftamplitude [N] durch periodische Aufheizung.

Nach Nullpunktunterdrückung gelangt der Anteil $F_a(t)$ zur Dokumentationseinheit (15), während F_o einer Regeleinheit (17) zugeleitet wird. Diese dient zur Konstanthaltung der Mittelkraft auf der Probe, $F_m(t)$:

$$F_m(t) = F_o = \text{const [N]}, \quad (29)$$

Das Konstanthalten von $F_m(t)$ erreicht man durch entsprechend geregeltes Verfahren des Schrittmotors (6), d.h. Heben oder Senken der Klemme (3). Das verstärkte und angezeigte Signal (18) des Infrarot-Fühlers (8) wird ebenfalls zeitabhängig als mittlere Proben temperatur $\bar{T}(t)$ in Einheit (15) registriert.

Typische Merkmale und Besonderheiten von wichtigen Prüfstand-Komponenten werden anschließend dargestellt.

3.21 Probenkammer (5)

Abb. 3-4 zeigt den zentralen Teil des Prüfstandes, die Vakuum-Probenkammer mit zugehöriger Versorgung, den Meßwertaufnehmern und der Kraftsteuerung.

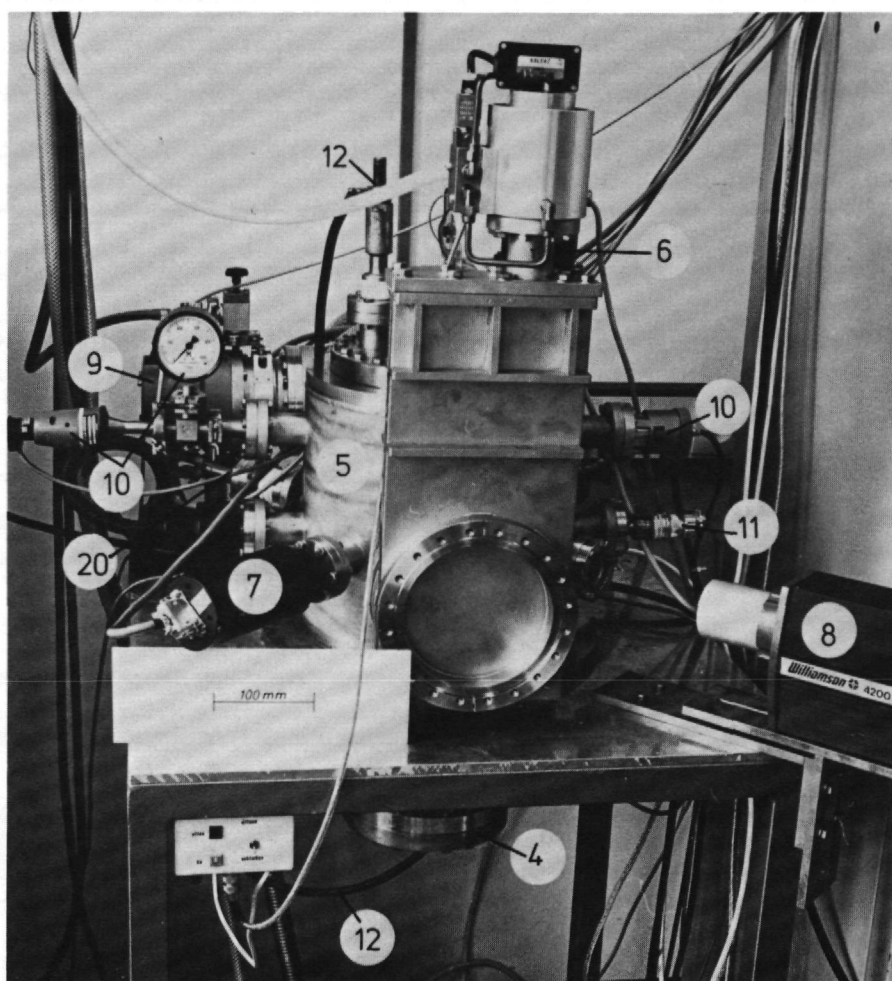


Abb. 3-4
Ansicht der Ermüdungs-Probenkammer mit Nebenaggregaten.

Die Vakuum-Probenkammer (5) ist weitgehend in CF-Technik ausgeführt. An ihrer Vorderseite kann zum Probeneinbau ein elektropneumatisch betätigter Balgzugschieber geöffnet werden. Die Evakuierung erfolgt mit einem UHV-Pumpstand, bestehend aus einer Turbo-Molekularpumpe (9) und einer Drehschieber-Vorpumpe (im Bild nicht sichtbar). Bei einer Vorvakuum-Saugleistung von $15,2 \text{ m}^3/\text{h}$ und einem Hochvakuum-Saugvermögen von 170 l/sec erreicht man nach ca. 1 h einen Enddruck von $5 \cdot 10^{-6} \text{ mbar}$ in der Kammer, was im Bereich des theoretisch möglichen Endvakuums liegt und zum Betrieb des Massenspektrometer-Meßkopfs (7) ausreicht. Als Vakuum-Meßfühler (10) sind eingesetzt

- ein mechanisches Manometer (Druckanzeige bis Atmosphärendruck beim Fluten der Kammer mit Argon),
- ein Thermotron (Vorvakuum-Messung bis 10^{-3} mbar),
- ein Ionisations-Manometer (Hochvakuum-Messung).

Verdeckt hinter dem Betätigungszyylinder des Balgzugschiebers liegt der Schrittmotor (6), der über einen Zahnriemen die in Kammermitte angebrachte Schiebedurchführung antreibt. Oben und unten erkennt man je eine Heizstrom-Durchführung (12). An der Kammerrückseite sind die Kühlwasser-Durchführungen (20) angeflanscht. Rechts sieht man eine Meßstromdurchführung (11), an der das elektrische Spannungsabfall-Signal von der Probe abgenommen wird. Gut erkennbar ist der Infrarot-Detektor (8), der durch ein Schauglas auf die Probenmitte blickt. In einem weiteren, unterhalb der Kammer befestigten Vakuumgefäß befindet sich - ebenfalls in Kammermitte - die Kraftmeßzelle (4) mit zugehöriger Meßstromdurchführung.

Abb. 3-5 zeigt das Innere der Ermüdungskammer, aufgenommen durch den geöffneten Balgzugschieber.

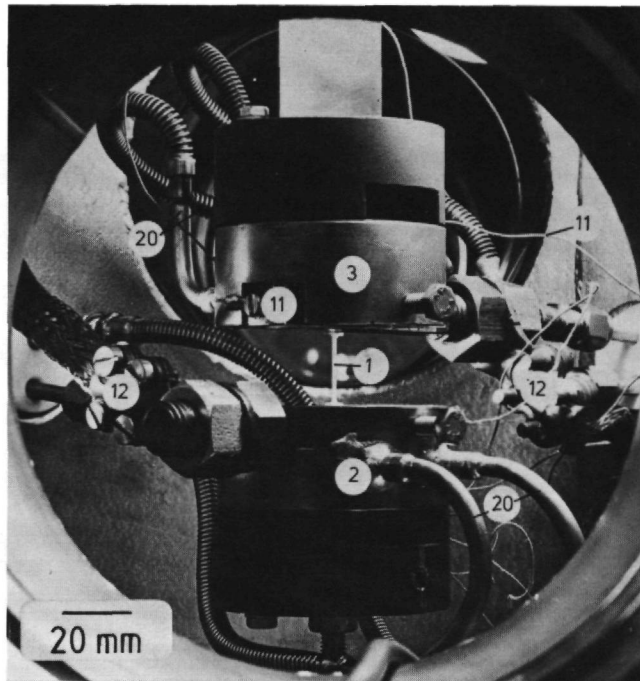
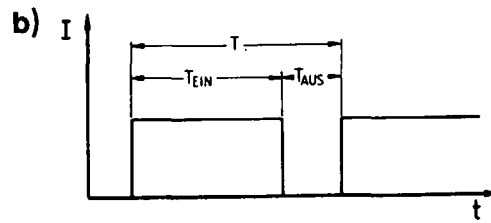
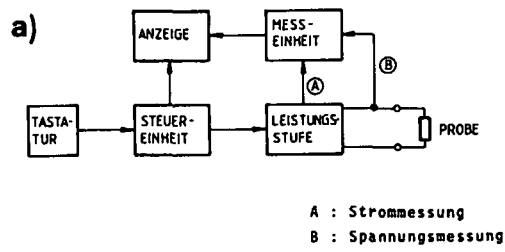


Abb. 3-5
Inneres der Ermüdungskammer.

Deutlich sichtbar ist die Probe (1), eingespannt in der oberen (3) und unteren (2) Probenklemme. An jeder Klemme erkennt man einen Kühlwasserzu- und -ablauf (20), je eine Heizstrom-Zuführung (12) und je einen Spannungsabfall-Fühler (11).

3.22 Pulsator (13), (14)

Zur zyklischen Probenaufheizung wird eine mikroprozessorgesteuerte, gepulste Stromquelle (Pulsator (13)) mit Meßeinheit (14) eingesetzt, eine industrielle Neuentwicklung nach KFA-Angaben. Die Funktionsweise kann Abb. 3-6 entnommen werden.



c)

Komponente	Größe	Wert	Auflösung
Steuereinheit	Strom I	0,05 - 12,75 A 12,80 - 25,00 A	0,05 A 0,1 A
dto.	Frequenz f	1,0 - 9,0 Hz 10,0 - 99,0 Hz	0,1 Hz 1 Hz
dto.	Tastgrad T_{gr}	1 - 90 %	1 %
Meßeinheit	Strom I_{eff}	0 - 25,5 A	0,1 A
dto.	Spannung U_{eff}	0 - 2,55 V	10 mV
dto.	Lastwiderstand R_{La}	0 - 9,999 Ω	1 m Ω

Abb. 3-6

Schematischer Aufbau (a), Pulsform (b) und technische Daten (c) des Pulsators (13).

Die Steuereinheit benötigt als Setzwerte den Pulsstrom I, die Pulsfrequenz f und den Tastgrad T_{gr} mit

$$T_{gr} = T_{EIN} / T_{ges} \quad (30)$$

T_{EIN} : Einschaltdauer [sec] ,
 $T_{ges} = 1/f$: Pulslänge [sec] .

Das Starten des Pulsators löst folgende Funktionen aus

- Einschalten der Leistungsstufe und Ausgabe der Aufheizpulse auf die Probe,

- schnelle, periodische Messung von Spannung (an der Probe) und Strom, aus diesen Wertepaaren Berechnung von U_{eff} , I_{eff} und des Probenwiderstands $R_{\text{Pr}} = U_{\text{eff}}/I_{\text{eff}}$,
- Anzeige dieser Werte mit einer Aktualisierung mindestens einmal pro Sekunde (abhängig von den Setzwerten),
- Zählung und Anzeige der Aufheimpulse N_{pu} ,
- Messung und Anzeige der Versuchszeit $t_{\text{vers.}}$.

Die Größe R_{Pr} ist zusätzlich als Analogsignal verfügbar, wodurch sie zeitabhängig registriert werden kann. Der Probenbruch wird am Hochlaufen der Pulsator-Ausgangsspannung bis auf Leerlaufspannung erkannt. Es leuchtet dann die entsprechende Signallampe auf, und die Leistungsstufe wird gesperrt. Die unmittelbar vor dem Probenbruch ermittelten Variablenwerte bleiben in der Anzeige erhalten, so daß insbesondere die wichtigen Parameter $R_{\text{Pr}}(t_{\text{Br}})$, t_{Br} : Versuchsdauer bis zum Probenbruch, und die Zyklenzahl bis zum Bruch, $N_f = N_{\text{pu}}(t_{\text{Br}})$, direkt ablesbar sind. Neben dem automatischen Anhalten durch Probenbruch kann der Pulsator jederzeit manuell gestoppt werden, wobei gleichfalls die zuletzt gemessenen Variablenwerte angezeigt bleiben. Einen Eindruck vom Aussehen des Pulsators gibt Abb. 3-7.

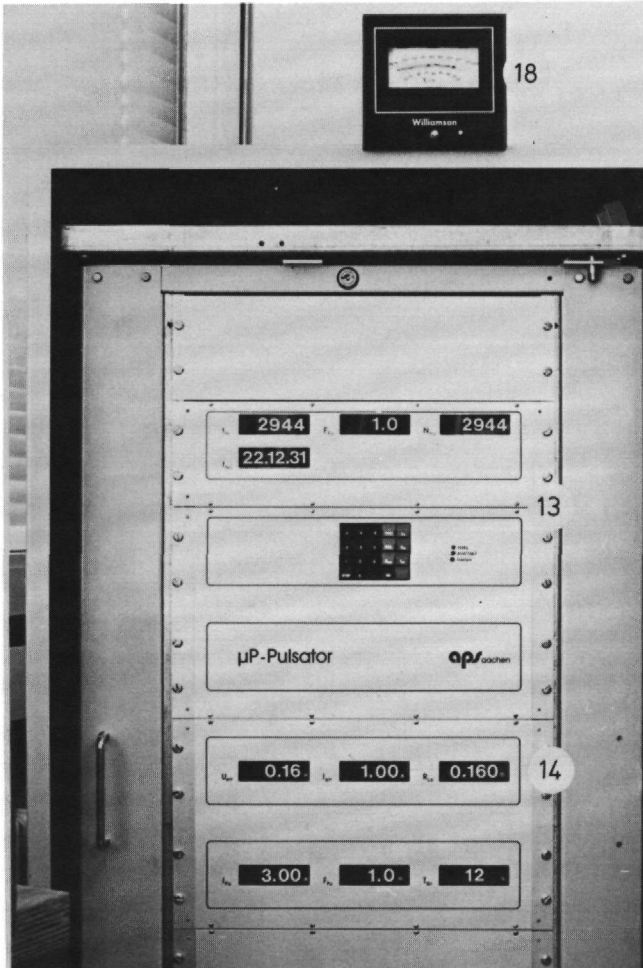


Abb. 3-7
Ansicht des Pulsators (13)
mit teilweise integrierter
Meßeinheit (14). Ganz oben
ist die Temperaturanzeige
(18) des IR-Detektors er-
kennbar.

Das Gerät hat sich nach Behebung der anfänglichen Programm- und Hardwarefehler in der Praxis gut bewährt. Für die auf dieser Arbeit aufbauenden Nachfolgeexperimente HERMEX und SNQ-II (vgl. Tab. 1-3) wurden daher im Konzept gleiche Pulsatoren angeschafft, die jedoch einen höheren Ausgangsstrom (≤ 50 A) sowie eine verbesserte Auflösung des Probenwiderstands ($0,1 \text{ m}\Omega$) aufweisen.

3.23 Kraftmessung (4), (16) und -regelung (17), (6)

Zur Messung der auf die Probe wirkenden Kraft dient eine fest mit der unteren Probenklemme (2) verbundene, innerhalb der Probenkammer (5) angebrachte Kraftmeßzelle (4). Es wurde eine steife Ausführung gewählt mit einem Zug-/Druckmeßbereich von 2 000 N bei einem Fehler von 0,2 % und einem Nennmeßweg von 0,1 mm. Das Meßprinzip beruht auf der Verformung von Dehnungsmeßstreifen, die auf einer Meßfeder appliziert sind. Elektrisch wird dadurch eine Wheatstone-Brückenschaltung verstimmt. Dieses Meßsignal gelangt über eine Vakuum-Meßstromdurchführung zu einem Trägerfrequenz-Meßverstärker (16), wobei zur Sicherstellung eines großen Abstands zu den Ermüdungsfrequenzen eine Trägerfrequenz von 1 kHz benutzt wird. Der Verstärker (16) liefert ein Nullpunkt- und ein Kalibriersignal, hat einen Tara-Abgleich zur Kompensation des Probenklemmengewichts oder anderer Vorspannungen und erlaubt in der empfindlichsten Stufe eine Kraftmessungs-Auflösung von 0,1 N. Das gemessene Signal wird digital angezeigt und steht auch in analoger Form zur Verfügung.

Abb. 3-8 zeigt den 19"-Instrumentierungsschrank, in dem neben dem Verstärker (16) eine Reihe weiterer Meß- und Steuergeräte untergebracht sind (s. Kap. 3.26).

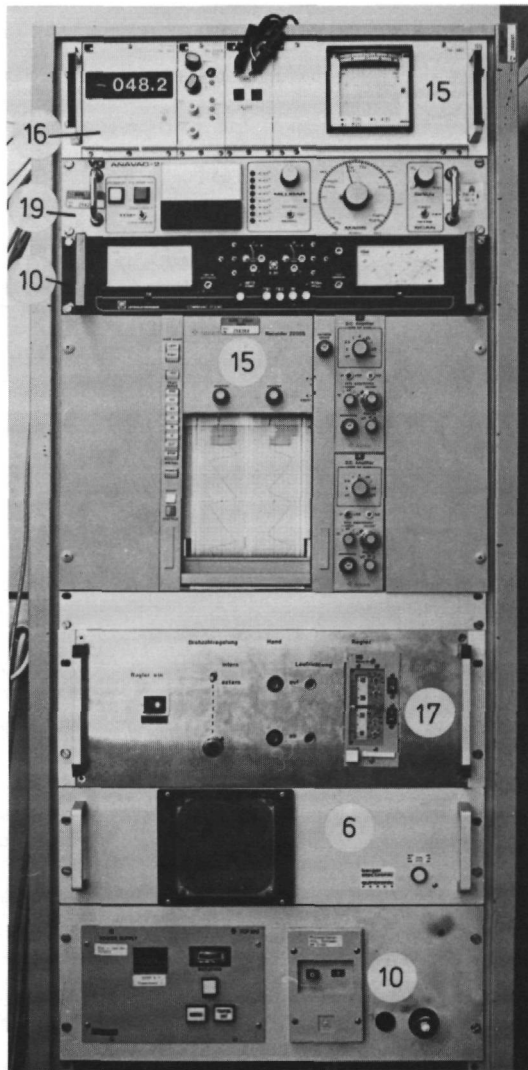


Abb. 3-8
Ansicht der Meß-, Steuer-
und Dokumentationseinheit
des Ermüdungsprüfstandes.

Das Analog-Signal des Verstärkers (16) wird zweifach benutzt (vgl. Abb. 3-3): einmal zu Dokumentationszwecken, andererseits als Eingangssignal für die Regelung (17) der Mittelkraft F_m . Die Dokumentation erfolgt - je nach gewünschter zeitlicher Auflösung - mit einem Schnellschreiber (Pos. (15) in der Mitte von Abb. 3-8) zur Kontrolle von Einzel-Ermüdungszyklen oder mit einem Kompensations-Punktendrucker (Pos. (15) oben in Abb. 3-8) bzw. einem Linienschreiber zur Verfolgung der Langzeittendenz.

Zur Konstanthaltung der Mittelkraft kommt ein PID-Regler (17) zur Anwendung. Er verarbeitet das Analog-Ausgangssignal des Verstärkers (16) und kann auf jeden Wert zwischen 0 und 100 % des Kraftmessungssignals eingestellt werden (im empfindlichsten

Bereich: $100 \% \hat{=} 200,0 \text{ N}$). Durch entsprechende Justierung des P-, I- und D-Kanals erreicht man, daß das zeitabhängige Kraft-amplitudensignal $F_a(t)$ symmetrisch innerhalb des Regelbereichs liegt und somit nur die Mittelkraft F_m nachgeregelt wird. Diese sehr einfache Maßnahme reicht für die Werkstoffe und Probenformen dieser Arbeit aus, nicht jedoch für die Anschlußexperimente (vgl. Tab. 1-3) mit deutlich größerer Meßlänge. Dort wird ein echter Mittelwert-Bildner notwendig.

Das Stellsignal des Reglers (17) gelangt zur Ansteuer-Elektronik (6) des Schrittmotors, der das entsprechende Heben oder Senken von Probenklemme (3) veranlaßt. Zum Probenwechsel kann dies mit höherer Geschwindigkeit auch manuell gesteuert erfolgen (vgl. Einheit (17) in Abb. 3-8).

3.24 Dehnungsmessung

Wie in Kap. 2.32 und 2.44 ausgeführt, benötigt man zur Anwendung von klassischen Ermüdungstheorien - etwa nach Coffin-Manson - als experimentellen Eingabewert den Bereich der plastischen Dehnung pro Zyklus, $\Delta \epsilon_p$. Diese Größe steht bei der gewählten spannungsgesteuerten Versuchsweise nicht zur Verfügung und kann auch meßtechnisch (z.B. mit Wegaufnehmern) nur sehr schwierig erfaßt werden, da die in Betracht kommenden Probenlängenänderungen im μm -Bereich liegen. Durchführbar ist jedoch eine Messung der mittleren, zeitabhängigen Gesamtdehnung, $\bar{\epsilon}_{\text{ges}}(t)$, und zwar über eine Zählung der Steuerimpulse des Schrittmotors (6). Die theoretisch erreichbare Längenänderungsauflösung beträgt $\Delta l = 1,5 \mu\text{m}$, so daß gilt

$$\Delta(\bar{\epsilon}_{\text{ges}}) = \frac{\Delta l}{l_o} = \begin{cases} 1,9 \cdot 10^{-4} & \text{für } l_o = 0,8 \text{ cm} \\ 7,5 \cdot 10^{-5} & \text{für } l_o = 2 \text{ cm} \end{cases} \quad (31)$$

l_o : Proben-Meßlänge [cm].

Man erkennt, daß auf diese Weise die Langzeittendenz von $\bar{\epsilon}_{\text{ges}}$ mit hoher Genauigkeit verfolgt werden kann. Da aber eine Nachregelung von F_m und somit eine Aktion des Schrittmotors (6) nicht in jedem Ermüdungszyklus erfolgt, ist eine Messung der Dehnungsänderung pro Zyklus nicht möglich. Damit scheidet die Ermittlung von $\Delta \epsilon_p$ aus $\Delta \bar{\epsilon}_{\text{ges}}$ nach Abb. 2-3 hier aus.

3.25 Temperaturmessung

Die Entwicklung eines auch für Dünnschicht-Proben verwendbaren Temperaturmeßverfahrens bedurfte besonderer Anstrengungen (vgl. Kap. 3.32). Der Weg der berührungslosen Temperaturmessung wurde wegen der niedrigen Proben Temperaturen (vgl. Tab. 1-3) erst in jüngster Zeit technisch realisierbar. Diesen angepaßt, kommt eine Infrarot-Meßanlage mit zwei Bereichen (75-220 °C, 200-600 °C) zum Einsatz. Sie besteht aus einem Infrarot-Detektor und einem Anzeigemodul. Der IR-Detektor (Pos. (8) in Abb. 3-4) befindet sich in einer Kamera mit Visieroptik direkt am Prüfstand. Diese wird auf die Probenmitte ausgerichtet und erlaubt einen Meßfleck-Durchmesser herab bis zu 2,5 mm, was hinreichend gut mit der Probenbreite von 2 mm übereinstimmt. Das im Strahlengang erforderliche Schauglas hat eine ausreichend hohe IR-Transmittanz (90 % im erforderlichen Wellenlängenbereich von 2,8-3,3 μm). Durch einen speziellen Detektorkristall (PbS) und eine besondere Art der IR-Signalverarbeitung (Vergleich des gepulsten Meßsignals mit einem Referenzsignal) erreicht man eine relativ kurze Ansprechzeit ($\leq 0,75$ sec) und einen stabilen, driftfreien Betrieb.

An diesen Aufnehmer schließt sich eine Verstärkungs- und Anzeigeeinheit an (Pos. (18) in Abb. 3-7). Das Meßsignal kann analog abgelesen werden und steht auch als proportionale Ausgangsspannung zur Verfügung. Leitet man diese der Dokumentationseinheit zu (Pos. (15) in Abb. 3-8), so läßt sich wahlweise die Mitteltemperatur über lange Versuchszeiten oder - bei einer Ermüdungsfrequenz im Bereich von 1 Hz - auch der Temperaturhub ΔT nach jedem Heizpuls registrieren.

Zur Absolutmessung der Temperatur läßt sich die Anlage auf unterschiedliche Emissionsfaktoren ϵ_{opt} der Probe einstellen (vgl. Kap. 4.2).

3.26 Weitere Geräte im Instrumentierungsschrank

Neben den in Kap. 3.23 aufgeführten Komponenten sind im Instrumentierungsschrank des Prüfstandes noch weitere Geräte eingebaut (vgl. Abb. 3-8).

Ein Massenspektrometer (19) erlaubt in Verbindung mit dem Meßkopf (Pos. (7) in Abb. 3-4) die Bestimmung des Gesamt- und Partialdrucks in der Vakuum-Probenkammer (5) im Bereich von 10^{-4} - 10^{-11} mbar. Die Partialdruck-Messung kann für Gase bis zur Massenzahl 60 durchgeführt werden. Ein Durchfahren dieses Bereichs (Scan-Funktion) liefert Spektren, anhand derer die Restgas-Zusammensetzung in der Kammer bestimmt werden kann (Kap. 3.3). Ferner ist durch Einstellen auf Massenzahl 4 und Nutzung des anzeigeanalogen Ausgangssignals die zeitliche Verfolgung der Helium-Freisetzung aus vorimplantierten Proben möglich (Nachfolgeversuch zu dieser Arbeit, vgl. Tab. 1-4).

Ein Vakuum-Meßgerät (10), an das zwei Meßröhren (Pos. (10) in Abb. 3-4) angeschlossen sind, gestattet eine Kammer-Gesamtdruckmessung zwischen Atmosphärendruck und 10^{-8} mbar. Seine Schaltpunkte dienen zu Verriegelungszwecken. Wird der Kammerdruck größer als $3 \cdot 10^{-2}$ mbar - etwa durch ein Luft- oder Wasserleck in der Kammer -, so erfolgt über ein Magnetventil die Abschaltung des Kühlwassers. Dies geschieht auch bei einem zu niedrigen Durchfluß in der Kühlwasser-Rückleitung (z.B. durch Platzen einer Schlauchverbindung außerhalb der Kammer). Steigt der Druck über 1 mbar, wird ferner der Vakuum-Pumpstand ausgeschaltet, so daß eine Beschädigung dieser Komponenten ausgeschlossen ist.

In Abb. 3-8 ist ganz unten die Steuerung des Vakuum-Pumpstands (10) sichtbar. Der schwarze Knopf neben dem Motorschutzschalter für die Vorpumpe ist in die Sicherheitsverriegelung integriert und muß beim Anfahren der Apparatur bis zum ersten Schaltpunkt (1 mbar) gedrückt bleiben.

3.3 Inbetriebnahme der Apparatur

Die Anfangsphase der Inbetriebnahme war bei einigen Prüfstand-Komponenten gekennzeichnet durch Funktionsfehler, von denen nur die schwerwiegendsten erwähnt seien:

- Probenkammer: Heizstrom-Kurzschluß über Kühlwasser-Leitungen; zu steife Kühlwasser-Zuleitungen zu den Proben-Klemmen; Kraftmeßzelle außerhalb der Kammer angebracht und über Federbalg-Durchführung mit der unteren Probenklemme verbunden, dadurch großer Meßfehler infolge Kraftnebenschluß.
Schlechtes Vakuum durch Luft- und Wasserlecks.
- Pulsator : Häufiger Totalausfall oder wildes Schwingen.

Nach Beseitigung dieser Mängel konnten die Testläufe beginnen, und zwar mit Proben aus austenitischem Edelstahl (Typ 316 SS, geglüht), einem gut bekannten Werkstoff /23/.

3.31 Zug- und Ermüdungsversuche an 316 SS

Es wurden mittels funkenerosivem Ausschneiden Kurzproben (vgl. Abb. 3-1) hergestellt, deren Raumtemperatur-Zugfestigkeit mit einer üblichen Zugmaschine (Instron Typ 1122) und durch Zerreißen innerhalb der Probenkammer bestimmt wurde. Letzteres war nur mit nicht konstantem Vorschub möglich, da zu dieser Zeit das Verfahren der oberen Klemme lediglich manuell, nicht jedoch motorgesteuert erfolgen konnte. Dennoch ergaben sich noch vergleichbare Werte, nämlich

- $\sigma_{UTS} = 570 \text{ N/mm}^2$ bei der Zugmaschine, und
- $\sigma_{UTS} = 645 \text{ N/mm}^2$ bei der Probenkammer.

Dies deutet auf einen nur geringen Kraftnebenschluß durch die Kühlwassr- und Heizstromzuleitungen hin, der als Apparatekonstante betrachtet werden kann.

Danach wurde mit den Test-Thermozyklierversuchen an 316 SS begonnen. Abb. 3-9 zeigt einen typischen Original-Meßplot.

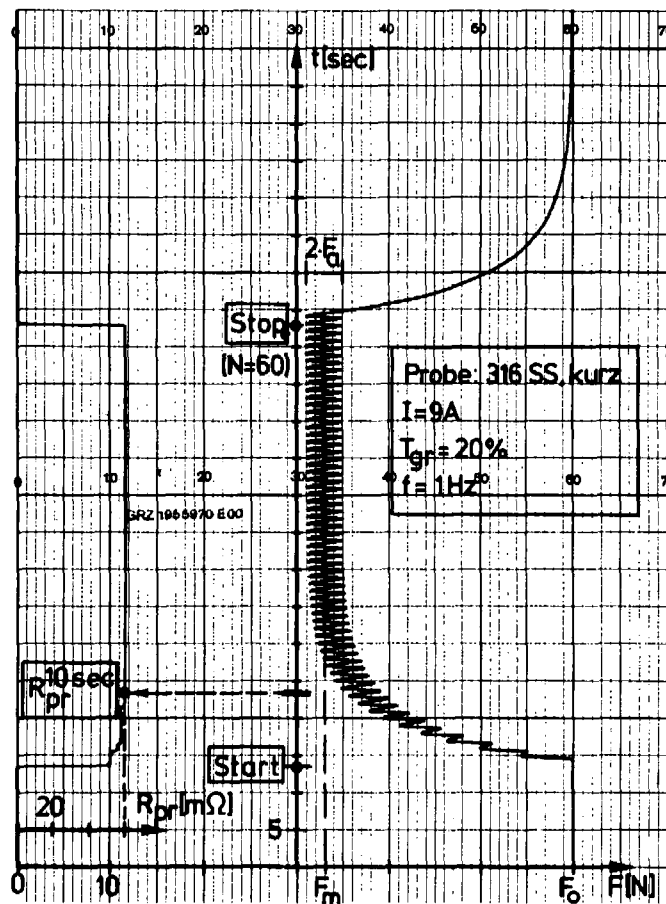


Abb. 3-9

Meßschieb eines thermischen Ermüdungsversuchs mit den angegebenen Daten an 316 SS. Links ist der zeitliche Verlauf des Probenwiderstands $R_p(t)$ sichtbar, in der rechten Hälfte die Zeitabhängigkeit des Kraftmeßsignals $F(t)$.

Am $F(t)$ -Verlauf erkennt man klar das Fehlen einer Kraftregelung: die zu Anfang mit $F_o(o) = 60$ N vorgespannte Probe relaxiert im Versuch durch thermische Ausdehnung bis auf einen quasistationären Zustand, gekennzeichnet durch eine konstante Mittelkraft $F_m = 33$ N und die Kraftamplitude $F_a = 2$ N. Schaltet man zur Zeit t die Heizpulse ab, so wird das ursprüngliche $F_o(o)$ fast wieder erreicht; die Größe $\Delta F_o = F_o(t) - F_o(o)$ ist ein Maß für die plastische Verformung der Probe.

Die Probenmitteltemperatur $\bar{T}(t)$ kann prinzipiell aus dem Probenwiderstand $R_{Pr}(t)$ gewonnen werden, welcher schon vor Abschluß des thermomechanischen Einschwingvorgangs nach etwa 10 sec auch einen quasistationären Wert annimmt, hier $R_{Pr}^{10s} = 60 \text{ m}\Omega$. Es gilt:

$$\bar{T}(t) = 20 + [R_{Pr}(\bar{T}, t) - R_{Pr}^{RT} / (R_{Pr}^{RT} \cdot \alpha_{el})] \quad [^{\circ}\text{C}], \quad (32)$$

$R_{Pr}(\bar{T}, t)$: gemessener Probenwiderstand $[\Omega]$

R_{Pr}^{RT} : Probenwiderstand bei Raumtemperatur $[\Omega]$
(vgl. (33)),

α_{el} : Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstands $[^{\circ}\text{C}^{-1}]$.

Der Probenwiderstand bei Raumtemperatur ist gegeben durch

$$R_{Pr}^{RT} = \varphi_{RT}^{el} \cdot l_o / A_o \quad [\Omega] \quad (33)$$

φ_{RT}^{el} : spezifischer elektrischer Widerstand bei Raumtemperatur $[\mu\Omega \cdot \text{cm}]$,

l_o : Meßlänge der Probe $[\text{cm}]$,

A_o : Probenquerschnitt $[\text{cm}^2]$.

Der quasistationäre Probenwiderstand R_{Pr} (10 sec) und die ihm proportionale Temperatur $\bar{T}$ läßt sich nun mit unterschiedlichen Kombinationen der Pulsator-Setzgrößen f , T_{gr} und I einstellen, zu denen - infolge der unterschiedlichen Aufheizleistung pro Puls - auch jeweils unterschiedliche Werte von F_m und F_a gehören. Die Verknüpfung von $\bar{T}$ mit den Setzgrößen T_{gr} und I bei $f = 1 \text{ Hz}$, gleichem Probenmaterial und gleicher Probengeometrie ist in einem Kennlinien-Feld (Abb. 3-10) darstellbar.

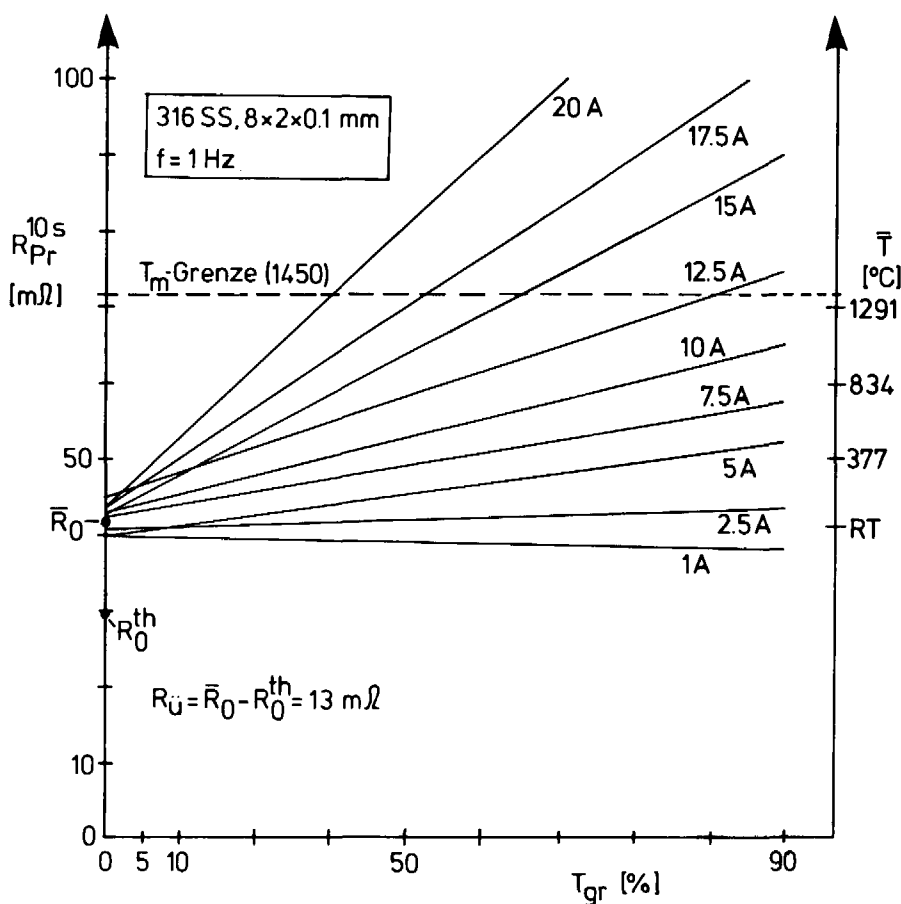


Abb. 3-10

Abhängigkeit des Probenwiderstands R_{Pr} (10 sec) und der Mitteltemperatur $\bar{T}$ vom Tastgrad T_{gr} mit dem Pulsstrom I als Parameter; Material: 316 SS, T_m : Schmelztemperatur.

Der Wert R_{Pr}^{RT} ist mit der Maßeinheit des Pulsators nicht direkt erfaßbar. Ihm entspricht jedoch die in der Abb. 3-10 vermerkte Größe R_0 , gewonnen durch Extrapolation der I -Ausgleichsgeraden gegen $T_{gr} = 0$ und Bildung des Mittelwerts. Man erkennt, daß dieses auf Meßdaten beruhende R_0 vom nach (33) errechenbaren R_0^{th} deutlich abweicht, eine Folge des Übergangswiderstands $R_U = R_0 - R_0^{th}$. Nimmt man $R_U = \text{const}$ an, so kann man in (32) einen korrigierten Probenwiderstand einsetzen, $R_{Pr}^{korr} = R_{Pr}(\bar{T}, t) - R_U$, was zu der gleichfalls in Abb. 3-10 eingezeichneten Mitteltemperaturskala führt.

3.32 Problembereiche

Aus Kap. 3.31 werden zwei grundsätzliche experimentelle Schwierigkeiten deutlich:

- i) definiertes Einstellen einer Mittelkraft F_m , die während des Versuchs konstant bleiben soll, und
- ii) Messung der mittleren Proben temperatur $\bar{T}$ und des Temperaturhubs ΔT nach jedem Heizpuls.

Im Falle i) ist insbesondere die Langzeitdrift von F_m störend, welche eine ständige Kontrolle des Prüfstands und wiederholtes, manuelles Nachspannen erfordert; dadurch entsteht ein relativ großer Schwankungsbereich von F_m .

Bezüglich Punkt ii) wurde schon oben klar, daß die Bestimmung von $\bar{T}$ aus der Probenwiderstands-Messung nur indirekt und außerdem - wegen der Auflösung dieser Messung - nur grob möglich ist. Da außerdem eine ΔT -Messung überhaupt nicht durchgeführt werden kann, besteht die Notwendigkeit, die Größen $\bar{T}$ und ΔT auf andere Weise zu ermitteln. Aufgrund des niedrigen Temperaturniveaus schieden pyrometrische Meßverfahren zunächst aus. Messungen mit dünnen (0,25 mm $\varnothing$) Mantel-Thermoelementen wurden versucht; das Verfahren erwies sich aber als nicht anwendbar wegen

- schlechter thermischer Ankoppelbarkeit (z.B. mit Silber-Leitlack) an die Dünnschicht-Probe,
- mechanischer Biegebelastung der Probe und
- Kurzschluß des nicht potentialfreien Pulsators über den Thermoelement-Mantel.

Die $\bar{T}$ -Ermittlung blieb deswegen zunächst auf die R_{pr} -Auswertung (32) beschränkt.

Die Größe ΔT ist rechnerisch zu gewinnen aus

- a) der Betrachtung der Energiebilanz und
- b) der Analyse der mechanischen Spannungsamplitude $\Delta \sigma$.

Für Methode a) nimmt man adiabatische Verhältnisse an, was bei der Probenaufheizung durch Rechteck-Strompulse gerechtfertigt erscheint. Dann gilt:

$$\Delta T = U_{\text{eff}} \cdot I_{\text{eff}} \cdot T_{\text{gr}} / (100 \cdot f \cdot c \cdot \rho \cdot V) \text{ [K]}, \quad (34)$$

U_{eff} : Effektivspannung an Probe [V], Meßwert,
 I_{eff} : Effektivstrom durch Probe [A], Meßwert,
 T_{gr} : Tastgrad [%], Setzwert,
 f : Pulsfrequenz [Hz], Setzwert,
 c : Wärmekapazität des Probenmaterials [Ws/(g · K)],
 ρ : Dichte des Probenmaterials [g/cm³],
 V : Probenvolumen [cm³].

Methode b) beruht der Annahme, daß der Heizpuls einen Thermochock im Material mit entsprechender thermischer Spannung bewirkt. Für spröde Werkstoffe und kleine Biot-Zahl gilt dann nach Kap. 2.31, Gl. (8):

$$\Delta T = \frac{\Delta \sigma \cdot (1-\nu)}{E \cdot \alpha} \cdot \left(1,5 + 3,25 \cdot \frac{2 \cdot \lambda}{d' \cdot h} \right) \text{ [K]}, \quad (35)$$

$\Delta \sigma = 2 \cdot \sigma_a$: doppelte Spannungsamplitude [N/cm²] Meßgröße,
 ν : Poisson-Zahl,
 E : Elastizitätsmodul [N/cm²],
 α : Wärmeausdehnungs-Koeffizient [K⁻¹],
 λ : Wärmeleitfähigkeit [W/(cm · K)],
 d' : Länge der Wärmetransportstrecke [cm], hier
 $d' = l_o/2$ wegen beidseitiger Probenkühlung,
 l_o : Meßlänge der Probe [cm],
 h : Wärmeübergangszahl [W/(cm² · K)].

Man erkennt, daß Methode b) erheblich mehr Probenmaterial-Daten benötigt als a) und deswegen schwieriger anwendbar ist. Für einen typischen Thermozyklierversuch an 316 SS wurde eine Finite-Element-Rechnung zur Bestimmung des orts- und zeitabhängigen Probentemperaturfelds vorgenommen /24/. Seinen qualitativen Verlauf zeigt Abb. 3-11.

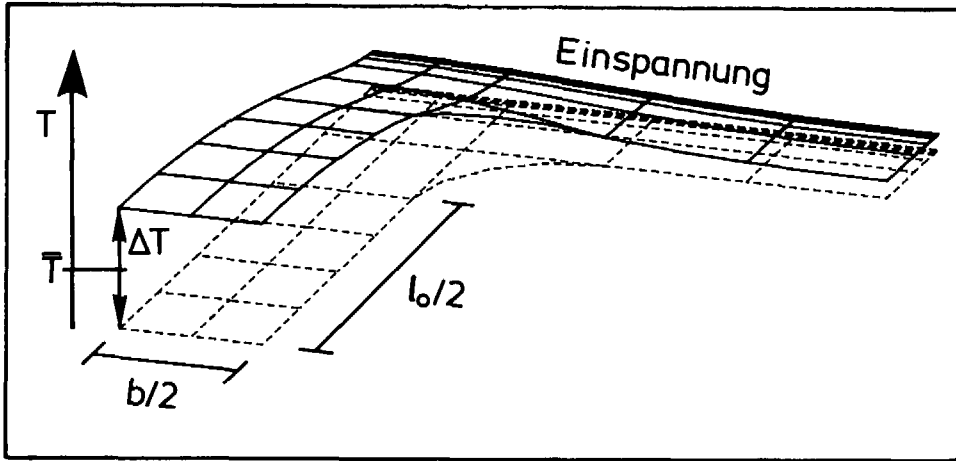


Abb. 3-11

Berechneter Verlauf des quasistationären Temperaturfeldes $T(x,t)$ bei der thermischen Ermüdung von 316 SS (Setzwerte: $I = 5A$, $f = 1 \text{ Hz}$, $T_{gr} = 50 \%$). Aus Symmetriegründen ist nur 1/4 Sektor der Probe gezeigt; gestrichelt: vor dem Heizpuls, durchgezogen: nach dem Heizpuls. l_0 : Meßlänge, b : Breite der Probe.

Der Temperaturverlauf entspricht den Erwartungen: das maximale ΔT erhält man symmetrisch um die Mitteltemperatur $\bar{T}$ in Probenmitte. Genauere Analysen ergeben eine parabolische Form von $T(x)$. In Tab. 3-2 sind die Ergebnisse dieser Rechnung den Werten aus den oben beschriebenen Verfahren zur Gewinnung von $\bar{T}$ und ΔT gegenübergestellt.

Methode	$\bar{T} \text{ [}^\circ\text{C]}$	$\Delta T \text{ [}^\circ\text{C]}$
FE-Rechnung	256	38
R_{Pr} -Auswertung (Gl. (32))	261	-
Energiebilanz (Gl. (34))	-	59
$\Delta\sigma$ -Auswertung (Gl. (35))	-	18

Tab. 3-2

Vergleich von Werten der Mitteltemperatur $\bar{T}$ und des Temperaturhubs ΔT aus Finite-Element-Rechnung (FE) und aus verschiedenen Auswerteverfahren. Material: 316 SS.

Während eine gute Übereinstimmung für $\bar{T}$ erreicht wird, gibt es Diskrepanzen für das ΔT . Die Energiebilanz-Betrachtung liefert einen ca. 50 % zu hohen Wert, vermutlich wegen der Nichtberücksichtigung von Wärmeabfuhrprozessen. Dagegen erhält man aus der $\Delta\sigma$ -Auswertung einen rund 50 % zu kleinen Wert, bedingt durch die Einschränkungen und zahlreichen Variablen von Gl. (35).

All dies zeigt die Notwendigkeit einer unabhängigen experimentellen Bestimmung von $\bar{T}$ und ΔT .

3.33 Konzeptverbesserung und apparative Änderungen

Um zu einer grundsätzlichen Beseitigung der in Kap. 3.32 beschriebenen Schwierigkeiten zu kommen, wurde der Prüfstand mehrfach umgebaut bzw. ergänzt. Sein endgültiger Zustand entspricht der Beschreibung in Kap. 3.2.

Zunächst erfolgte der Einbau der Mittelkraft-Regelung (Kap. 3.23). Die Wirksamkeit dieser Maßnahme zeigt Abb. 3-12 (vgl. dazu Abb. 3-9).

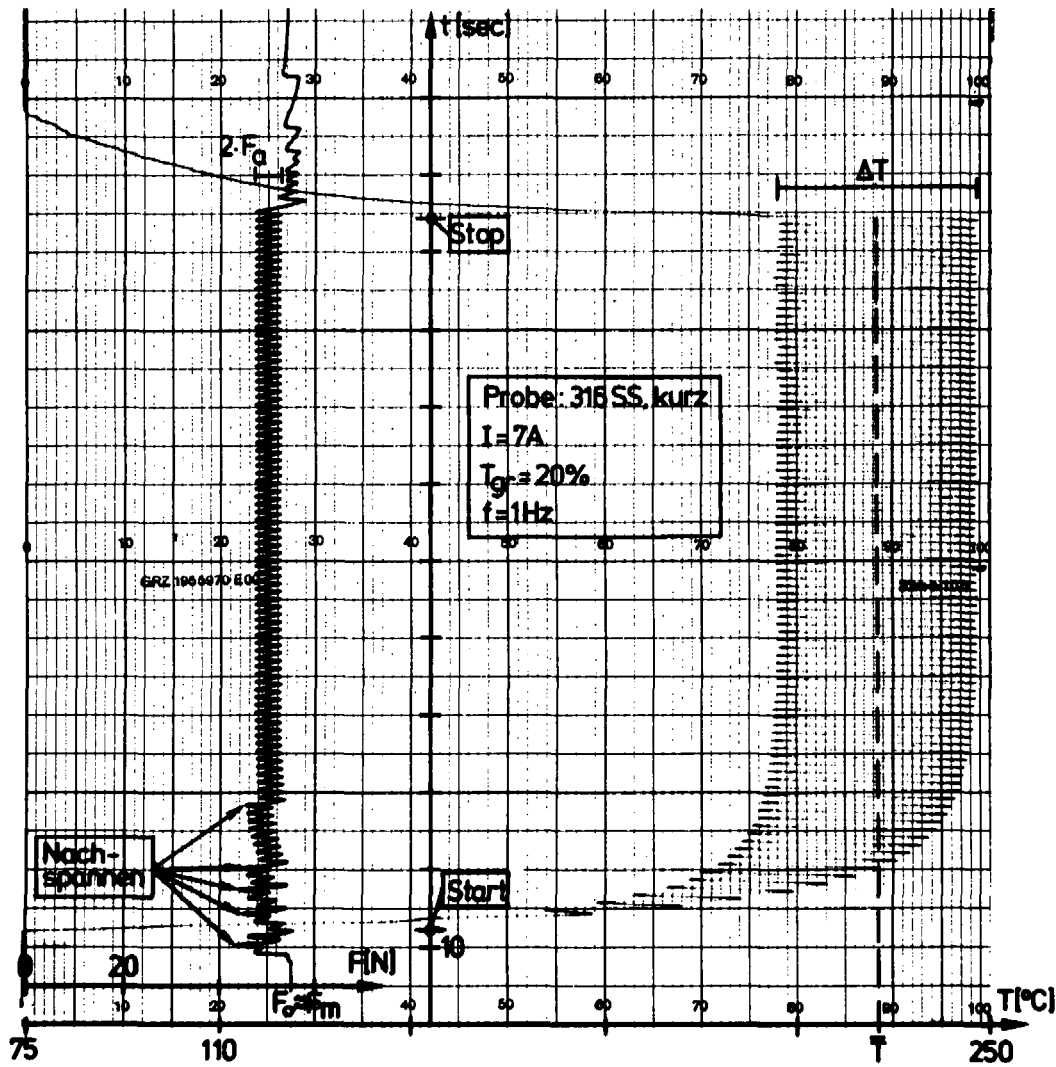


Abb. 3-12

Meßschrieb eines thermischen Ermüdungsversuchs an 316 SS. Rechts ist das Temperatursignal $T(t)$, links das Kraftmeßsignal $F(t)$ aufgetragen.

Ferner konnte ein Infrarot-Meßgerät ausfindig gemacht werden, das eine berührungslose Probentemperaturmessung auch bei den hier auftretenden, niedrigen Temperaturen erlaubt (Kap. 3.25). In Verbindung mit geeigneten Dokumentationsgeräten ist damit eine genaue Messung des Kraft- und Temperaturverlaufs möglich. Die Langzeittendenz kann über einen Linienschreiber verfolgt werden (Abb. 3-12) und liefert hier $\bar{T} = 230 \text{ }^{\circ}\text{C}$ und $F_m \approx 50 \text{ N}$. Ein Zweikanal-Schnellschreiber (Kap. 3.23) gestattet die Detailauflösung dieser Größen zur exakten Bestimmung von $\Delta T = 41 \text{ }^{\circ}\text{C}$ und $2 \cdot F_a \approx 5,6 \text{ N}$. Dies ist in Abb. 3-13 veranschaulicht.

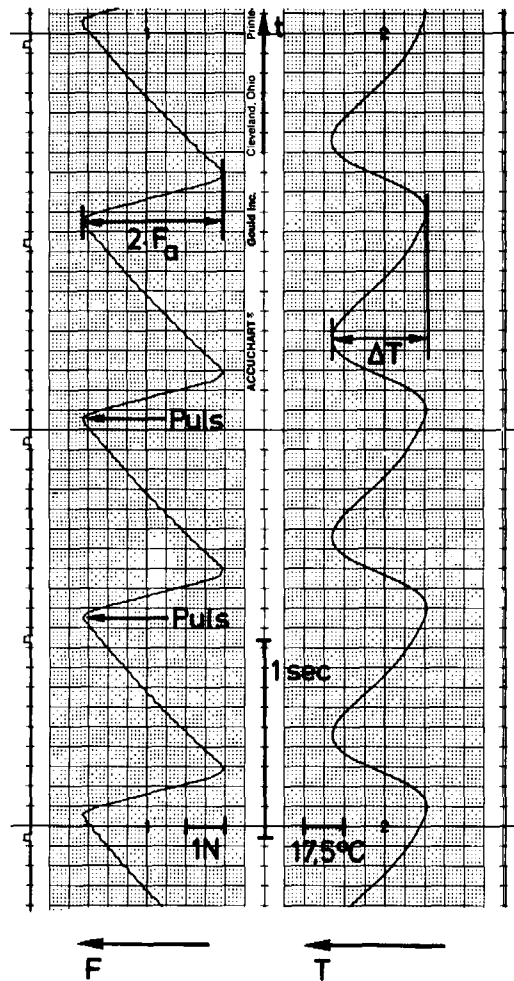


Abb. 3-13

Zeitlich fein aufgelöster Verlauf des Kraftmeßsignals $F(t)$ (links) und des Temperaturmeßsignals $T(t)$ (rechts), jeweils mit Nullpunktunterdrückung.

Schließlich war nach Einbau des Massenspektrometers (Kap. 3.26) eine Restgas-Analyse des Probenkammer-Vakuums durchführbar, wie ein entsprechendes Massenspektrum (Abb. 3-14) zeigt.

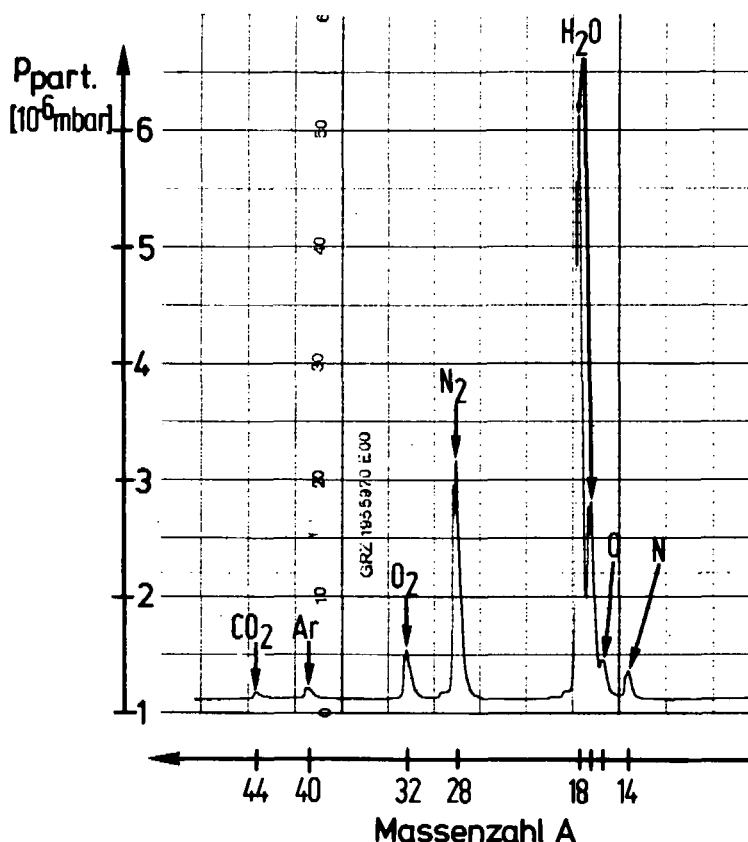


Abb. 3-14

Massenspektrum des Probenkammer-Vakuums bei 10^{-5} mbar Gesamtdruck.

Es ist nachweisbar:

- i) H₂O (Restfeuchte durch Kondensation an den gekühlten Probenklemmen beim Öffnen der Kammer),
- ii) Luft (entspricht der Leckrate der Kammer),
- iii) Argon (Spülgasreste), und
- iv) geringe Mengen an CO₂.

Eine Verbesserung des erreichbaren Enddrucks ($5 \cdot 10^{-6}$ mbar) würde im wesentlichen die Beseitigung der Restfeuchte erfordern, etwa durch Ausheizen. Da aber beim Probenwechsel stets eine neue Wasser-Kondensation am Klemmenkühlssystem stattfindet, hat dies wenig Zweck und ist auch nicht notwendig, weil die Vakuumqualität stets ausreicht.

4. Meßergebnisse

Nach erfolgreicher Inbetriebnahme der Apparatur (Kap. 3.3) wurden systematische Meßreihen an der Aluminiumlegierung Al 6061-T6 und am Metallglas-System $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ durchgeführt. Beim erstgenannten Material handelt es sich um eine ausscheidungsgehärtete Al-Mg-Si-Legierung, die unmittelbar zum Einsatz im Targetrad (Targetelement-Hüllen, rotierendes Protonenstrahlfenster) vorgesehen ist (Tab. 1-2). Von der Geometrie her geeignete Metallgläser auf der Basis hochschmelzender Metalle, die für ein stationäres Protonenstrahlfenster in Betracht kommen, standen für diese Arbeit noch nicht zur Verfügung. Daher wurde als Modellwerkstoff das technologisch gut beherrschte System Ni-Si-B herangezogen, mit dem erstmals thermische Ermüdungsuntersuchungen an Metallgläsern vorgenommen wurden. Insofern steht hier der Aspekt der Grundlagenforschung im Vordergrund, während die Versuche an der Aluminiumlegierung mehr auf die Gewinnung von Auslegungsdaten abzielen.

4.1 Probenpräparation

4.1.1 Aluminiumproben

Ausgangsmaterial war eine kommerzielle Al-Mg-Si-Legierung der Firma Kaiser Aluminium Europe Inc., Koblenz, mit der Bezeichnung Al 6061-T6. Nach der Nomenklatur der US-Aluminium Association steht die Ziffernfolge 6xxx für die Hauptlegierungselemente Mg und Si, und T6 für die Wärmebehandlung (lösungsgeglüht und künstlich gealtert). Die T6-Behandlung führt zur höchsten Festigkeit dieser durch Mg_2Si -Ausscheidungen gehärteten Al-Legierungen. Ihr Verhalten unter Neutronenbestrahlung ist experimentell bekannt und erweist sich auch bei extrem hoher Belastung (260 dpa, 85 appm He und 500 appm H) als günstig /25/. Dazu kommen hohe Wärmeleitfähigkeit, ausreichende Festigkeitseigenschaften (bis 150 °C) und eine gut beherrschte Verarbeitungs- und Fügetechnologie, was diesen Werkstoff insgesamt als aussichtsreich erscheinen läßt.

Eine chemische Analyse ergab die in Tab. 4-1 angegebenen Werte und zeigt, daß die Spezifikation für Al 6061 eingehalten ist; danach ist der deutsche Al-Werkstoff AlMgSiCu (DIN-Nr. 3.3211) als am ehesten vergleichbar zu betrachten.

Zusammensetzung (Gew.-%)									
Element	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Zn	Mn	Ti
Ist	97,8	0,93	0,6	0,41	0,25	0,19	0,09	0,03	0,02
Soll (max.)	Rest	0,8-1,2	0,4-0,8	0,7	0,15-0,4	0,04-0,35	0,25	0,15	0,15

Tab. 4-1

Chemische Ist-Zusammensetzung des Al-Mg-Si-Probenmaterials im Vergleich zur Spezifikation nach /26/.

Nach Kaltwalzen von 0,8 mm auf 50 µm Dicke wurde das Material erneut wärmebehandelt, um Walztexturen zu beseitigen und eine ausreichend kleine Korngröße einzustellen. Dies erfolgte durch ein T6-analoges Verfahren:

- Lösungsglühen (15 min bei 535°C),
- Abschrecken in kaltem Wasser (30°C), und
- Auslagern (16 h bei 160°C).

Mittels funkenerosivem Ausschneiden in Petroleum von 50°C wurden dann jeweils 40 Ermüdungsproben in Langform (20 mm Meßlänge, vgl. Abb. 3-1) hergestellt. Das Verfahren erlaubt eine genaue Einhaltung der Sollgeometrie (Fehler ca. 1 %) und verändert nicht die Materialeigenschaften, etwa durch Einbringen von inneren Spannungen. Für diese Proben gilt

$$l_0 / \sqrt{A_0} = 63,2$$

l_0 : Proben-Meßlänge [cm],

A_0 : Ausgangsquerschnitt [cm²],

was rund das 11-fache des nach DIN für Flachproben geforderten Verhältnisses (5,65) beträgt.

4.12 Metallglasproben

Ausgangswerkstoff war ein kommerzielles Metallglas vom Metall-Metalloid-Typ ($\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$) der Firma Vakuumschmelze, Hanau, mit der Bezeichnung Vitrovac 0080. Infolge seiner Herstellung durch Schmelzspinnen lag es als 12 mm breites und ca. 30 μm dickes Band vor, aus dem ohne weitere Zwischenbehandlung die Ermüdungsproben in Kurzform (8 mm Meßlänge, vgl. Abb. 3-1) in Sätzen von je 60 Stück gefertigt werden konnten. Wie im Fall der Aluminiumproben erfolgte dies durch funken-erosives Ausschneiden. Das $l_0/\sqrt{A_0}$ -Verhältnis ist hier 32,7, also etwa das 5,8-fache des Flachproben-DIN-Wertes. Die chemische Analyse des Probenmaterials ergab (jeweils in Atom-%) 76,5 Ni; 15,3 B und 8,2 Si.

4.2 Probencharakterisierung

Die zur Versuchsdurchführung und -auswertung benötigten Materialdaten bezüglich

- mechanischer Eigenschaften,
- elektrischer Eigenschaften,
- physikalischer Eigenschaften und
- Mikrostruktur

wurden entweder aus der Literatur entnommen oder mit eigenen Messungen bestimmt.

4.21 Aluminiumproben

Die Charakteristik der Aluminiumproben ist aus Tab. 4-2 zu entnehmen. Die gemessenen Festigkeits- und Härtewerte stimmen recht gut mit den Literaturdaten überein, wobei die in der Ermüdungskammer bestimmten Daten etwas nach oben abweichen (Widerstand der Wasser- und Stromzuleitungen). Wie erwartet, erhält man bei den Dünnbandproben eine nur kleine Duktilität. Nach /29/ gilt für den Temperaturbereich 20-600°C

$$\varrho_{el} \cdot \alpha_{el} = a = 0,0112 \mu\Omega \cdot \text{cm}/^\circ\text{C} \quad (36),$$

was bei bekanntem ϱ_{RT}^{el} die Berechnung des zugehörigen α_{el} ermöglicht.

Der Ausgangs-Gefügezustand wurde metallographisch untersucht. Abb. 4-1 zeigt einen Querschliff durch die Meßlänge einer Probe.

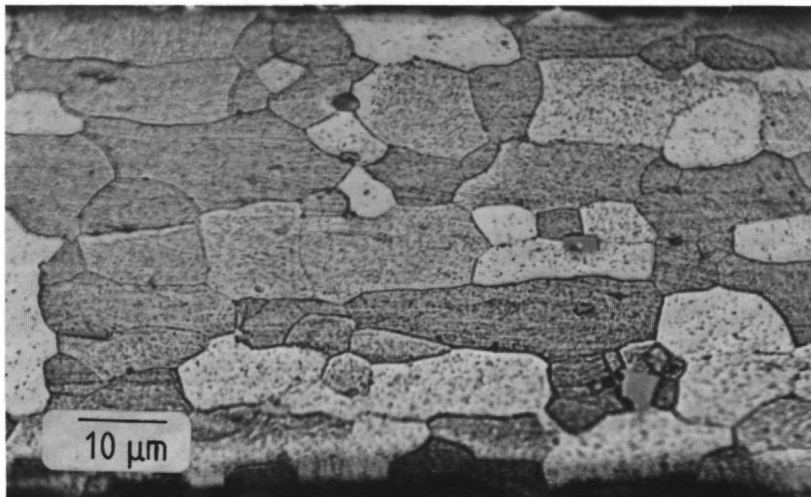


Abb. 4-1

Ausgangs-Gefügezustand einer Aluminiumprobe bei 1100-facher Vergrößerung.

Die anfänglich starke Walztextur (Walzen von 0,8 mm Dicke auf 50 µm Dicke $\hat{=}$ 94 % Verformungsgrad) ist durch die anschließende Wärmebehandlung (vgl. Kap. 4.11) weitgehend beseitigt worden, was an der Korngeometrie zu sehen ist. Aufgrund der relativ feinkörnigen Struktur wird stets ein Verhältnis von Probendicke/Korngröße > 5 erreicht, das nach (27) eine Übertragbarkeit der an diesen Dünnsbandproben gemessenen Daten auf bulk-Festigkeitseigenschaften des Werkstoffs gestattet.

Größe	Eigene Messung	Literatur	Referenz	Bemerkungen
Streckgrenze $\sigma_{0,2}$	a) 202 MPa b) 293 MPa	275 MPa	/27/	a) mit Zugmaschine an Luft, Dehnrates $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ sec}^{-1}$ b) in Ermüdungskammer im Vakuum, Dehnrates $1,5 \cdot 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$
Zugfestigkeit σ_{UTS}	a) 234 MPa b) 321 MPa	309 MPa	/27/	S.O.
Bruchdehnung ϵ_B	a) 5 % b) 5,7 %	12 %	/27/	S.O.
Ermüdungsgrenze σ_m (Druck-Zug, $5 \cdot 10^8$ Zyklen)	-	98 MPa	/27/	-
Vickers- (HV) / Brinellhärte (HB)	HV _{0,05} = 102 HV _{0,015} = 89	HB ₅₀₀ = 95	/27/	HVB $\approx$ HV
Spezifischer elektrischer Widerstand ρ_{RT}^{el}	-	$4,31 \cdot 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}$	/27/	-
Temperaturkoeffizient α_{el} von ρ_{RT}^{el}	-	$2,60 \cdot 10^{-3} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	/29/	berechnet mit (36)
Dichte ρ	-	$2,71 \text{ g/cm}^3$	/27/	-
Elastizitätsmodul E	-	68,6 GPa	/27/	-
Poissonzahl ν	-	0,345	/30/	für Rein-Al
Schmelzbereich	-	580-650 $^\circ\text{C}$	/27/	-
Thermischer Ausdehnungskoeffizient α (20-100 $^\circ\text{C}$)	-	$23,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	/27/	-
Wärmekapazität c	-	0,92 W·s/(g·K)	/28/	für AlMgSiCu
Thermische Leitfähigkeit λ	-	1,63 W/(cm·K)	/28/	für AlMgSiCu
Emissionskoeffizient $\epsilon_{opt.}$	-	ca. 0,3	/31/	für oxidiertes Rein-Al bei 0,65 μm Wellenlänge

Tab. 4-2

Charakteristik der Aluminiumproben nach der Fertigung. Wenn nicht anders vermerkt, gelten die Daten für Raumtemperatur und für Al 6061-T6.

Diese elektrischen Materialdaten erlauben die $\bar{T}$ -Berechnung nach (32), und mit Hilfe der weiteren physikalischen Daten ist ΔT sowohl aus der Energiebilanz (34) als auch aus der Thermoschock-Spannung (35) bestimmbar. Der verwendete Emissionskoeffizient bedarf für exaktere IR-Thermometrie einer experimentellen Überprüfung, wozu jedoch keine Apparatur verfügbar war.

4.22 Metallglasproben

Tab. 4-3 zeigt die Charakteristik der Metallglasproben.

Größe	Eigene Messung	Literatur	Referenz	Bemerkungen
Zugfestigkeit σ_{UTS}	1663 MPa	1500-2000 MPa	/32/	Streckgrenze $\hat{=}$ Zugfestigkeit
Bruchdehnung ϵ_B	2,8 %	-	-	-
Ermüdungsfestigkeit (Biegung, 10^7 Zyklen)	-	800 MPa	/32/	-
Vickershärte HV	HV _{0,1} = 871	HV _{0,2} = 850	/32/	-
Spezifischer elektrischer Widerstand ρ_{RT}^{el}	-	90 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$	/32/	-
Temperaturkoeffizient α_{el} von ρ_{RT}^{el}	-	$1,2 \cdot 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	/32/	20-200 $^\circ\text{C}$
Dichte ρ	-	8,0 g/cm ³	/32/	-
Elastizitätsmodul E	-	150 GPa	/32/	-
Kristallisationstemperatur T_x	430-500 $^\circ\text{C}$	450 $^\circ\text{C}$	/32/	abhängig von Aufheizrate
Thermische Dehnung α	-	$13 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	/32/	-
Emissionskoeffizient $\epsilon_{opt.}$	-	0,12	/31/	für Rein-Ni, blank, 3 μm Wellenlänge

Tab. 4-3

Charakteristik der Metallglasproben nach der Fertigung. Die Werte gelten - soweit nicht anders angegeben - für Raumtemperatur.

Generell ist die bekannte Datenbasis bei dieser neuartigen Materialklasse im Vergleich zu Aluminium (Tab. 4-2) deutlich kleiner. Eine $\bar{T}$ -Berechnung ist noch möglich, aber durch den kleinen Koeffizienten α_{el} sehr erschwert. Die ΔT -Erfassung kann nur experimentell über IR-Thermometrie, bisher aber nicht rechnerisch erfolgen. Die gemessenen Festigkeits- und Härtewerte entsprechen den Literaturdaten. Wie ein Zugversuchs-Diagramm (Abb. 4-2) zeigt, gibt es für das Metallglas nur

einen elastischen Bereich, dem unmittelbar der Bruch folgt, so daß Streckgrenze und Zugfestigkeit übereinstimmen.

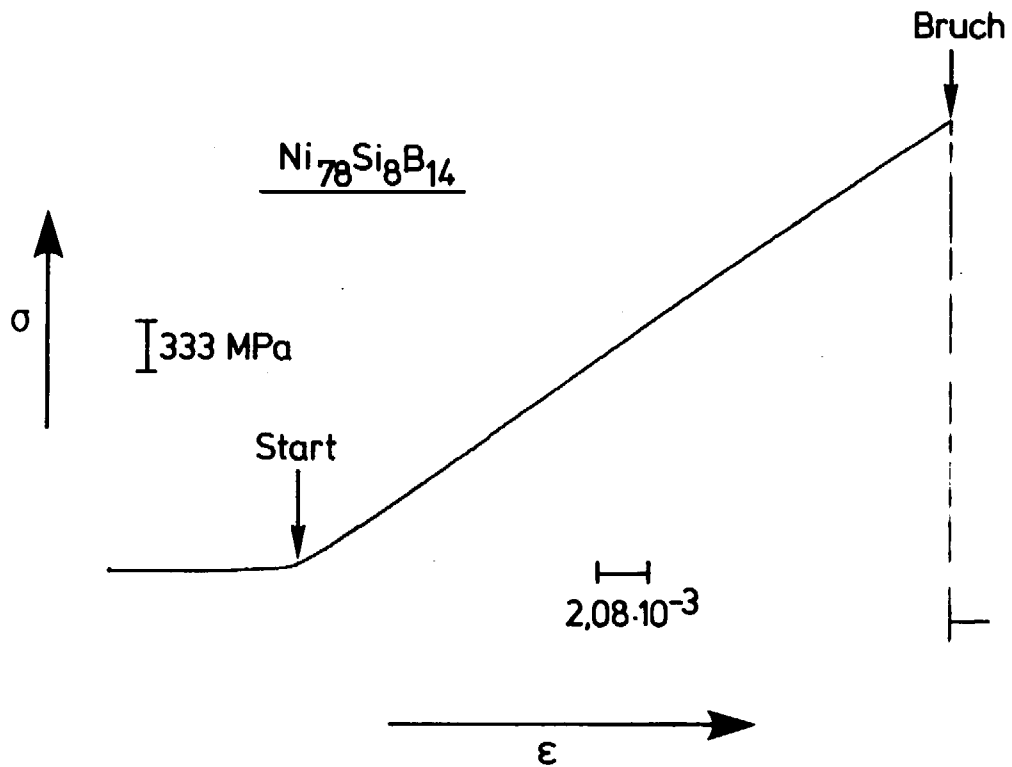


Abb. 4-2

Meßschrieb eines Raumtemperatur-Zugversuchs an einer Metallglasprobe.

Bemerkenswert ist weiter der Übergang vom amorphen Ausgangszustand zum thermodynamisch stabilen kristallinen Zustand, gekennzeichnet durch die Kristallisationstemperatur T_x . Differential-Thermoanalyse-Messungen (DTA) zeigen klar eine logarithmische Abhängigkeit dieser Größe von der Aufheizrate $\dot{T}$ (Abb. 4-3), was in anderem Zusammenhang näher untersucht wird /33/.

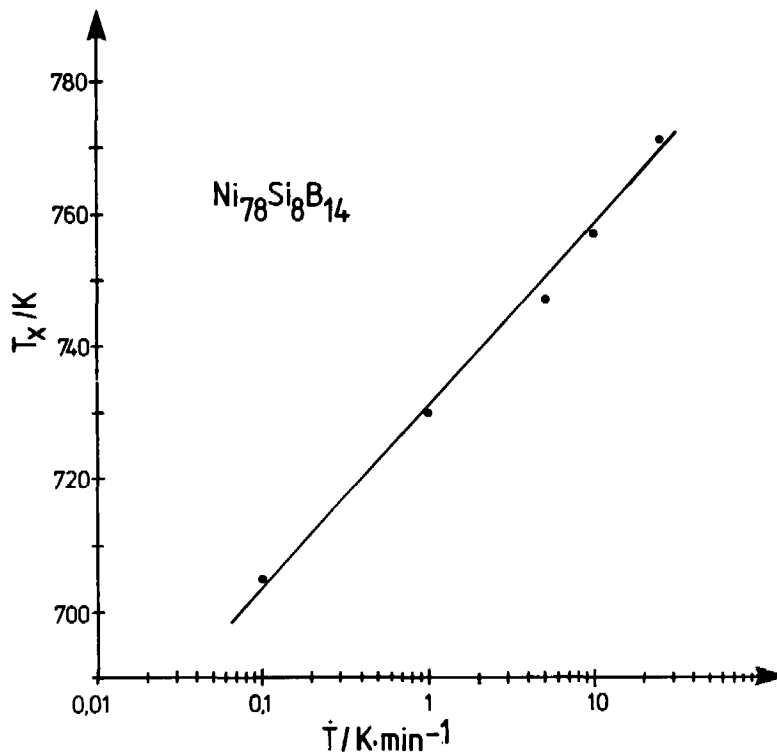


Abb. 4-3

Abhängigkeit der Kristallisationstemperatur T_x von der Aufheizrate $\dot{T}$.

Bezüglich der Ausgangs-Mikrostruktur liefert die metallographische Untersuchung kaum Aussagen. Ein Querschliff durch die Meßlänge (Abb. 4-4) zeigt die gefügelose, amorphe Struktur sowie wellenförmige Spuren, die vom Abschreckprozeß bei der Herstellung stammen.

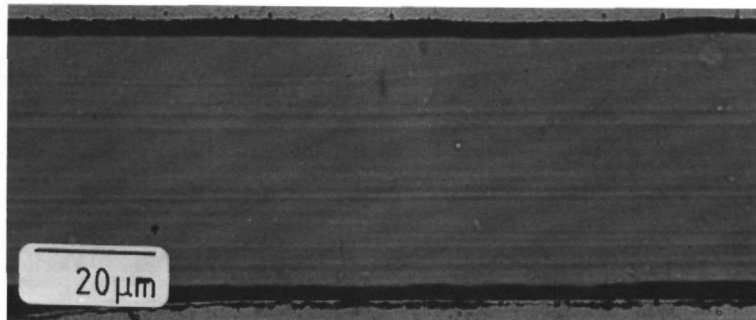


Abb. 4-4

Schliffbild einer Metallglasprobe bei 800-facher Vergrößerung.

Besser eignen sich diffraktometrische Verfahren. Abb. 4-5 zeigt als Beispiel ein Beugungsbild, das transmissions-elektronenmikroskopisch gewonnen wurde.

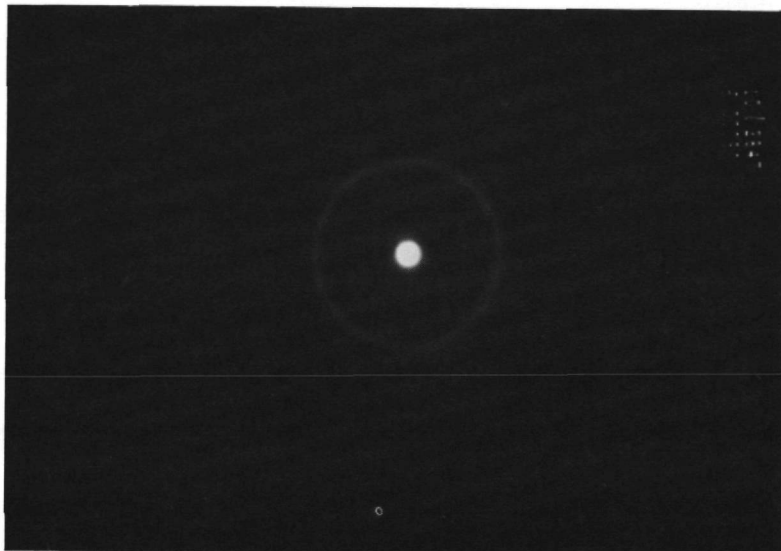


Abb. 4-5

TEM-Beugungsbild einer Metallglasprobe.

Der rein nichtkristalline Zustand ist klar erkennbar am Vorliegen des typischen amorphen Halos und am Fehlen von kristallinen Reflexen, die als Punkte erscheinen müßten.

4.3 Thermoschockparameter

Die Verknüpfung der obigem Charakterisierungsdaten (Tab. 4-2, 4-3) mit einigen der Thermoschockparameter für spröde (Kap. 2.31) und duktile (Kap. 2.32) Werkstoffe erlaubt eine erste Voraussage über das zu erwartende Ermüdungsverhalten unter Thermoschockbedingungen. Werte dieser Raumtemperatur-Thermoschockparameter für Al 6061-T6, $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ und - zum Vergleich - den bei der Inbetriebnahme benutzten Edelstahl vom Typ 316 SS mit Daten nach /23/ zeigt die Tab. 4-4.

Nr.	TSP	Al 6061-T6	$\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$	316 SS	Bemerkungen
1	$\lambda \cdot \sigma_{\text{UTS}} / (E \cdot \alpha) \quad [\text{W/cm}]$	311	-	22,6	λ unbekannt für $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$
2	$\sigma_f \cdot (1-\nu) / (E \cdot \alpha) \quad [^\circ\text{C}]$	125	592	121	$\nu \approx 0,306$ (kristallines Ni), $\sigma_{\text{UTS}} = \sigma_f$
3	$\log(\sigma_f/\sigma_n) / \log(4N_n)$	$5,4 \cdot 10^{-2}$	$\approx 4,2 \cdot 10^{-2}$	$4,3 \cdot 10^{-2}$	-
4	$\lambda \quad [\text{W}/(\text{cm} \cdot \text{K})]$	1,63	-	0,134	λ unbekannt für $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$

Tab. 4-4

Raumtemperatur-Thermoschockparameter (TSP) für Al 6061-T6, $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ und 316 SS.

Ist die Möglichkeit zur plastischen Verformung unterdrückt, so erkennt man am TSP Nr. 1 die deutliche Überlegenheit der Al-Legierung ($\text{TSP}_{\text{Al}}/\text{TSP}_{\text{SS}} = 13,8$). Verhält sich das Material jedoch duktil, so fällt der Vorteil der Al-Legierung im allgemeinen kleiner aus; im Falle von TSP Nr. 2 gilt $\text{TSP}_{\text{Al}}/\text{TSP}_{\text{SS}} = 1,03$, und für TSP Nr. 3 hat man $\text{TSP}_{\text{Al}}/\text{TSP}_{\text{SS}} = 1,3$.

Für das Metallglas ist nach TSP Nr. 2 ein erheblicher Gewinn zu erwarten ($TSP_{MG}/TSP_{Al} = 4,7$ und $TSP_{MG}/TSP_{SS} = 4,9$), während TSP Nr. 3 eher für ein dem Edelstahl ähnliches Verhalten spricht. Insofern kann keine eindeutige Prognose für $Ni_{78}Si_8B_{14}$ gestellt werden; ein realistischer Vergleich wäre nur bei Kenntnis seiner thermischen Leitfähigkeit mittels TSP Nr. 1 möglich, da es aufgrund seiner Festigkeits-eigenschaften (Abb. 4-2) damit am besten zu beurteilen ist. Bei milder Thermoschockbelastung $\hat{=}$ kleinem β -Wert (Gl. (3)) wird für duktile Materialien TSP Nr. 4 entscheidend, der wieder die Al-Legierung stark begünstigt ($TSP_{Al}/TSP_{SS} = 12,2$). Dieser Fall ist sowohl im Prüfstand dieser Arbeit ($\beta < 0,3$ für Al 6061-T6 und $\beta < 1,5$ für 316 SS) als auch für hochbelastete SNQ-Komponenten gegeben, wo $\beta < 0,2$ gilt; diese Werte wurden berechnet mit $h = 1W/(cm^2 \cdot K)$, $d = l_0/2$ für die Ermüdungsproben und $d =$ Bauteildicke für die SNQ-Komponenten Targetradfenster und Targetelementhülle.

4.4 Ermüdungsmessungen an Aluminiumproben

4.4.1 Bestimmung der Setz- und Meßgrößen

Analog zum Vorgehen bei 316SS (Kap. 3.31) wurde ein Kennlinienfeld zur Bestimmung solcher Pulsator-Setzgrößen aufgenommen, die bei den Al-Langproben im quasistationären Zustand zu SNQ-typischen Temperaturbedingungen führen ($T_{max} = 70-100\text{ }^\circ\text{C}$, $\Delta T = 10-30\text{ }^\circ\text{C}$, vgl. Tab. 1-3). Abb. 4-6 zeigt das Materialverhalten bei zwei Aufheizströmen.

Infolge der bei verschiedenen Proben unterschiedlichen Oxidhaut-Dicke, des nicht exakt definierten Anpreßdrucks in den Probenklemmen und der Anbringung der elektrischen Spannungsabfalls-Fühler direkt an der Probenklemme (nicht an der Proben-Meßlänge) streut der gemessene Probenwiderstand R_{pr}^{10s} erheblich (um bis zu 100 %) und liegt stets oberhalb

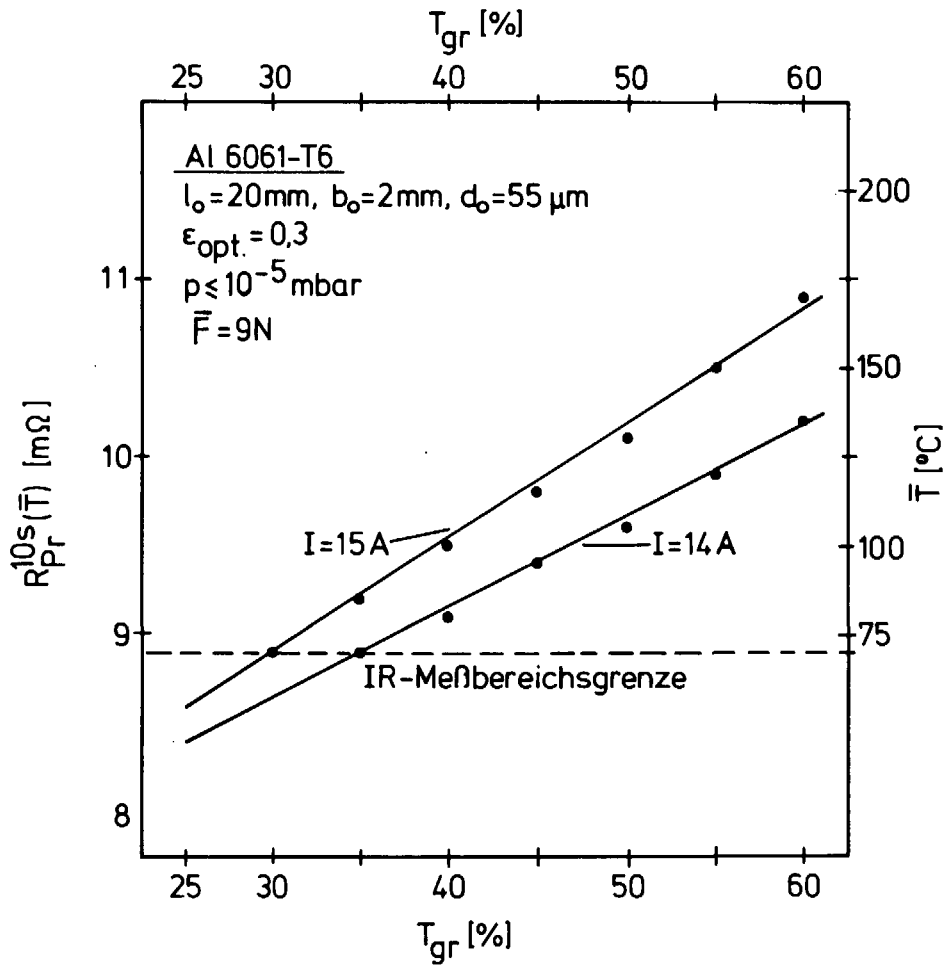


Abb. 4-6

Abhängigkeit der gemessenen Mitteltemperatur $\bar{T}$ und des korrigierten Probenwiderstands $R_{Pr}^{10s}(\bar{T})$ vom Tastgrad T_{gr} mit Pulsstrom I als Parameter; Material: Al 6061-T6-Langprobe, vorgespannt mit $\bar{F}$.

des theoretischen Wertes $R_{Pr}(T)$; für diesen gilt entsprechend Gl. (32)

$$R_{Pr}(T) = R_{Pr}^{RT} \cdot (1 + \alpha_{e1} \cdot (T-20)) \quad [\Omega] , \quad (37)$$

R_{Pr}^{RT} : Probenwiderstand bei Raumtemperatur $[\Omega]$
(Gl. (33)),

α_{el} : Temperaturkoeffizient des elektrischen
Widerstands $[^{\circ}C^{-1}]$,

T : Meßtemperatur $[^{\circ}C]$.

Durch Einsetzen der gemessenen $\bar{T}$ -Werte in (37) in Verbindung mit den Daten von Tab. 4-2 wurde deshalb die korrigierte Größe $R_{Pr}^{10s}(\bar{T})$ bestimmt und als linke Ordinate in Abb. 4-6 eingetragen. Allgemein erkennt man dort, daß eine Pulsator-Einstellung mit $I = 15$ A und $f = 1$ Hz bei variablem Tastgrad T_{gr} zu den gewünschten Temperaturverhältnissen führt. Die konstanten und variablen Setzgrößen sind in Tab. 4-5 aufgeführt.

Größe	Wert
Pulsstrom I	15 A
Pulsfolgefrequenz f	1 Hz
Tastgrad T_{gr}	variabel, 20-60 %
Kammer-Innendruck	$< 10^{-5}$ mbar
Proben-Vorspannung σ_0	variabel, 114-203 N/mm ²

Tab. 4-5

Setzgrößen der Ermüdungsversuche an den Al-Langproben.

Da wegen des stufenweisen Ausbaus der Apparatur eine direkte Proben-temperaturmessung mittels IR-Thermometrie erst relativ spät möglich war, besteht das Problem der $\bar{T}$ - und ΔT -Bestimmung für solche Proben, die ohne direkte Temperaturmessung zyklisiert wurden. Die Größe $\bar{T}$ kann wegen der linearen Abhängigkeit von T_{gr} und $\bar{T}$ (Abb. 4-6) bei festem $I = 15$ A durch lineare Regression berechnet werden, wobei die Proben-dicke d_0 berücksichtigt wird:

$$\bar{T} = (55/d_0) \cdot (3,12 \cdot T_{gr} - 22,89) \quad [^{\circ}C] \quad \text{für } I = 15 \text{ A, (38)}$$

d_0 : Probendicke $[\mu m]$, $d_0 = 55 \mu m$ für Referenzdaten (Abb. 4-6),
 T_{gr} : Tastgrad [%].

Falls nicht unmittelbar gemessen, wird bei der Auswertung ein $\bar{T}$ -Wert nach (38) angesetzt.

Zur Gewinnung einer Abhängigkeit des Temperaturhubs ΔT von Setzgrößen wurde das bei der Kennlinienfeld-Bestimmung gemessene ΔT als Funktion des Tastgrads T_{gr} doppelt-logarithmisch aufgetragen (Abb. 4-7).

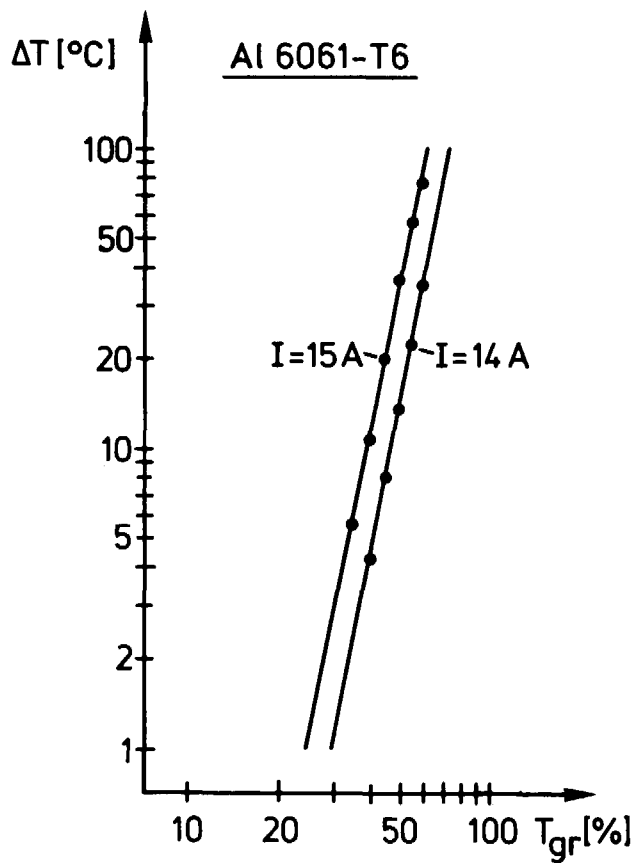


Abb. 4-7

Abhängigkeit des gemessenen ΔT vom eingestellten Tastgrad T_{gr} ; Bedingungen sonst wie bei Abb. 4-6.

Man erkennt einen funktionalen Zusammenhang der Form $\Delta T = a \cdot T_{gr}^n$.
Die Anpassungsrechnung liefert, wieder unter d_o - Einbeziehung:

$$\Delta T = (55/d_o) \cdot (1,06 \cdot 10^{-7} \cdot T_{gr}^{5,006}) \quad [^\circ\text{C}] \quad \text{für } I = 15\text{ A} \quad (39)$$

d_o : Probendicke [μm] , $d_o = 55\text{ }\mu\text{m}$ für Referenzdaten (Abb. 4-6),

T_{gr} : Tastgrad [%].

Wie oben wird ein ΔT -Wert nach (39) für die weitere Auswertung benutzt, falls kein direkter Meßwert vorliegt.

Die Bestimmung der Kraftamplitude F_a , der Mittelkraft F_m und - nach Ausbau der Apparatur auf IR-Thermometrie - auch der Mitteltemperatur $\bar{T}$ und des Temperaturhubs ΔT ist in Verbindung mit einem Schnellschreiber relativ einfach durchzuführen. Abb. 4-8 zeigt einen typischen Original-Meßplot für den Beginn eines Ermüdungsversuchs an Al 6061 - T6.

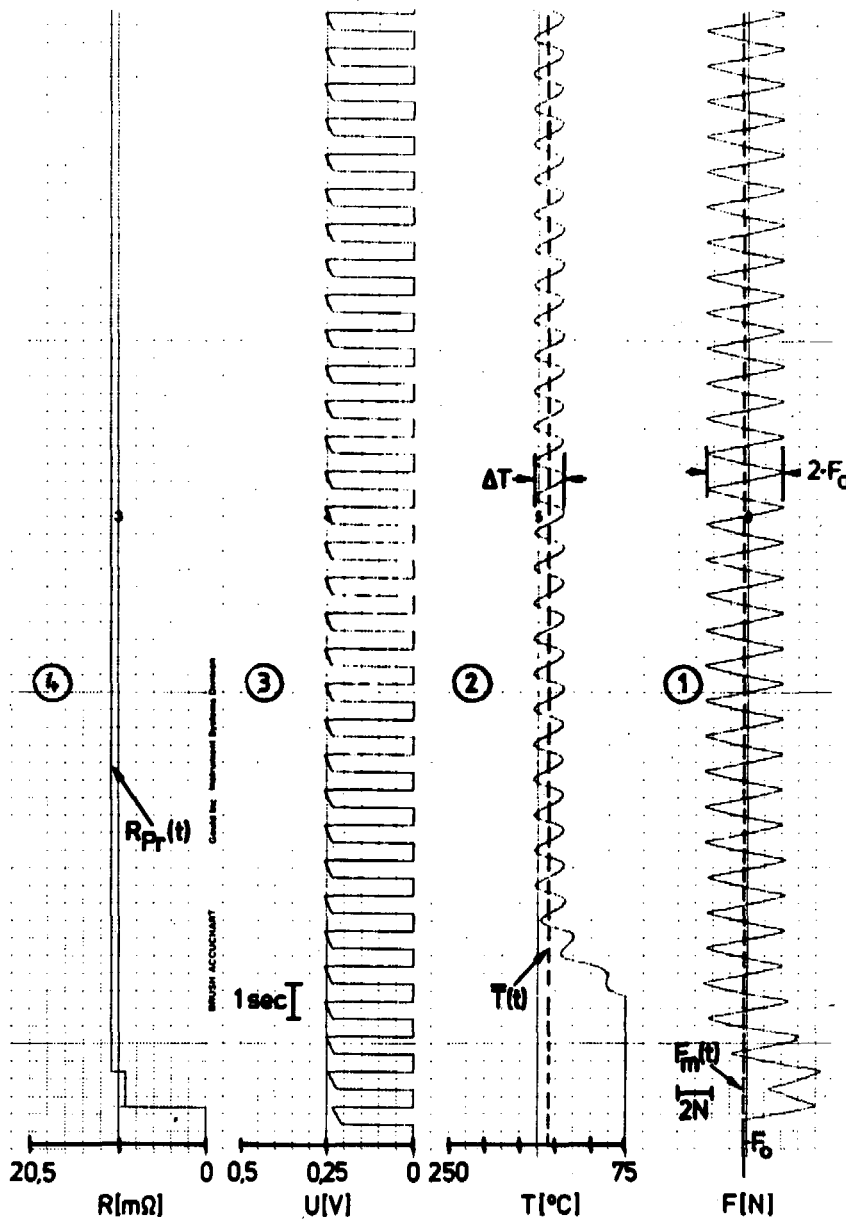


Abb. 4-8

Anfahrverhalten eines Ermüdungsversuchs an Al 6061 - T6. Dargestellt ist die Zeitabhängigkeit der Kraft F mit Nullpunktunterdrückung (Kanal 1), der Probestemperatur T (Kanal 2), der Heizpulse, d.h. der elektrischen Spannung U an der Probe (Kanal 3) und des elektrischen Probenwiderstands R_{PT} (Kanal 4).

Nach einer Anlaufphase, gekennzeichnet durch Regelvorgänge bei der Probenvorspannung (Konstanthalten der Mittelkraft F_m) und durch allmählichen Anstieg der Temperatur, bildet sich sowohl bei $F(t)$ als auch bei $T(t)$ ein quasistationärer Zustand heraus. Wie in Abb. 4-8 angedeutet, können dann die Größen F_a und F_m sowie $\bar{T}$ und ΔT direkt abgelesen werden. Aufgrund der relativ schlechten Auflösung des elektrischen Widerstands ($> 1 \text{ m}\Omega$) dient die Messung des Probenwiderstands nicht zur $\bar{T}$ -Ermittlung, wohl aber zur Verfolgung von Rißwachstumsvorgängen, wie sie gegen Ende der Probenlebensdauer auftreten. Die nach (37) berechenbare Größe $R_{Pr}(\bar{T})$, $\bar{T}$: gemessene bzw. nach (38) bestimmte Mitteltemperatur, dient zur Korrektur des abgelegenen U_{eff} -Signals zur Berücksichtigung von elektrischen Spannungsabfällen:

$$U_{eff}^{korr.} = R_{Pr}(\bar{T}) \cdot I_{eff} \quad [V], \quad (40)$$

$R_{Pr}(\bar{T})$: korrigierter elektrischer Probenwiderstand bei der Mitteltemperatur $\bar{T}$ [Ω],

I_{eff} : abgelesener Effektivwert des Probenstroms [A].

Damit kann die der Probe pro Heizpuls zugeführte elektrische Energie ermittelt werden, was nach (34) eine ΔT -Abschätzung ermöglicht. Die Zahl der thermischen Zyklen entspricht der Zahl der Heizpulse und kann direkt abgelesen werden.

4.42 Übersicht über die Versuchsergebnisse

Mit Langproben aus der in Kap. 4.21 charakterisierten Aluminiumlegierung Al 6061-T6 wurden insgesamt 25 thermische Ermüdungsversuche durchgeführt, von denen 24 auswertbar waren. In 20 Fällen war das Versuchsende durch Probenbruch bedingt, bei den übrigen Proben durch Versuchsabbruch bei hoher Zyklenzahl. Die variablen Setzgrößen nach Tab. 4-5, die Meßgrößen - ggf. korrigiert - und weitere, aus den Meßgrößen ableitbare Parameter sind für alle Versuche in Tab. 4-6 zusammengestellt.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
Versuchs- Nr.	r	T _{gr} [%]	$\sigma_o = \sigma_m$ [N/mm ²]	U _{eff} ^{kor.} [mV]	I _{eff} [A]	R _{pr} ^{kor.} · (T̄) [mΩ]	T̄ [°C]	ΔT [°C]	σ_{a2} [N/mm ²]	N _f	$\sigma_m / 2\sigma_a$	S(T̄)	P(T̄)	Bem.
Al 41	1,018	20	138,9	57	6,8	8,4	40	0,4	19,4	>500614	3,6	0,124	0,59	A
Al 43	1,0	15	190	46	5,8	7,9	24	0,1	16,4	> 5·10 ⁵	5,8	0,147	0,75	A
Al 44	0,965	25	175,4	62	7,6	8,2	53	1	21,9	>507523	4,0	0,188	0,74	A
Al 45	1,018	40	200	132	9,5	9,7	104	11	34,3	71798	2,9	0,458	0,944	B
Al 46	0,965	50	181,6	147	10,7	9,7	128	33	40,4	570	2,2	0,473	0,926	B
Al 47	1,0	45	194,5	99	10,1	9,8	118	20	36,4	6449	2,7	0,480	0,950	B
Al 48	1,018	50	164,8	111	10,7	10,4	136	35	37,5	4636	2,2	0,377	0,853	B
Al 49	1,0	35	185,5	82	8,9	9,2	86	6	35,9	207450	2,6	0,377	0,872	B
Al 50	1,018	50	141,7	111	10,7	10,4	136	35	48,2	74	1,5	0,392	0,801	B
Al 51	1,018	50	156,5	111	10,7	10,4	136	35	44,4	82	1,8	0,411	0,847	B
Al 52	1,0	45	137,3	99	10,1	9,8	118	20	38,2	10623	1,8	0,287	0,722	B
Al 53	1,038	50	184,9	114	10,7	10,6	138	35	39,6	705	2,3	0,502	0,950	B
Al 54	1,0	40	184,6	90	9,5	9,5	102	11	35,5	142742	2,6	0,390	0,885	B
Al 55	1,058	30	202,9	78	8,9	9,5	75	3	35,6	115334	2,9	0,436	0,924	B
Al 56	0,982	55	167	114	11,2	10,2	146	54	39,3	237	2,1	0,418	0,778	B
Al 57	1,058	42	139,4	101	9,8	10,3	114	15	46,2	73	1,5	0,350	0,759	B
Al 58	0,982	47	167,9	100	10,3	9,7	122	24	41,1	306	2,0	0,406	0,864	B
Al 59	1,058	43	173,1	145	9,8	10,4	118	17	44,2	168	2,0	0,454	0,892	B
Al 60	0,948	42	175	88	9,8	9,0	103	13	31,0	333462	2,8	0,309	0,830	B
Al 61	1,0	50	113,6	109	10,7	10,1	133	34	36,4	38983	1,6	0,240	0,630	B
Al 62	1,170	50	117	133	10,7	12,4	156	40	47,9	188	1,2	0,340	0,716	B
Al 63	0,982	30	186,3	70	8,0	8,8	76*	4*	36,6	> 1·10 ⁶	2,3	0,319	0,865	A
Al 64	1,038	35	182,1	82	8,7	9,4	79*	4*	44,8	27120	2,0	0,443	0,885	B
Al 65	1,0	30	173,6	72	8,0	9,0	78*	4*	37,3	1,7·10 ⁶	2,3	0,340	0,821	B

Tab. 4-6

übersicht über die Setzgrößen und Meßgrößen mit davon abgeleiteten Parametern aus thermischen Ermüdungsversuchen an Al6061-T6. Erläuterung: siehe Text. *: mit IR-Thermometrie gemessene Temperatur.

Die Spalten 2-4 zeigen die Setzgrößen, und zwar:

- Spalte 2: Referenz-Dickenverhältnis r ; $r = 55/d_0$ mit
 d_0 = Probendicke [μm] (1. Faktor in Gl. (38) und (39)),
- Spalte 3: Tastgrad T_{gr} [%] ;
- Spalte 4: Vorspannung σ_0 = nachgeregelte Mittelspannung σ_m [N/mm^2] .

Die Meßgrößen sind den Spalten 5-11 zu entnehmen:

- Spalte 5: nach Gl. (40) korrigierter Effektivwert des elektrischen Spannungsabfalls an der Probe, $U_{eff}^{korr.}$ [mV] ,
- Spalte 6: Effektivwert des Proben-Heizstroms I_{eff} A ,
- Spalte 7: mittels $\bar{T}$ nach Gl. (37) korrigierter elektrischer Probenwiderstand $R_{pr}^{korr.}$ [$\text{m}\Omega$] ,
- Spalte 8: nach Gl. (38) berechnete oder gemessene (*) Mitteltemperatur $\bar{T}$ [$^{\circ}\text{C}$] ,
- Spalte 9: nach Gl. (39) berechneter bzw. gemessener (*) Temperaturhub ΔT [$^{\circ}\text{C}$] ,
- Spalte 10: Spannungsamplitude σ_a [N/mm^2] ,
- Spalte 11: Zahl der thermischen Zyklen bis zum Bruch, N_f (B in Spalte 15) bzw. Zahl der thermischen Zyklen N bis zum Versuchsende (A in Spalte 15).

Die für die Auswertung und Datenanalyse (Kap. 5) benötigten Parameter sind in den Spalten 12-14 vermerkt:

- Spalte 12: Verhältnis Mittelspannung/Schwingbreite, $\sigma_m/2\sigma_a$, im Zug-Schwell-Versuch stets > 1 ,
- Spalte 13: S ($\bar{T}$)-Wert nach Gl. (21); für das dort verwendete σ_f wurde $\sigma_{UTS}(\bar{T})$ eingesetzt mit $\bar{T}$ aus Spalte 8, wobei nach /28/ für AlMgSiCu gilt:

$$\sigma_{UTS}(T) = - 0,33 \cdot T + 309,2 \quad [\text{N/mm}^2] , \quad (41)$$

T : Temperatur [$^{\circ}\text{C}$] ,

- Spalte 14: P ($\bar{T}$)-Wert als Maß für die Belastung der Probe im plastischen Bereich,

$$P = (\sigma_m + \sigma_a) / \sigma_{0,2} \quad (42);$$

$P(\bar{T})$ entsteht durch Einsetzen von $\sigma_{0,2}(\bar{T})$ in (42) mit $\bar{T}$ aus Spalte 8, wobei nach /28/ für AlMgSiCu gilt:

$$\sigma_{0,2}(T) = - 0,34 \cdot T + 283,3 \quad [\text{N/mm}^2] , \quad (43)$$

T : Temperatur [$^{\circ}\text{C}$] .

4.5 Ermüdungsmessungen an Metallglasproben

4.51 Bestimmung der Setz- und Meßgrößen

Auch hier wurde zur Bestimmung der Probentemperatur-Abhängigkeit von den Pulsator-Setzgrößen ein Kennlinienfeld aufgenommen, das für zwei Tastgrade in Abb. 4-9 gezeigt ist

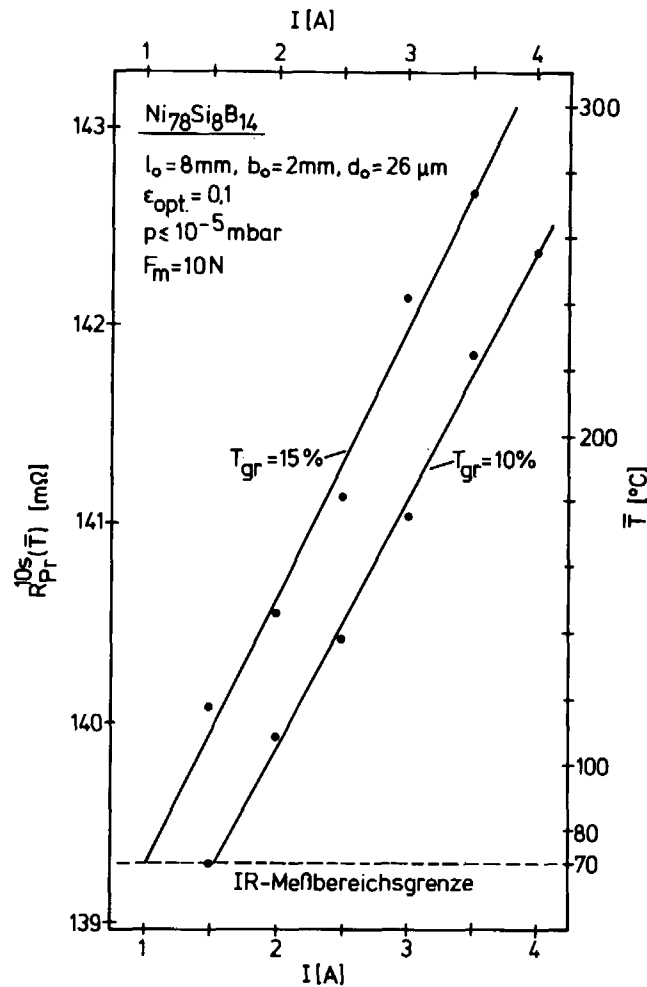


Abb. 4-9

Abhängigkeit der gemessenen Mitteltemperatur $\bar{T}$ und des darauf korrigierten Probenwiderstands $R_{\text{Pr}}^{10s}(\bar{T})$ vom Pulsstrom I mit dem Tastgrad T_{gr} als Parameter; Material: $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ -Kurzprobe, vorgespannt mit F_m .

Aus den Kap. 4.41 aufgeführten Gründen und wegen des ohnehin sehr kleinen Temperaturkoeffizienten α_{el} des elektrischen Widerstands wurde die Größe $R_{Pr}^{10s}(\bar{T})$ aus den $\bar{T}$ -Meßdaten nach Gl. (37) berechnet und als linke Ordinate in Abb. 4-9 eingetragen. Da für den $\bar{T}$ -Bereich keine SNQ-Vorgaben existieren, wurde als $\bar{T}$ -Obergrenze $\bar{T} < 0,8 \cdot T_x$ (Temperaturen in K) gewählt, was einem $T_{max} \approx 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ entspricht. Dies ist erreichbar mit einer Pulsatoreinstellung von z.B. 4 A bei 15 % Tastgrad. Alle konstanten und variablen Setzgrößen sind in Tab. 4-7 zusammengefaßt.

Größe	Wert
Pulsstrom I	variabel, 3-4 A
Pulsfolgefrequenz f	1 Hz
Tastgrad T_{gr}	variabel, 10 % - 15 %
Kammer-Innendruck p	$< 10^{-5}$ mbar
Proben-Vorspannung σ_0	variabel, 747 - 1073 N/mm ²

Tab. 4-7

Setzgrößen der Ermüdungsversuche an den NiSiB-Kurzproben.

Für nicht mit IR-Thermometrie betriebene Versuche wird durch Linearisierung des I- $\bar{T}$ -Zusammenhangs (Abb. 4-9) angesetzt:

$\bar{T} = (26/d_0) \cdot (75 \cdot I - 44,5) \text{ } [^{\circ}\text{C}] \text{ für } T_{gr} = 10 \% \quad (44), \text{ bzw.}$

$\bar{T} = (26/d_0) \cdot (81,4 \cdot I - 11,9) \text{ } [^{\circ}\text{C}] \text{ für } T_{gr} = 15 \% \quad (45),$

d_0 : Probendicke [μm] , $d_0 = 26 \mu\text{m}$ für Referenzprobe (Abb. 4-9),

I = Pulsstrom [A] .

Eine doppelt-logarithmische Auftragung des bei der Kennlinienfeld-Bestimmung gemessenen Temperaturhubs ΔT als Funktion des Pulsstromes I, wieder für $T_{gr} = 10\text{ \%}$ und $15\text{ \%}$, ist in Abb. 4-10 gezeigt.

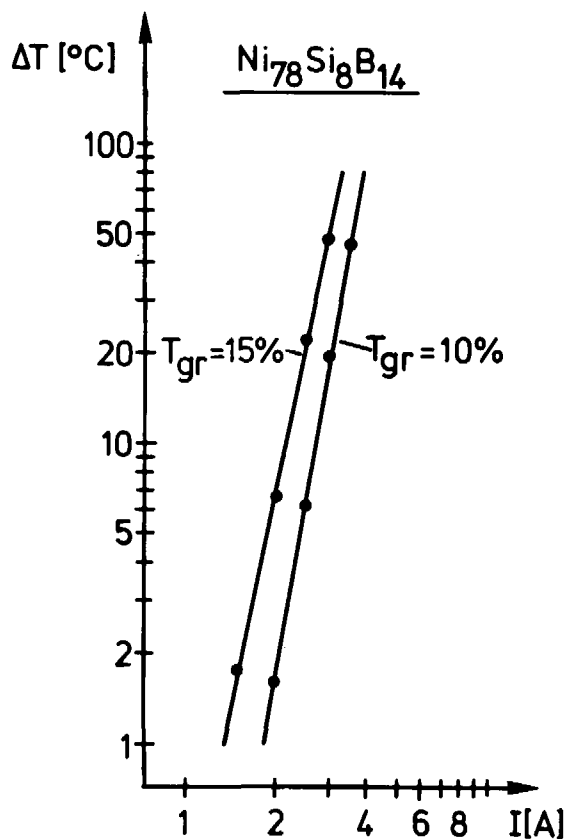


Abb. 4-10

Abhängigkeit des gemessenen ΔT vom eingestellten Pulsstrom I ; Bedingungen sonst wie bei Abb. 4-9.

Durch Anpassung eines Potenzgesetzes erhält man für solche Versuche, wo keine unmittelbare ΔT -Messung möglich war:

$$\Delta T = (26/d_o) \cdot (2,53 \cdot 10^{-2} \cdot I^{6,007}) \quad [^{\circ}\text{C}] \quad \text{für } T_{gr}=10\% \quad (46) \text{ bzw.}$$

$$\Delta T = (26/d_o) \cdot (0,244 \cdot I^{4,837}) \quad [^{\circ}\text{C}] \quad \text{für } T_{gr}=15\% \quad (47),$$

d_o = Probendicke [μm], $d_o=26 \mu\text{m}$ für Referenzprobe (Abb. 4-9),

I : Pulsstrom [A] .

Die Bestimmung der Kraftamplitude F_a , der Mittelkraft F_m sowie - bei Benutzung der IR-Anlage - auch der Mitteltemperatur $\bar{T}$ und des Temperaturhubs ΔT erfolgt analog zu dem in Kap. 4.41 beschriebenen Verfahren durch Auswertung eines Schnellschreiber-Plots. Abb. 4-11 zeigt einen typischen Plot für den Beginn eines Ermüdungsversuchs an Ni₇₈Si₈B₁₄.

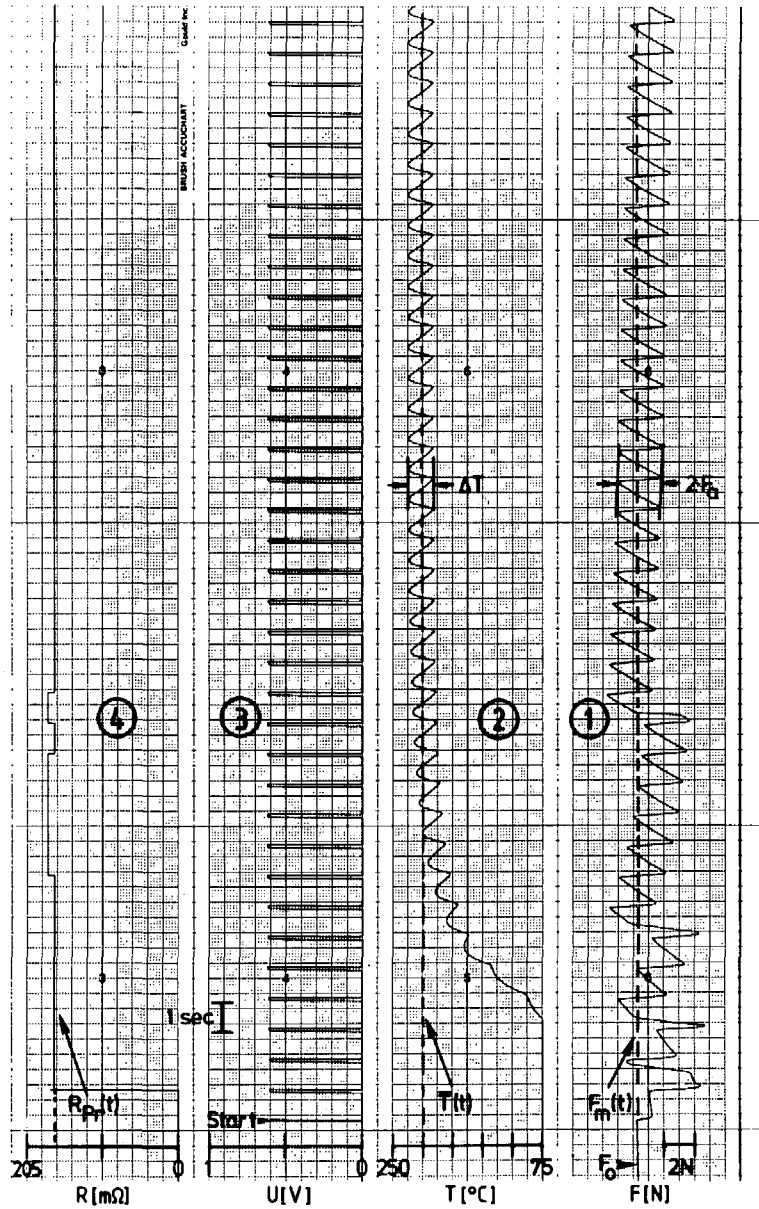


Abb. 4-11

Anfahrverhalten eines Ermüdungsversuchs an $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$.

Dargestellt ist die Kraft $F(t)$ mit Nullpunktunterdrückung (Kanal 1), die Proben temperatur $T(t)$ (Kanal 2), die Heizpulsfolge, d.h. die elektrische Spannung an der Probe $U(t)$ (Kanal 3) und der elektrische Probenwiderstand $R_{PT}(t)$ (Kanal 4).

Im quasistationären Zustand von $F(t)$ und $T(t)$ können die Größen F_a , F_m , $\bar{T}$ und ΔT wieder unmittelbar abgelesen werden. Der gemessene elektrische Widerstand dient nicht zur $\bar{T}$ -Bestimmung. Er wird nach Gl. (37) korrigiert und zur Berechnung von $U_{eff}^{korr.}$ (Gl. (40)) benutzt, um auch hier ein Maß für die eingespeiste elektrische Energie zu gewinnen, der nach Gl. (34) ein ΔT entspricht.

Die Zahl der thermischen Zyklen ist wieder mit der Zahl der Heizpulse identisch und wird direkt abgelesen.

4.52 Übersicht über die Versuchsergebnisse

An Kurzproben aus dem in Kap. 4.22 charakterisierten NiSiB-Metallglas wurden insgesamt 25 thermische Ermüdungsversuche durchgeführt, von denen 23 auswertbar waren. Probenbruch war in 16 Fällen die Ursache für das Versuchsende, während in 7 Fällen das Experiment bei hoher Zyklenzahl ohne Probenbruch beendet wurde. Analog zu Kap. 4.42 zeigt Tab. 4-8 die variablen Setzgrößen sowie die Meßgrößen mit daraus gewonnenen Parametern für alle Versuche.

Die Spalten 1-5 zeigen die Setzgrößen, und zwar

- Spalte 2: Referenz-Dickenverhältnis r ; $r = 26/d_o$ mit d_o = Probendicke [μm] (1.Faktor in Gl. (44) - (47)),
- Spalte 3: Pulsstrom I [A] ,
- Spalte 4: Tastgrad T_{gr} [%] ,
- Spalte 5: Vorspannung σ_0 = nachgeregelte Mittelspannung σ_m [N/mm^2].

Die Meßgrößen sind Spalte 6-12 aufgeführt:

- Spalte 6: nach Gl. (40) korrigierter Effektivwert des elektrischen Spannungsabfalls an der Probe $U_{eff}^{korr.}$ [mV] ,
- Spalte 7: Effektivwert des Proben-Heizstroms [A] ,
- Spalte 8: mittels $\bar{T}$ nach Gl. (37) korrigierter elektrischer Probenwiderstand $R_{Pr}^{korr.}(\bar{T})$ [$\text{m}\Omega$] ,
- Spalte 9: nach Gl. (44) bzw. (45) berechnete oder gemessene (*) Mitteltemperatur $\bar{T}$ [$^{\circ}\text{C}$] ,
- Spalte 10: nach Gl. (46) bzw. (47) berechneter oder gemessener (*) Temperaturhub ΔT [$^{\circ}\text{C}$] ,
- Spalte 11: Spannungsamplitude σ_a [N/mm^2] ,

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
Versuchs- Nr.	r	I [A]	T_{gr} [%]	$\sigma_o = \sigma_m$ [N/mm ²]	$U_{eff}^{korr.}$ [mV]	I_{eff} [A]	$R_{pr}^{korr.} (\bar{T})$ [m Ω]	$\bar{T}$ [°C]	ΔT [°C]	σ_a [N/mm ²]	N_f	$\sigma_m / 2\sigma_a$	s ($\bar{T}$)	P' ($\bar{T}$)	Bem.
MG 28	0,896	3	10	862	126	1,0	126,3	162	17	17,2	$> 1,1 \cdot 10^6$	25,1	0,0213	0,53	A
MG 29	0,896	3	15	862	152	1,2	126,9	208	44	24,1	$> 5 \cdot 10^5$	17,9	0,0318	0,55	A
MG 30	0,963	3	15	1117	164	1,2	136,6	223	48	27,8	1517	20,1	0,0568	0,71	B
MG 31	1,0	3	15	1050	170	1,2	142,0	232	50	25,0	237553	21	0,0458	0,67	B
MG 32	1,0	3	15	1073	170	1,2	142,0	232	50	27,9	223829	19,2	0,0533	0,69	B
MG 33	0,929	3	10	1002	131	1,0	130,8	168	17	20,1	595906	24,9	0,0302	0,61	B
MG 34	0,929	3,5	15	920	185	1,4	133,2	254	97	42,9	68	10,7	0,0655	0,61	B
MG 35	0,929	3,5	10	895	145	1,1	131,4	202	44	28,6	602000	15,6	0,0389	0,57	B
MG 36	0,929	3	10	871	131	1,0	130,8	168	17	5,0	$> 1,1 \cdot 10^6$	87,1	0,0062	0,53	A
MG 38	0,839	3	10	805	119	1,0	118,6	197*	30*	23,4	292051	17,2	0,0282	0,51	B
MG 39	0,929	3	10	889	131	1,0	131,6	216*	41*	25,9	3709	17,2	0,0357	0,57	B
MG 40	0,867	3	10	845	122	1,0	122,1	163*	18*	26,3	$> 2,2 \cdot 10^6$	16,1	0,0318	0,52	A
MG 41	0,929	3	11	886	132	1,0	131,6	218*	40*	25,9	54905	17,1	0,0357	0,57	B
MG 42	0,963	3	11	904	137	1,0	136,7	234*	48*	37,0	189	12,2	0,0536	0,59	B
MG 43	0,867	3	11	747	122	1,0	122,4	188*	27*	26,7	> 172318	14,0	0,0297	0,47	A
MG 44	0,923	3	11	807	131	1,0	131,2	188*	20*	27,2	> 359000	14,8	0,0325	0,51	A
MG 45	0,923	3	12	793	145	1,1	131,8	232*	37*	27,2	3949	14,6	0,0339	0,51	B
MG 46	1,04	3	10	988	133	0,9	147,1	198*	25*	29,0	2603	17,1	0,0450	0,62	B
MG 47	0,932	3	10	886	118	0,9	131,1	182*	32*	30,4	221670	14,6	0,0397	0,56	B
MG 48	1,04	3	10	904	132	0,9	146,9	190*	22*	31,0	159457	14,6	0,0420	0,57	B
MG 50	1,0	3	12	950	142	1,0	141,8	223*	43*	29,8	$> 1,2 \cdot 10^6$	15,9	0,0454	0,61	A
MG 51	0,929	3	10	907	119	0,9	131,7	224*	30*	26,8	42634	16,9	0,0384	0,58	B
MG 52	1,0	3	10	862	128	0,9	141,7	216*	28*	27,4	455518	15,7	0,0364	0,55	B

Tab. 4-8
übersicht über die Setz- und Meßgrößen mit davon abgeleiteten Parametern aus thermischen Ermüdungsversuchen am Metallglas Ni₇₈SigB₁₄. Erläuterung: siehe Text *; mit IR-Thermometrie gemessene Temperatur.

- Spalte 12: Zahl der thermischen Zyklen bis zum Bruch, N_f (B in Spalte 16) bzw. Zahl der thermischen Zyklen N bis zum Versuchsende (A in Spalte 16).

Die in Kap. 5 benutzten Parameter zur Auswertung und Datenanalyse können den Spalten 13-15 entnommen werden:

- Spalte 13: Verhältnis Mittelspannung /Schwingbreite, $\sigma_m/2\sigma_a$,
- Spalte 14: $S(\bar{T})$ -Wert nach Gl. (21); für σ_f wurde $\sigma_{UTS}(\bar{T})$ mit $\bar{T}$ aus Spalte 9 eingesetzt, wobei nach /33/ gilt:
$$\sigma_{UTS}(T) = -1,08 \cdot T + 1847 \text{ [N/mm}^2\text{]} , \quad (48)$$
$$T: \text{Temperatur [}^\circ\text{C]} ,$$
- Spalte 15: $P'(\bar{T})$ -Wert als Maß für die Belastung der Probe; da Metallgläser nur einen elastischen Bereich haben (Abb. 4-2), wurde angesetzt
$$P' = (\sigma_m + \sigma_a)/\sigma_{UTS} \quad (49);$$
$$P'(\bar{T}) \text{ ergibt sich durch Einsetzen von } \sigma_{UTS}(\bar{T}) \text{ nach Gl. (48) mit } \bar{T} \text{ aus Spalte 9 in (49).}$$

5. Auswertung und Diskussion

Wesentliches Ziel der hier durchgeführten Auswertung ist die Gewinnung von phänomenologischen, ingenieurmäßig verwertbaren Aussagen über das thermische Ermüdungsverhalten. Dazu wurden die Meßergebnisse (Tab. 4-6, Tab. 4-8) in verschiedener Weise miteinander korreliert, wobei die in Kap. 2.4 beschriebenen Verfahren im Vordergrund stehen. Ferner wird der mittels Metallographie und Raster-Elektronenmikroskopie festgestellte Einfluß der thermischen Ermüdung auf die Mikrostruktur diskutiert.

5.1 Experimente an Al6061-T6

Ein detaillierter Vergleich der Resultate dieser Arbeit mit Literaturwerten scheitert an der bislang sehr kleinen Datenbasis aus thermischen Ermüdungsversuchen an AlMgSi-Legierungen. Üblicherweise wurden solche Experimente nur für spezielle Werkstoffanwendungen durchgeführt, etwa im Motorenbau (Beständigkeit von Leichtmetallkolben aus der Gußlegierung AlSi bei 300°C, /34/) oder für die Bauindustrie (Beständigkeit von Leichtmetallstrukturen aus AlMgSi gegenüber Umgebungstemperaturschwankungen, /35/). Dabei unterscheiden sich die Belastungsbedingungen im allgemeinen sehr stark von der hier zugrundeliegenden Thermoschockbelastung im Zug-Schwellbereich.

5.11 Modifiziertes Goodman-Diagramm

Abb. 5-1 zeigt ein modifiziertes Goodman-Diagramm, das nach der in Kap. 2.41 beschriebenen Methode konstruiert wurde.

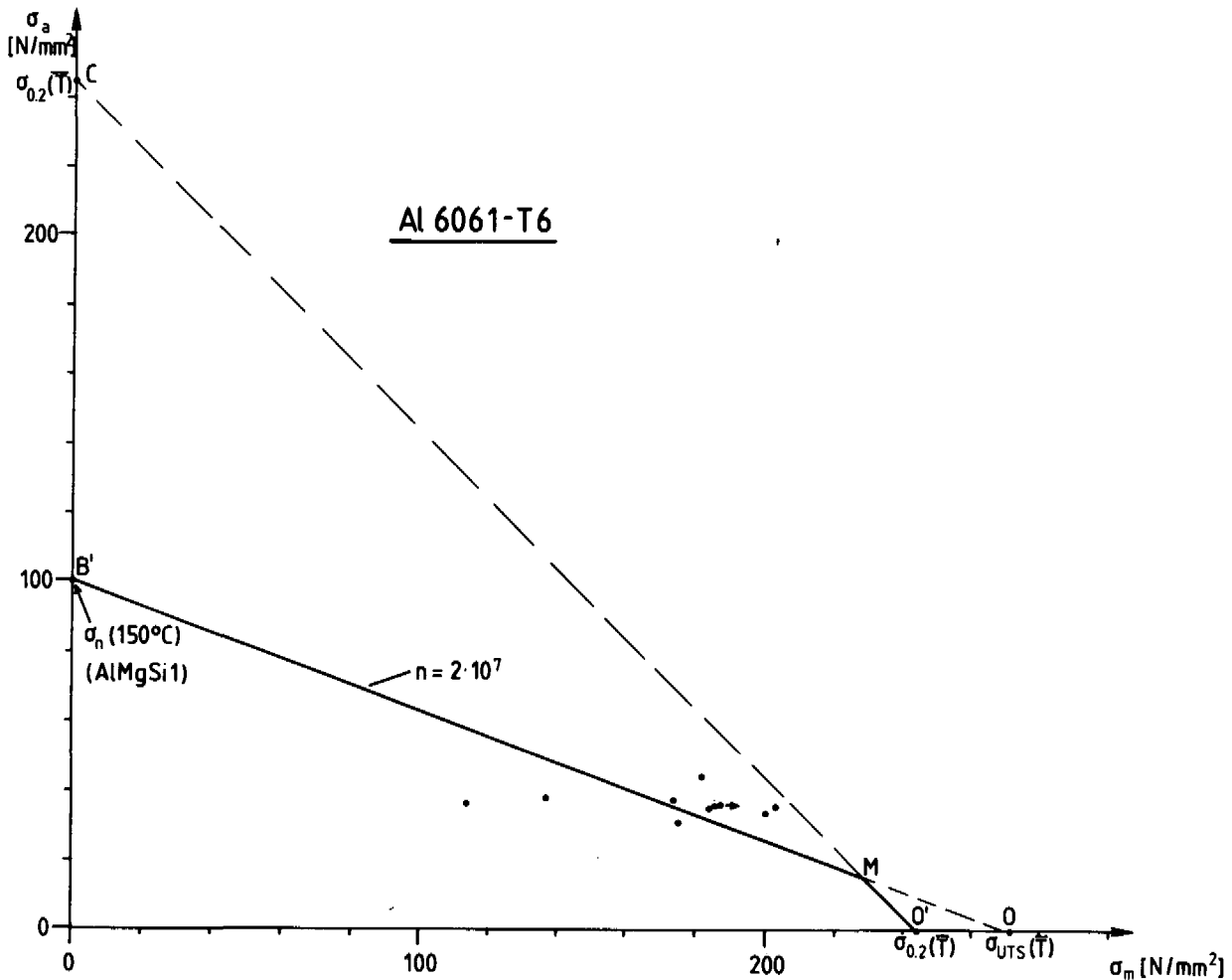


Abb. 5-1

Modifiziertes Goodman-Diagramm für Al 6061-T6 bei einer mittleren Versuchstemperatur $T_m = 100^\circ\text{C}$. Lastspielzahl $N_f = 10^4 - 10^6$ für die Meßpunkte.

In die Auswertung einbezogen wurden nur Versuche mit $N_f > 10^4$. Für diese beträgt die mittlere Versuchstemperatur $T_m \approx 100^\circ\text{C}$. Daher wurden die nach Gl. (41) bzw. Gl. (43) berechneten Werte $\sigma_{uts}(T_m)$ und $\sigma_{0,2}(T_m)$ eingetragen. Da $\sigma_n(T_m)$ nicht bekannt ist, wurde das an AlMgSi 1 im Zug-Druck-Versuch gemessene $\sigma_n(150^\circ\text{C})$ verwendet, $\sigma_n(150^\circ\text{C}) = 100 \text{ N/mm}^2$ für $n = 2 \cdot 10^7$ nach /36/. Die Linie B'MO' sollte die Ortslinie für alle (σ_a, σ_m) -Paarungen mit $N_f > 2 \cdot 10^7$ sein. Man erkennt, daß die Meßpunkte mit gewissen, temperaturmäßig bedingten Streuungen im Bereich dieser Linie liegen. Die zugehörige, gemessene Lastspielzahl bis zum Bruch liegt jedoch im Bereich $N_f = 10^4 - 10^6$ und unterschreitet damit den theoretisch zu erwartenden Wert ($2 \cdot 10^7$) erheblich. Teilweise kann dieser Effekt auf das andersartige Material, die höhere Versuchstemperatur und die unterschiedliche Probengeometrie bei der σ_n -Messung zurückgeführt werden.

Selbst unter Berücksichtigung dieser Faktoren läßt sich jedoch festhalten, daß das Goodman-Verfahren ein drastisch höheres N_f liefert, als experimentell bestimmt wird. Insofern erscheint diese Methode nur für solche Fälle brauchbar, wo nur Zugversuchsdaten, aber keinerlei Ermüdungsversuchsdaten vorliegen, um von vornherein unzulässige (σ_a, σ_m) -Paarungen auszuschließen. Nicht verwendbar ist sie für die Gewinnung von Auslegungsdaten, wo thermische Ermüdungsversuche unter einsatznahen Bedingungen unumgänglich sind.

5.12 Wöhler-Kurve und verwandte Darstellungen

Die Verknüpfung der Spannungsamplitude σ_a mit der Lastspielzahl bis zum Bruch, N_f , nach Wöhler (Kap. 2.42), gilt streng nur variables σ_a bei Konstanthaltung aller anderen Parameter. Die für diese Arbeit gewählte Versuchsführung bedingt jedoch weitere Variable, etwa die Mittelspannung σ_m oder die Mitteltemperatur $\bar{T}$. Faßt man diese Größen in Bereichen zusammen, so läßt sich auch hier eine Wöhler-Kurve gewinnen (Abb. 5-2).

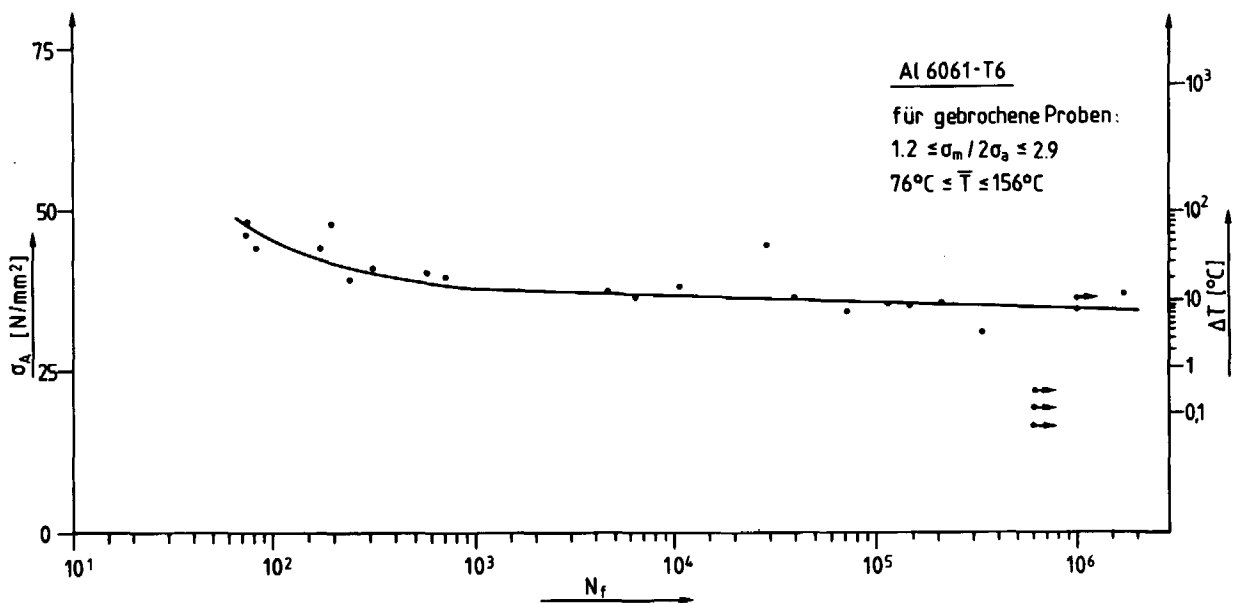


Abb. 5-2

Wöhler-Diagramm für Al 6061-T6 unter den angegebenen Versuchsbedingungen.

●→: Meßpunkte der nicht gebrochenen Proben. Als rechte Ordinate ist der Temperaturhub ΔT eingetragen, welcher einem gegebenen σ_a zugeordnet werden kann (vgl. Abb. 5-3).

Man erkennt den typischen, stark ausgeprägten σ_a -Abfall bis etwa $N_f = 10^3$. Danach nimmt σ_a mit zunehmendem N_f weiter, wenn auch schwächer ab, so daß eine echte Ermüdungsgrenze σ_∞ nicht auftritt, die sich durch einen horizontalen Kurvenverlauf ausweisen müßte. Das Fehlen der Ermüdungsgrenze σ_∞ ist charakteristisch für übliche Al-Werkstoffe und durch zahlreiche Untersuchungen abgesichert /37/.

Für $N_f > 10^3$ erhält man durch Anpassung die Relation

$$\sigma_a = -0,44 \cdot \log N_f + 40,7 \quad [\text{N/mm}^2], \quad (50)$$

mit der im technisch interessanten N_f -Gebiet unter Berücksichtigung der σ_m - und $\bar{T}$ -Bereiche eine Abschätzung des ertragbaren σ_a bei gegebenem N_f möglich ist. Setzt man für die mechanisch bestimmte RT-Ermüdungsgrenze $\sigma_\infty = 98 \text{ N/mm}^2$ (Tab. 4-2) eine der Zugfestigkeit entsprechende Temperaturabhängigkeit nach Gl. (48) an, so müßte für $T_m = 115^\circ\text{C}$ ein $\sigma_\infty(115^\circ\text{C}) = 87 \text{ N/mm}^2$ gelten. Die aus Gl. (50) bestimmbare, für $n = 5 \cdot 10^8$ ertragbare Spannungsamplitude beträgt jedoch nur $\sigma_a(5 \cdot 10^8) = 32 \text{ N/mm}^2$, was auf einen starken σ_m -Einfluß hinweist.

Bei Voraussetzung von linear-elastischem Werkstoffverhalten sollte ein linearer Zusammenhang zwischen dem Temperaturhub ΔT und dem dadurch verursachten σ_a bestehen. Dies wird experimentell aber nicht beobachtet (Abb. 5-3).

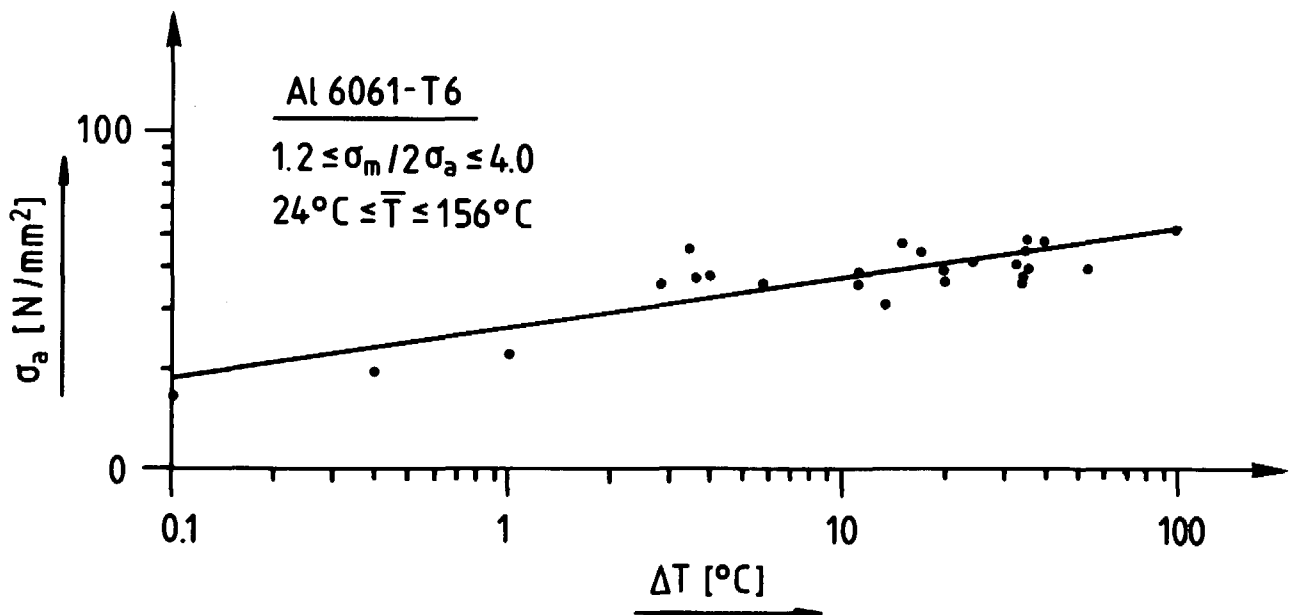


Abb. 5-3

Experimentell bestimmte Korrelation zwischen Spannungsamplitude σ_a und Temperaturhub ΔT für Al 6061-T6 unter den vermerkten Versuchsbedingungen.

Erklärbar ist dieses Verhalten hauptsächlich durch thermische Kriechprozesse, die bei den relativ langen Versuchszeiten, der erhöhten mittleren Proben-temperatur und angesichts der starken mechanischen Vorbelastung (vgl. hohe P-Werte aus Tab. 4-6) sicher erheblich zur Spannungsrelaxation beitragen. Die σ_a - ΔT -Beziehung aus Abb. 5-3 kann beschrieben werden durch

$$\sigma_a = 25,93 \cdot \Delta T^{0,143} \quad [\text{N/mm}^2], \quad (51)$$

ΔT in °C.

Damit wurde die als rechte Ordinate in Abb. 5-2 eingezeichnete ΔT -Skala gewonnen. Über die bloße σ_a - ΔT -Zuordnung hinaus ist prinzipiell durch Einsetzen von (51) in (50) eine Bestimmung der erreichbaren Lastspielzahl N_f ($N_f > 10^3$) bei vorgegebenem ΔT und unter den σ_m - und $\bar{T}$ -Bedingungen aus Abb. 5-2 möglich:

$$N_f = \exp - ((25,93 \cdot \Delta T^{0,143} - 40,7)/0,44), \quad (52)$$

ΔT in °C.

Die in (52) enthaltenen Voraussetzungen (erhöhte Temperatur und erhebliche mechanische Vorspannung) stellen werkstoffmäßig eine extreme Belastung dar, nämlich eine Kriechbeanspruchung mit Überlagerter thermischer Ermüdung. Ferner scheint das in Abb. 5-2 eingezeichnete, direkt gemessene ΔT infolge systematischer Meßfehler bei der IR-Messung merklich kleiner zu sein als das wirklich auftretende ΔT (vgl. Kap. 5.32). Insofern liefert die Anwendung von (52) auf die SNQ-Verhältnisse (Tab. 1-3) ein sicher zu kleines N_f . Für $N_f \approx 2,2 \cdot 10^7$, was einer zweijährigen SNQ-Betriebsdauer entspricht, erhält man als pessimistische Grenzenach (52) $\Delta T \leq 5,7$ °C. Selbst dieser Wert kann für Target-elementhüllen mit Zugankerfunktion, wo am ehesten die Nebenbedingungen aus Abb. 5-2 gelten, noch ohne weiteres erreicht werden, da sich solche Komponenten im Targetinnern befinden, also an protonenstrahlmäßig weniger stark belasteten Stellen. Im Falle des rotierenden Fensters fällt die Prognose gleichfalls positiv aus, weil es deutlich geringeren Vorbelastungen, als in Abb. 5-2 angegeben, ausgesetzt ist und das erwartete $\Delta T = 11$ °C ohnehin bereits in der Größenordnung der nach (52) berechneten ΔT -Grenze liegt.

Unter den dieser Arbeit zugrundeliegenden thermischen Ermüdungsbedingungen scheint die Oberspannung ($\sigma_m + \sigma_a$) von untergeordneter Bedeutung für die erreichbare Lastspielzahl N_f zu sein, wie Abb. 5-4 zeigt.

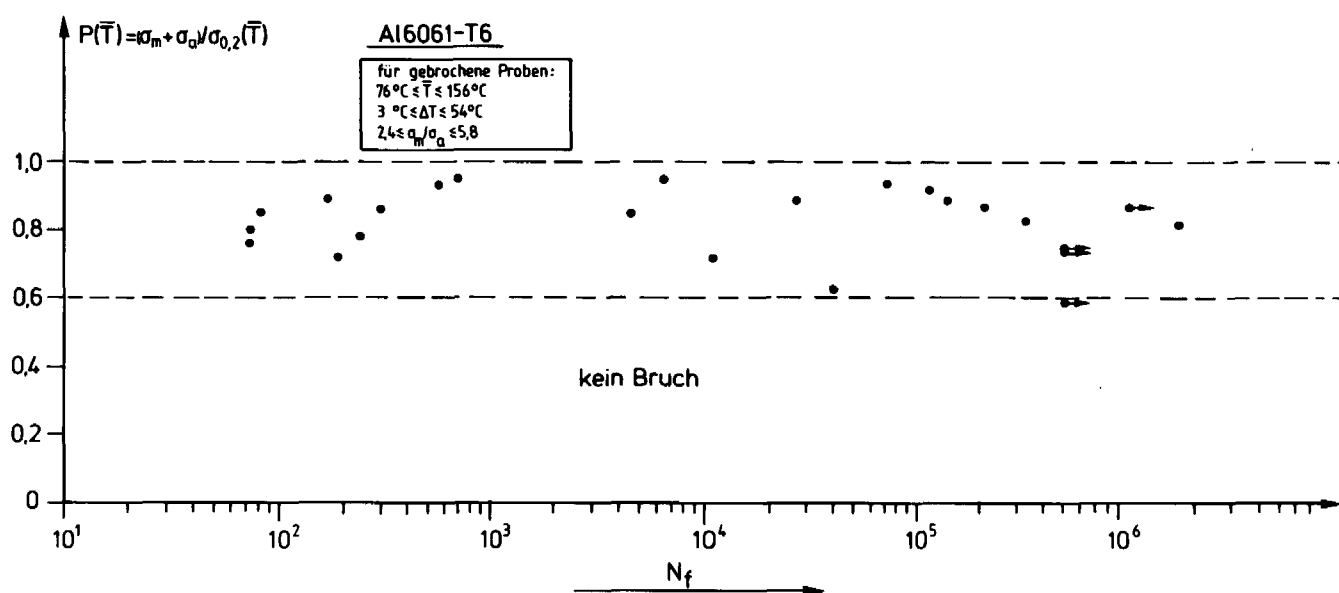


Abb. 5-4

Abhängigkeit der um die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ reduzierten Oberspannung ($\sigma_a + \sigma_m$), jeweils bei der Mitteltemperatur $\bar{T}$ (Größe $P(\bar{T})$ in Tab. 4-6), von der Lastspielzahl bis zum Bruch, N_f , für Al 6061-T6 unter den angegebenen Nebenbedingungen.

●→ : nicht gebrochene Proben.

Eine signifikante Korrelation zwischen $P(\bar{T})$ und N_f tritt nicht auf. Abb. 5-4 zeigt jedoch, daß aufgrund der Versuchführung die Proben häufig bis an die Grenze des elastischen Bereichs ($P(\bar{T}) \approx 1$) belastet wurden, wobei die Vorspannung σ_m bis zu rund 6-mal größer war als die thermisch induzierte Spannungsamplitude σ_a . Daraus folgt wiederum die Mitwirkung von Kriechvorgängen, die - wie experimentell beobachtet - bei langanhaltender Beanspruchung der Probe unterhalb des Fließbereichs zum Bruch führen. Daneben ist zu erkennen, daß für $P(\bar{T}) \lesssim 0,6$ kein Bruch mehr auftritt, was für Al 6061-T6 bei einer SNQ-typischen Temperatur von 100°C mit (43) einer Oberspannungsgrenze von $\sigma_{\max} = (\sigma_m + \sigma_a) \lesssim 150 \text{ N/mm}^2$ entspricht. Allerdings ist diese Aussage nur für die Zyklenzahl aus Abb. 5-4 experimentell abgesichert.

5.13 S/N-Diagramm nach Morrow

Wie in Kap. 2.43 ausgeführt, entspricht das S/N-Diagramm nach Morrow in seinen Eingabegrößen weitgehend den experimentell bestimmbaren Größen dieser Arbeit und ist daher gut zur Auswertung geeignet. Abb. 5-5 zeigt ein solches Diagramm, wobei die Temperaturabhängigkeit des S-Wertes (Gl. (21)) durch den Ansatz berücksichtigt wurde

$$\sigma_f(\bar{T}) = \sigma_{uts}(\bar{T}) \text{ mit } \sigma_{uts}(\bar{T}) \text{ nach Gl. (41).}$$

Die weiter eingehenden Meßgrößen σ_a und σ_m wurden aufgrund der Versuchsführung ohnehin bei $\bar{T}$ bestimmt, so daß man insgesamt ein $S(\bar{T})$ mit den Werten aus Tab. 4-6 erhält.

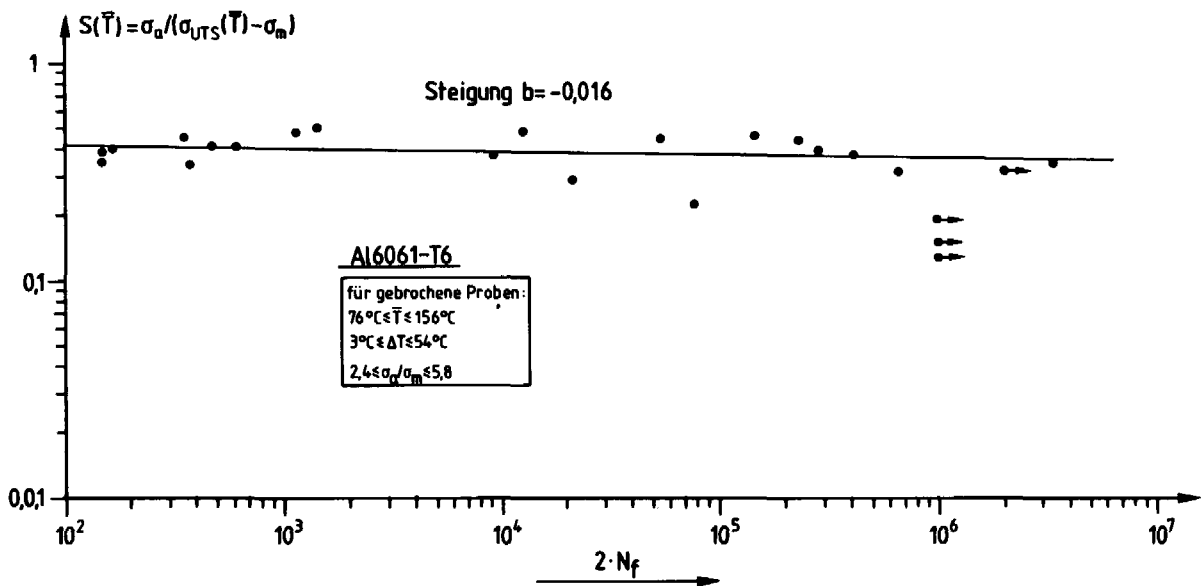


Abb. 5-5

$S(\bar{T})$ - $2 \cdot N_f$ -Diagramm für Al 6061-T6 unter den angegebenen Versuchsbedingungen.
 ● → : nicht gebrochene Proben.

Die $S(\bar{T})$ - N_f -Korrelation ist - ähnlich wie im Falle $P(\bar{T})$ - N_f - relativ schwach ausgeprägt; eine Anpassungsrechnung ergibt, daß der Zusammenhang in Erweiterung von (20) beschrieben werden kann durch

$$S(\bar{T}) = a \cdot (2 \cdot N_f)^b \quad (53)$$

$$\text{mit } a = 0,448 \text{ und } b = -0,016.$$

Der Ermüdungsfestigkeits-Exponent b aus (53) bleibt mit demjenigen aus Gl. 20 (dort $a = 1$) vergleichbar und liegt oberhalb der für hochfesten Stahl gefundenen Werte, wo nach /14/ $-0,1 \leq b \leq 0,06$ gilt. Entsprechende Daten für Al 6061-T6 sind bislang nicht verfügbar.

Zwei weitere Befunde sind aus Abb. 5-5 ableitbar. Einmal fehlt in Übereinstimmung mit der Auswertung nach Wöhler (Kap. 5.12) der Hinweis auf eine

Ermüdungsgrenze, die sich in einem horizontalen $S(\bar{T})$ -Verlauf ab einem gewissen N_f zeigen müßte. Ferner erkennt man, daß eine hohe Ermüdungslebensdauer im Bereich der experimentell abgedeckten Parameter erreichbar ist, falls $S(\bar{T}) \leq c = 0,2-0,3$ gilt, einem für kristalline Metalle üblichen Wert /14/. Dies gestattet die Auswahl von dafür geeigneten $(\sigma_a - \sigma_m)$ -Paarungen:

$$\sigma_a \leq c (\sigma_{uts}(\bar{T}) - \sigma_m) \quad (54).$$

Bei besser bekanntem $(\sigma_a - \Delta T)$ -Zusammenhang kann durch Einsetzen einer Gl. (51) analogen Relation in (54) das zulässige σ_m für gegebenes ΔT berechnet werden.

5.14 Analyse der ΔT -Meßwerte

Nach den in Kap. 3.32 diskutierten Verfahren kann der Temperaturhub ΔT - unabhängig von der IR-Messung - aus der Energiebilanz (EB) bei adiabatischen Verhältnissen (Gl. (34)) und aus dem Thermoschockverhalten (TS) spröder Werkstoffe (Gl. (35)) berechnet werden. Während beides für 316SS noch gut möglich ist (Tab. 3-2), scheitert der Thermoschockansatz für Al 6061-T6 völlig: Gl. (35) liefert für gebrochene Proben

$\Delta T_{TS} / \Delta T_{\text{gemessen}} = 7-125$ ohne funktionalen Zusammenhang zwischen diesen Größen. Das ausgesprochen duktile Verhalten von Al schließt demnach die Anwendung von Gl. (35) aus.

Im Falle des Energiebilanz-Ansatzes erhält man aus der ΔT -Berechnung nach Gl. (34) gleichfalls erheblich höhere Werte als gemessene, wobei bereits $U_{\text{eff}}^{\text{korrr.}}$ aus Tab. 4-6 in (34) eingesetzt wurde. Allerdings besteht hier eine erkennbare $\Delta T_{EB} - \Delta T_{\text{gemessen}}$ -Korrelation, die Abb. 5-6 verdeutlicht.

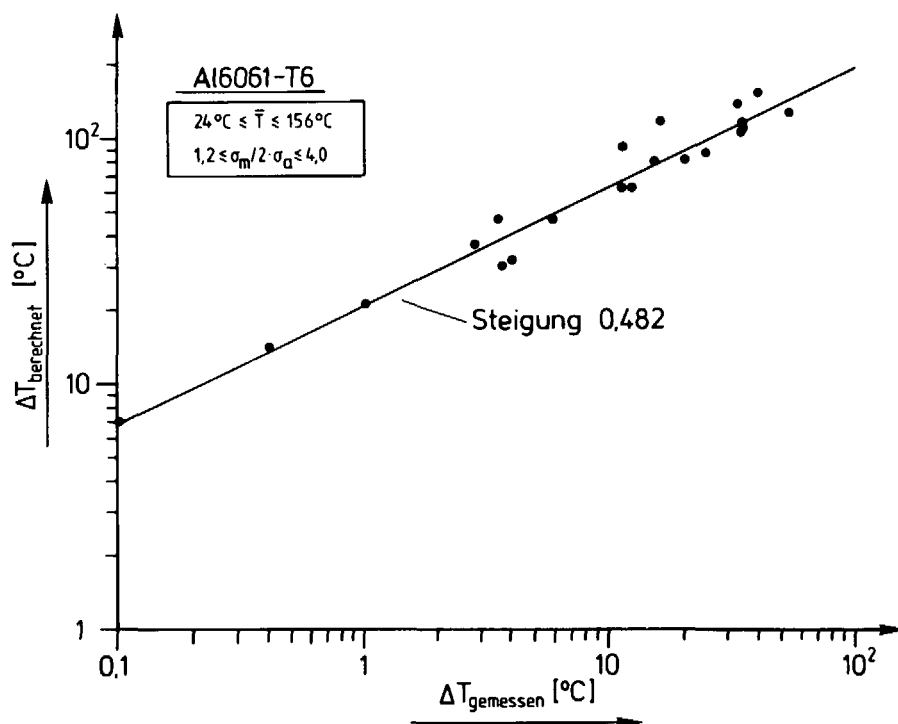


Abb. 5-6

Experimentell bestimmter Zusammenhang zwischen gemessenem Temperaturhub $\Delta T_{\text{gemessen}}$ und nach Gl. (34) berechnetem ΔT_{EB} für Al 6061-T6 unter den angegebenen Bedingungen.

Dieser Zusammenhang kann relativ gut beschrieben werden durch

$$\Delta T_{\text{EB}} = 21 \cdot (\Delta T_{\text{gemessen}})^{0,48} \text{ [}^\circ\text{C]} \quad (55),$$

was einen systematischen Fehler bei Messung oder Auswertung andeutet. Abb. 4-8 zeigt klar, daß das IR-Temperaturmeßsignal - im Gegensatz zum Kraftmeßsignal - den Heizpulsen stets zeitlich verzögert folgt, so daß eine zu kleine ΔT -Messung aufgrund von Totzeiteffekten zu vermuten ist. Neben diesem Haupteffekt treten weitere, das ΔT -Meßsignal verfälschende Umstände auf (vgl. Kap. 5.32), die fast alle auf ein zu klein gemessenes ΔT hinweisen. Damit und unter Berücksichtigung der wegen der Annahme adiabatischer Verhältnisse ohnehin zu groß ausfallenden ΔT -Berechnung aus Gl. (34) bleibt festzuhalten, daß die Diskrepanz zwischen Messung und Rechnung sicher merklich kleiner ist als nach Abb. 5-6/Gl. (55) zu vermuten. Dies muß in den auf dieser Arbeit aufbauenden Experimenten quantifiziert werden.

5.15 Mikrostruktureffekte

Um etwaige Mikrostrukturveränderungen in Abhängigkeit von der Ermüdungslebensdauer festzustellen, wurden drei Al 6061-T6 Proben von unterschiedlichem N_f nachuntersucht mittels

- optischer Metallographie (Gefügezustand),
- Raster-Elektronenmikroskopie (Fraktographie) und
- Vickers-Härtemessung, ortsabhängig.

Die Abb. 5-7 - 5-9 zeigen Resultate aus der optischen Metallographie und der Raster-Elektronenmikroskopie (REM) für die Versuche Al 46, Al 52 und Al 60, deren Versuchsparameter im einzelnen aus Tab. 4-6 zu entnehmen sind.

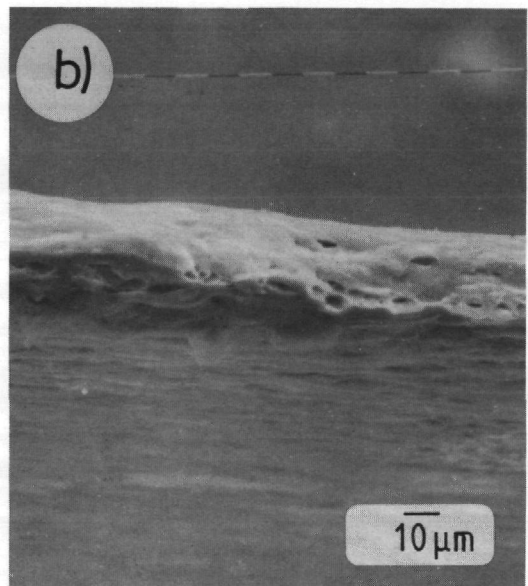
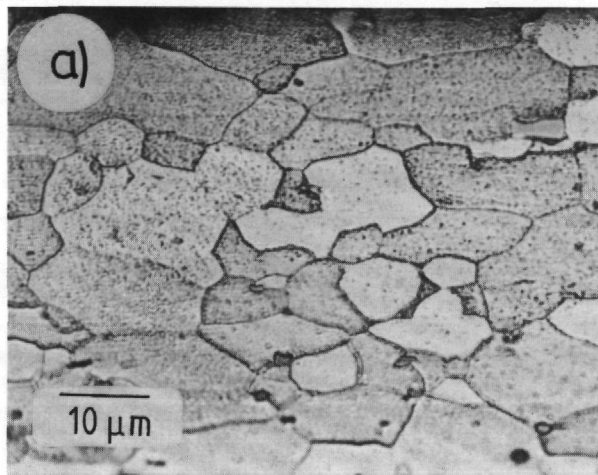


Abb. 5-7

Querschliff durch die Proben-Meßlänge bei 1100-facher Vergrößerung (a) und REM-Bruchflächenbild bei 440-facher Vergrößerung (b), jeweils für die Al 6061-T6-Ermüdungsprobe aus Versuch Al 46 ($N_f = 570$, $\bar{T} = 128$ °C).

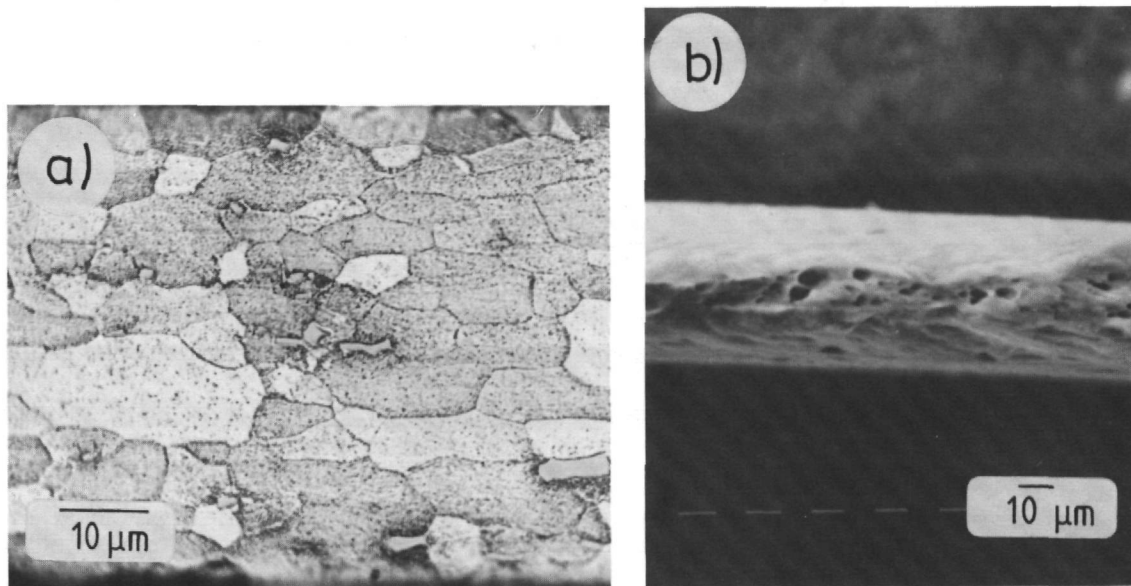


Abb. 5-8
Querschliff durch die Proben-Meßlänge bei 1100-facher Vergrößerung (a)
und REM-Bruchflächenbild bei 400-facher Vergrößerung (b), jeweils für
die Al 6061-T6-Ermüdungsprobe aus Versuch A1 52 ($N_f=10623$, $\bar{T} = 118$ °C).

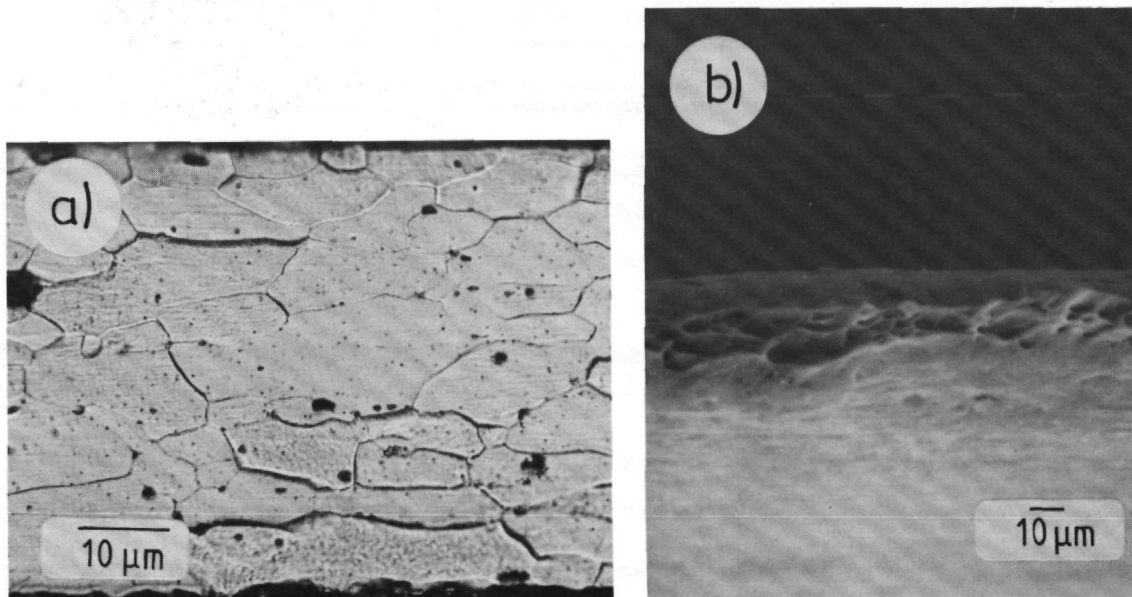


Abb. 5-9
Querschliff durch die Proben-Meßlänge bei 1100-facher Vergrößerung (a)
und REM-Bruchflächenbild bei 400-facher Vergrößerung (b), jeweils für
die Al 6061-T6-Ermüdungsprobe aus Versuch A1 60 ($N_f = 333462$, $\bar{T} = 103$ °C).

Vergleicht man den in obigen Schlifffbildern gezeigten Gefügezustand nach der Ermüdung mit dem Ausgangs-Gefügezustand (Abb. 4-1), so zeigt sich, daß eine deutliche, versuchsbedingte Veränderung nicht eintritt. Die Korngrößenverteilung bleibt unbeeinflußt. Es gibt lediglich - besonders im Bereich der Bruchzone - eine Deformation der Körner in Richtung der mechanischen Zugbelastung, die in Anbetracht der hohen P-Werte (Tab. 4-6) verständlich ist.

Auch die REM-Aufnahmen der Bruchzone deuten generell auf keine ermüdungsbedingten Veränderungen hin. Man findet stets eine Querschnittsverjüngung mit duktilem Restbruch, was auch bei einem normalen RT-Zugversuch auftritt (Abb. 5-10). In einigen Fällen führt der reduzierte Probenquerschnitt gegen Ende der Ermüdungslebensdauer und die damit verbundene Zunahme des elektrischen Probenwiderstands (Zunahme der elektrischen Heizleistung) zu im REM-Bild sichtbaren Anschmelzungen im Bereich der Bruchzone.

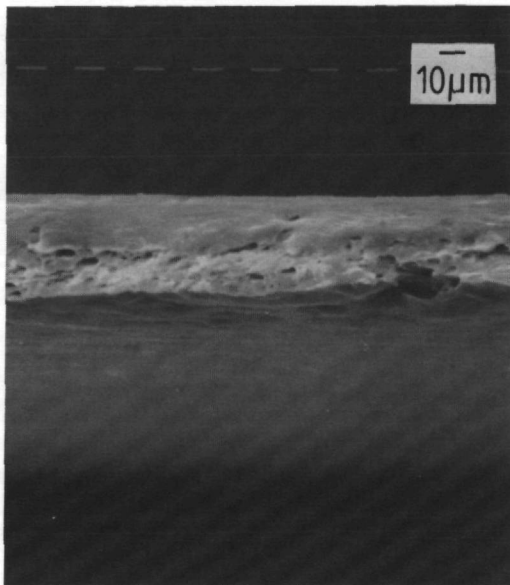


Abb. 5-10

REM-Bruchflächenbild
bei 400-facher Vergrößerung
für eine RT-Zugversuchsprobe
aus Al 6061-T6.

Abb. 5-11 zeigt den ortsabhängigen Verlauf der Vickershärte-Werte, wieder für die oben diskutierten Ermüdungsproben.

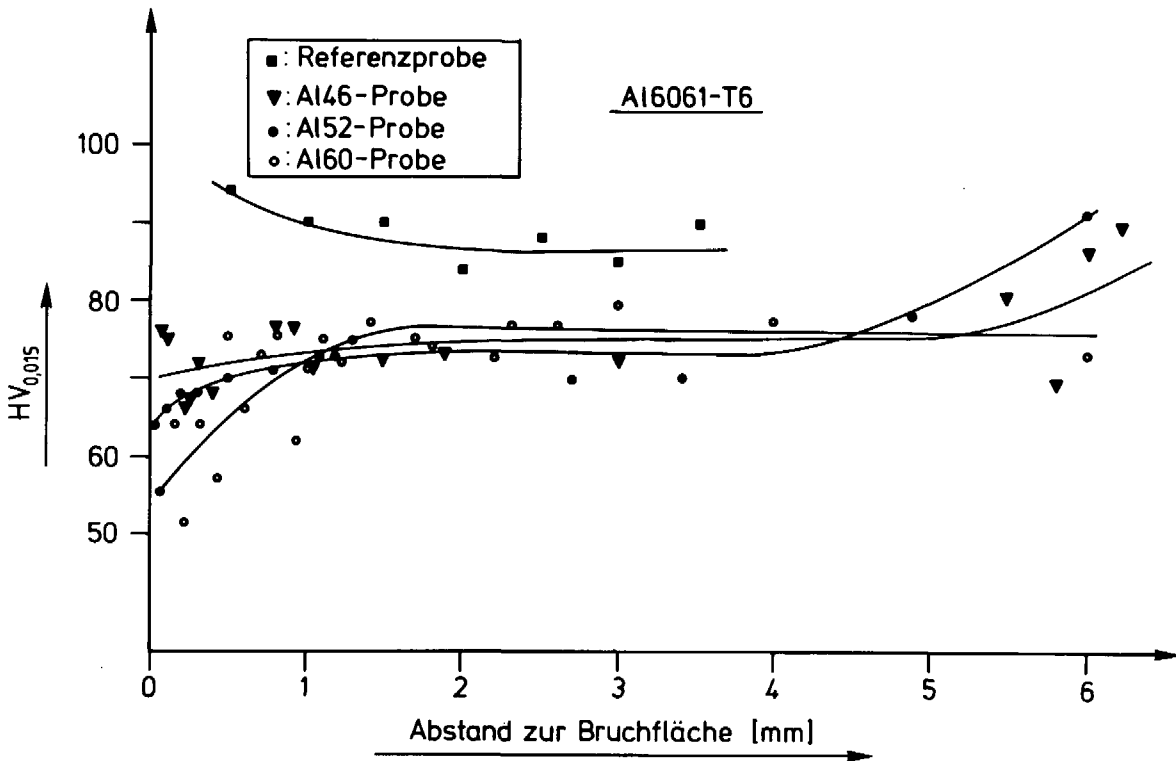


Abb. 5-11

Vickershärte $HV_{0,015}$ als Funktion des Abstands von der Bruchfläche für das Al 6061-T6-Ausgangsmaterial und Al 6061-T6-Ermüdungsproben aus den Versuchen Al 46, Al 52 und Al 60.

Man erkennt eine merkliche Härteabnahme gegenüber dem Referenzmaterial für alle Ermüdungsproben, welche hauptsächlich auf die erhöhte Versuchstemperatur $\bar{T}$ und die damit gekoppelte Weichglühung des Werkstoffs zurückzuführen ist. Dafür spricht auch der ortsabhängige Härteverlauf, der bei den Ermüdungsproben ein Minimum direkt an der Bruchzone aufweist, einem infolge der Versuchsführung (parabolisches Temperaturprofil entlang der Meßlänge, vgl. Abb. 3-11) thermisch besonders belasteten Gebiet. Ebenso paßt die Annäherung der Härtewerte ermüdeter Proben an den Ausgangshärtzustand bei großem Abstand zur Bruchfläche in dieses Bild, da die Proben-temperatur im Versuch dort nur wenig über der Kühlwassertemperatur liegt.

5.2 Experimente an $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$

Thermische Ermüdungsuntersuchungen an metallischen Gläsern sind im Rahmen dieser Arbeit erstmals durchgeführt worden, weswegen ein direkter Vergleich mit Literaturwerten nicht möglich ist. Systematische Untersuchungen zur mechanischen Ermüdung von $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ liegen gleichfalls nicht vor, so daß nachfolgend meist nur qualitativ an Resultate von Experimenten mit anderen Metallglas-Systemen angeknüpft werden kann. Die bisher einzigen Arbeiten dieser Art wurden durchgeführt mit $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$ /38/, zwei Ni-Fe-P-B-Systemen und $\text{Pd}_{77,5}\text{Cu}_6\text{Si}_{16,5}$ /39/, zwei Fe-B-Systemen /40/ und mit $\text{Ni}_{75}\text{Si}_8\text{B}_{17}$ bzw. $\text{Co}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ /41/.

Auf eine Datenauswertung nach Goodman (Kap. 2.41) muß wegen der nicht bekannten Eingangsdaten (σ_{∞} im Zug-Druck-Versuch) verzichtet werden. Die sonstige Auswertung erfolgt analog zum Vorgehen bei Al 6061-T6 (Kap. 5.1). In einigen Fällen wurde die Datenbasis aus Tab. 4-8 um weitere Datenpunkte ergänzt.

5.21 Wöhler-Kurve und verwandte Darstellungen

Unter den in Kap. 5.12 diskutierten Einschränkungen (Zusammenfassung von σ_m und $\bar{T}$ in Bereichen) ergibt sich die in Abb. 5-12 gezeigte Wöhler-Kurve.

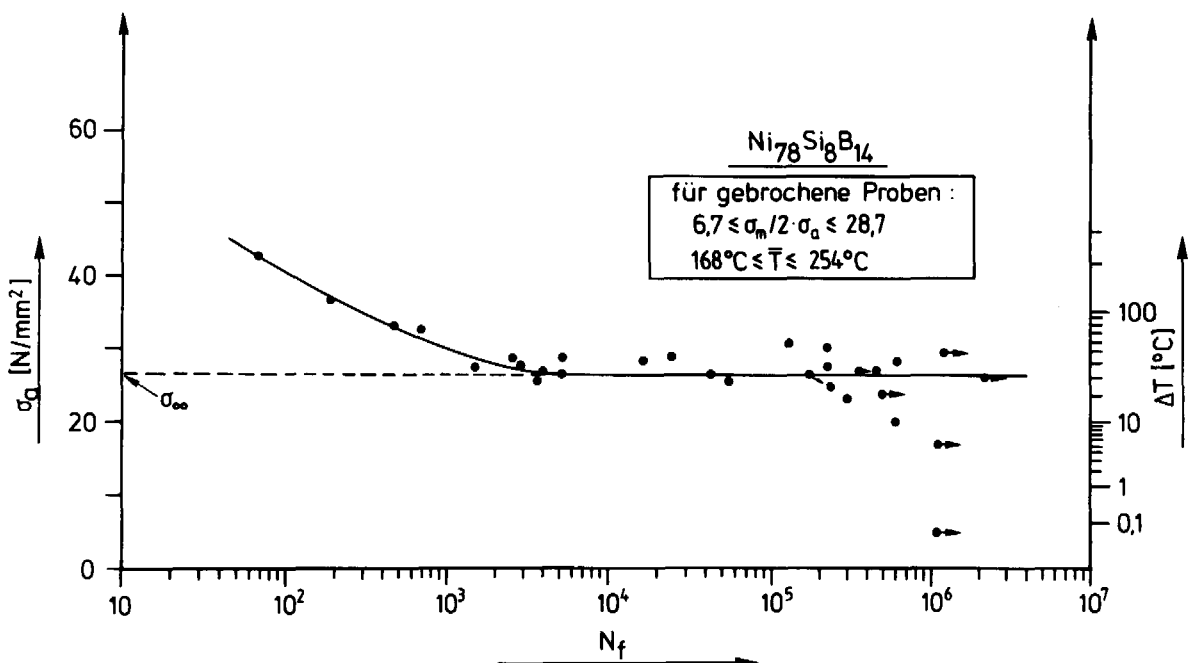


Abb. 5-12

Wöhler-Diagramm für $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ unter den vermerkten Versuchsbedingungen.

→ : Meßpunkte nicht gebrochener Proben. Als rechte Ordinate wurde der Temperaturhub ΔT eingetragen, welcher nach Abb. 5-13 mit σ_a korreliert ist.

Bis etwa $N_f = 6 \cdot 10^3$ nimmt σ_a mit zunehmendem N_f relativ stark ab, um danach unabhängig von N_f zu werden. Dieser horizontale Kurvenverlauf zeigt die Existenz einer Ermüdungsgrenze an, welche - durch Mittelung der σ_a -Datenpunkte für $N_f > 6 \cdot 10^3$ - quantitativ mit $\sigma_\infty \approx 26 \text{ N/mm}^2$ angegeben werden kann. Setzt man als mittlere Versuchstemperatur $T_m = 217^\circ\text{C}$ an, so erhält man mit Gl. (48) $2 \cdot \sigma_\infty(T_m) / \sigma_{\text{uts}}(T_m) = 0,03$, ein Wert, der rund 10-mal kleiner ist als bei der mechanischen Ermüdung von $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$ bei RT beobachtet /38/. Dies weist auf einen großen Einfluß der erhöhten Versuchstemperatur und der andersartigen Legierung hin. Letzteres wird deutlich am Beispiel von $\text{Ni}_{75}\text{Si}_8\text{B}_{17}$, wo - ebenfalls unter mechanischer Ermüdung bei RT - $2 \cdot \sigma_\infty / \sigma_{\text{uts}} \approx 0,09$ gefunden wurde /41/; dieses Resultat kann unter Berücksichtigung der Unterschiede in der Legierung und besonders in der Versuchstemperatur als vergleichbar mit dem hier bestimmten Wert angesehen werden.

Ebenso wie bei Al 6061-T6 wird ein linearer σ_a - ΔT -Zusammenhang nicht beobachtet (Abb. 5-13), welcher aufgrund des rein elastischen Verhaltens von $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ im RT-Zugversuch (Abb. 4-2) eigentlich zu vermuten wäre.

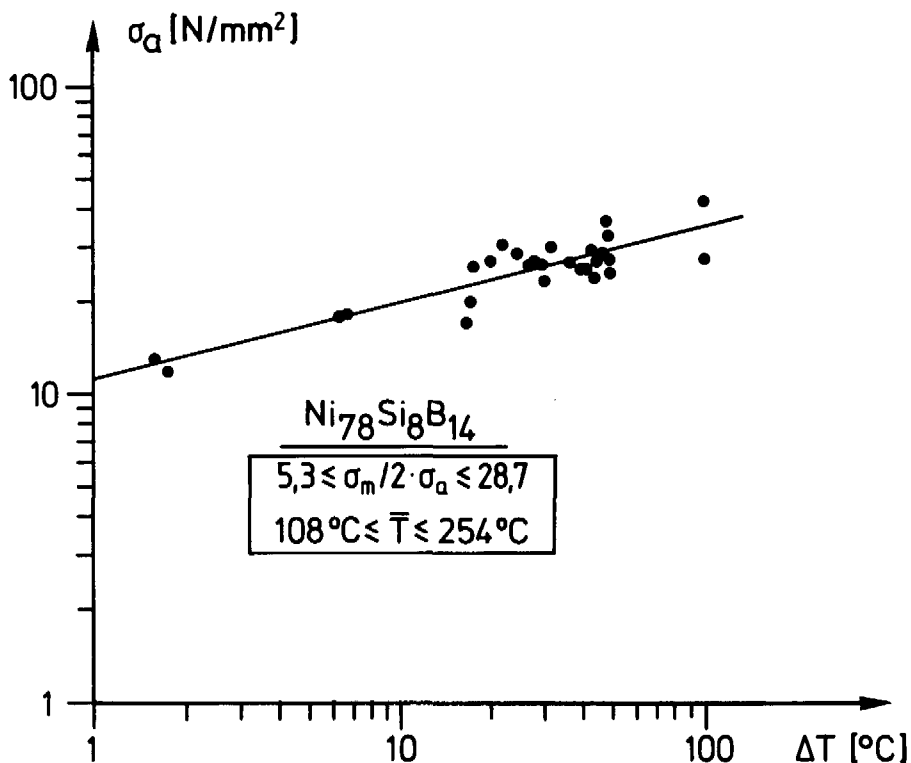


Abb. 5-13

Experimentell bestimmte Korrelation zwischen Spannungsamplitude σ_a und Temperaturhub ΔT unter den angegebenen Versuchsbedingungen für $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$.

Dies liegt im wesentlichen am Abbau der elastischen Spannung durch viskose Fließvorgänge, die bereits bei Temperaturen weit unterhalb der Kristallisationstemperatur T_x wirksam werden. Setzt man $q = T_{\text{versuch}}/T_x$ (Temperaturen in K), so werden die viskosen Fließvorgänge bei $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$ nach /42/ wirksam ab $q > 0,65$. Für die Versuche dieser Arbeit gilt - mit $T_m = 217^\circ\text{C}$ und $T_x = 450^\circ\text{C}$ - $q \approx 0,68$, so daß derartige Fließvorgänge durchaus zu erwarten sind. Ein Fit der σ_a - ΔT -Beziehung aus Abb. 5-13 führt auf

$$\sigma_a = 11,36 \cdot (\Delta T)^{0,247} \quad [\text{N/mm}^2], \quad (56)$$

ΔT in $^\circ\text{C}$.

Dies ergibt die als rechte Ordinate in Abb. 5-12 eingezeichnete ΔT -Skala. Durch Einsetzen des dort gefundenen σ_{∞} in (56) erhält man den beliebig lange ertragbaren Temperaturhub ΔT_{∞} , $\Delta T_{\infty} = 29^\circ\text{C}$, der unter den σ_m -und $\bar{T}$ -Bedingungen aus Abb. 5-12 auch experimentell beobachtet wird. Aussagen in der Form von Gl. (56) können in der Technik zur Auslegung von Bauteilen aus metallischen Gläsern herangezogen werden, was für eine spätere Anwendung von hochtemperaturbeständigen Metallgläsern bei SNQ (Tab. 1-2) von der Methodik her interessant ist.

Für $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ wird unter den experimentellen Bedingungen dieser Arbeit kein klarer Zusammenhang zwischen der Oberspannung ($\sigma_m + \sigma_a$) und N_f sichtbar (Abb. 5-14).

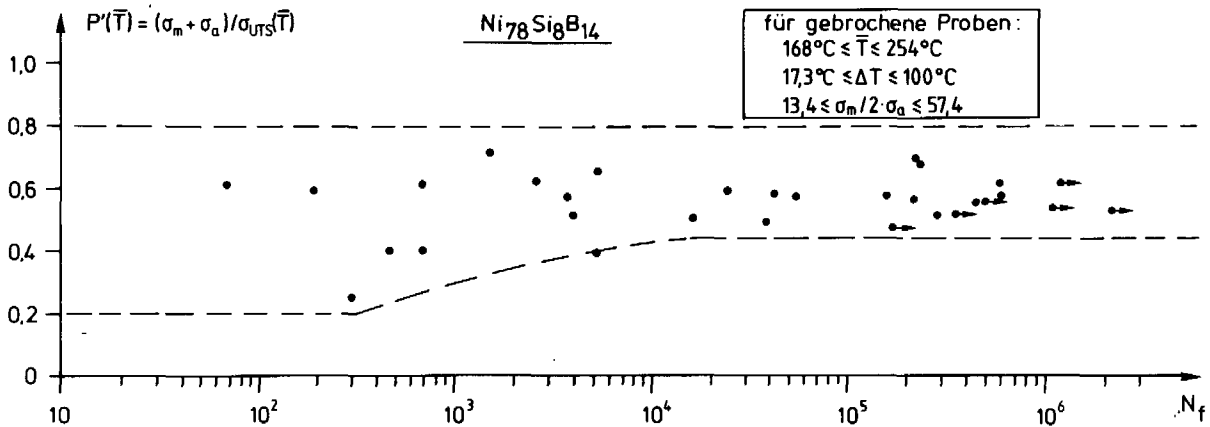


Abb. 5-14

Abhängigkeit der um die Zugfestigkeit σ_{uts} reduzierten Oberspannung $(\sigma_m + \sigma_a)$, jeweils bei der Mitteltemperatur $\bar{T}$ (Größe $P'(\bar{T})$ in Tab. 4-8), von der Lastspielzahl bis zum Bruch, N_f , für $Ni_{78}Si_8B_{14}$ unter den angegebenen Parametern.
 ●→ : nicht gebrochene Proben.

Eine funktionale Abhängigkeit zwischen der Oberspannung und N_f , wie in /40/ für Fe-Basis-Metallgläser bei mechanischer RT-Ermüdung berichtet, tritt nicht auf.

Der für kleines N_f beobachtete Abfall im $P'(\bar{T})$ -Bereich liegt an der erhöhten Mitteltemperatur $\bar{T}$ dieser Proben, da aufgrund der Versuchsführung hohe thermisch induzierte Spannungsamplitude σ_a und $\bar{T}$ miteinander gekoppelt sind; bei größerem N_f , erreichbar mit kleinerem σ_a = kleinerem $\bar{T}$, verengt sich dementsprechend der $P'(\bar{T})$ -Bereich. Die $P'(\bar{T})$ -Obergrenze ($\leq 0,8$) in Verbindung mit dem σ_a / σ_m -Verhältnis zeigt die erhebliche mechanische Vorbelastung des Materials, welche angesichts der hohen Festigkeit metallischer Gläser notwendig ist. Insofern muß eine starke Mitbeteiligung von Kriech- und viskosen Fließvorgängen erwartet werden. Für technisch bedeutsame, höhere Zyklenzahlen ist zu erkennen, daß für $P'(\bar{T}) \leq 0,4$ kein Bruch mehr auftritt, was bei einer mittleren Versuchstemperatur $T_m = 211^{\circ}C$ mit Gl. (48) einer Oberspannungsgrenze $\sigma_{max} = (\sigma_m + \sigma_a) \leq 648 \text{ N/mm}^2$ entspricht.

5.22 S/N-Diagramm nach Morrow

Abb. 5-15 zeigt ein S/N-Diagramm nach Morrow (vgl. Kap. 2.43), in das die temperaturabhängigen Werte $S(\bar{T})$ aus Tab. 4-8 eingetragen wurden.

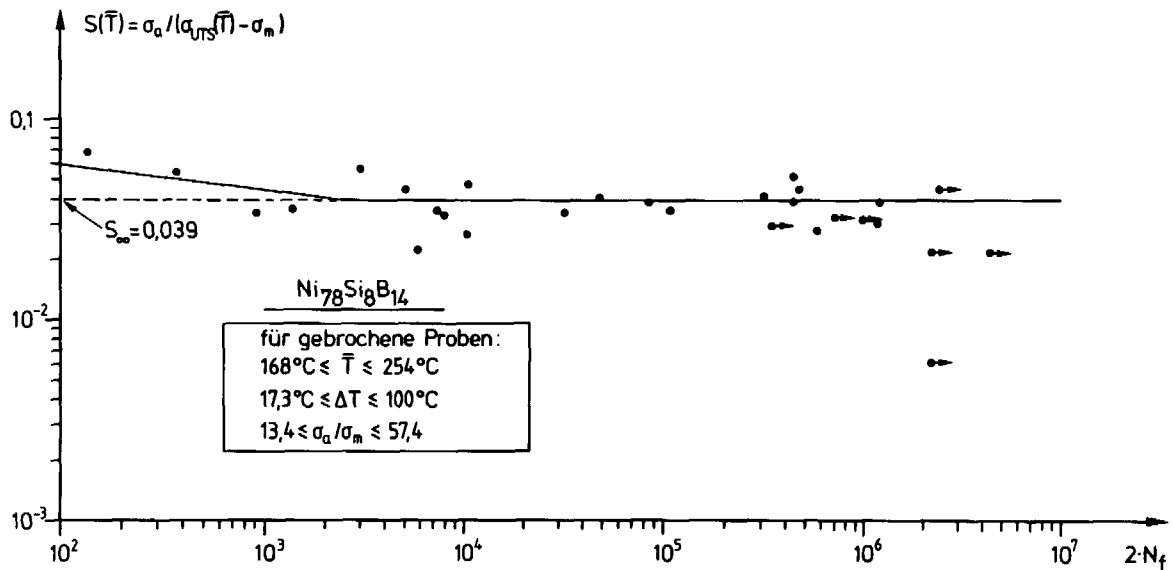


Abb. 5-15

$S(\bar{T})/2 \cdot N_f$ -Diagramm für $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ unter den angegebenen Versuchsbedingungen.
 •→: nicht gebrochene Proben.

Entsprechend dem Wöhler-Diagramm (Abb. 5-12) treten auch hier zwei Bereiche auf. Für $N_f \leq 10^4$ hat man einen $S(\bar{T})$ -Abfall mit wachsendem N_f , der analog zu Gl. (53) beschreibbar ist durch

$$S(\bar{T}) = 0,105 \cdot (2 \cdot N_f)^{-0,125} \quad (57).$$

Sowohl der Lebensdauer-Koeffizient $a = 0,105$ als auch der Ermüdungsfestigkeits-Exponent $b = -0,125$ unterscheidet sich von den aus mechanischen RT-Ermüdungsversuchen gewonnenen Werten, die jedoch generell in einer Gl. (57) identischen Form angegeben werden können. Für Ni-Fe-P-B-Systeme wird $a = 16,9$ und $b = -0,4$ gefunden /39/, für $\text{Pd}_{77,5}\text{Cu}_6\text{Si}_{16,5}$ $a = 27$ und $b = -0,44$ /39/, und für Fe-B-Gläser $a = 10,6$ und $b = -0,38$ /40/. Damit liegen die hier bestimmten b -Werte rund dreimal höher und nähern sich denjenigen kristalliner Metalle an, wo $-0,1 \leq b \leq 0,06$ gilt /14/.

Man erkennt in Abb. 5-15 ferner einen annähernd horizontalen $S(\bar{T})$ -Verlauf für $N_f > 10^4$ mit $S(\bar{T})_\infty = 0,039$. Dies weist wie die Wöhler-Kurve auf das Vorhandensein einer Ermüdungsgrenze hin. Der $S(\bar{T})_\infty$ -Wert stimmt recht gut mit demjenigen aus mechanischen RT-Ermüdungsversuchen überein, wo für Fe-B-Systeme /40/ und Ni-Fe-P-B-Systeme /39/ $S = 0,055 - 0,067$ ermittelt wurde. Der im Vergleich zu kristallinen Metallen absolut kleine S-Wert (vgl. Kap. 5.13) erklärt sich aus der stets relativ niedrigen Spannungsamplitude σ_a im Vergleich zur hohen Zugfestigkeit σ_{uts} . Aus $S(\bar{T})_\infty$ kann zusammen mit Gl. (56) letztlich die für lange Lebensdauer zulässige Mittelspannung σ_m bei gegebenem ΔT berechnet werden, ein Fall, der auf die SNQ-Verhältnisse abzielt.

5.23 Analyse der ΔT -Meßwerte

Die Bestimmung des Temperaturhubs ΔT - unabhängig von der IR-Messung - mit den Methoden aus Kap. 3.32 ist gegenüber dem Al 6061-T6-Fall (Kap. 5.14) erschwert, weil für $Ni_{78}Si_8B_{14}$ zahlreiche dafür benötigte Materialkonstanten nicht verfügbar sind. Der Energiebilanz-Ansatz (Gl. (34)) ist nicht anwendbar, denn der Wert für die Wärmekapazität c fehlt. Die auf dem Thermoschockverhalten (TS) spröder Werkstoffe beruhende Methode (Gl. (35)) sollte bei metallischen Gläsern deutlich besser einsetzbar sein als beim duktilen Al 6061-T6. Ein Vergleich von Gl. (35) mit den $Ni_{78}Si_8B_{14}$ -Materialkonstanten (Tab. 4-3) zeigt, daß von den Eingabegrößen für (35) die Poissonzahl und die Wärmeleitfähigkeit λ unbekannt sind. Um dennoch zu einer Abschätzung von ΔT_{TS} zu kommen, wurde gesetzt $\nu = 0,31$ (Wert für kristallines Ni, /30/). Daneben wurde angenommen, daß das Wiedemann-Franz-Gesetz auch für $Ni_{78}Si_8B_{14}$ gilt. Dann kann nach /43/ λ temperaturabhängig beschrieben werden als

$$\lambda(T) = (2,45 \cdot 10^{-8} / \rho_{RT}^{el}) \cdot T \quad [W/(cm \cdot K)] , \quad (58)$$

$\rho_{RT}^{el} = 90 \mu\Omega \cdot cm$, spezifischer elektrischer Widerstand,

T : Temperatur [K].

Unter diesen Voraussetzungen, mit $T = \bar{T}$ (Mitteltemperatur der Probe, vgl. Tab. 4-8) und mit $h = 1 W/(cm^2 \cdot K)$ wurde die Berechnung von ΔT_{TS} vorgenommen, wobei man im Gegensatz zum Al 6061-T6-Fall Werte erhält, die erheblich näher beim gemessenen ΔT liegen. Es gilt $\Delta T_{TS} / \Delta T_{gemessen} = 0,7 - 3,6$ mit einem funktionalen Zusammenhang zwischen diesen Größen nach Abb. 5-16.

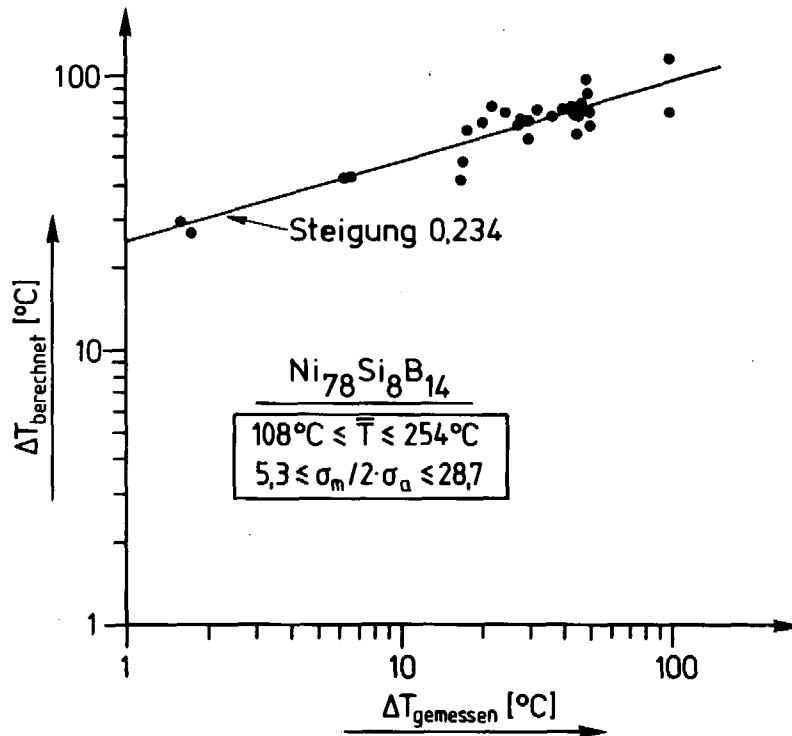


Abb. 5-16

Experimentell bestimmter Zusammenhang zwischen gemessenem Temperaturhub $\Delta T_{\text{gemessen}}$ und nach Gl. (35) berechneten ΔT_{TS} für $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ unter den angegebenen Nebenbedingungen.

Die Anpassungsrechnung zu obigen Datenpunkten führt auf

$$\Delta T_{\text{TS}} = 2,47 \cdot (\Delta T_{\text{gemessen}})^{0,234} \quad [^\circ\text{C}] \quad (59).$$

Hierbei ist gemäß den Ausführungen in Kap. 5.32 zu berücksichtigen, daß die ΔT -Messung das wirklich auftretende ΔT unterschätzt, womit man insgesamt von einer befriedigenden Übereinstimmung zwischen Rechnung und Messung sprechen kann, die auch das in Gl. (35) implizierte spröde Verhalten von $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ bestätigt.

5.24 Mikrostruktureffekte

Wie sich bereits bei der Probencharakterisierung andeutete (Abb. 4-4), sind Aussagen über die Mikrostruktur metallischer Gläser metallographisch nicht zu erzielen. Deswegen wurde der Einfluß der Ermüdungslebensdauer auf die Mikrostruktur nur mittels Raster-Elektronenmikroskopie (REM) fraktographisch untersucht, und zwar an einer nicht ermüdeten, sondern im Zugversuch bei 250°C zerissenen Referenzprobe, und an drei Ermüdungsproben von unterschiedlichem N_f .

Die Abb. 5-17 - 5-19 zeigen die Ergebnisse für die Versuche MG 24, MG 34 und MG 35, deren Versuchsparameter im Detail aus Tab. 4-8 entnommen werden können.

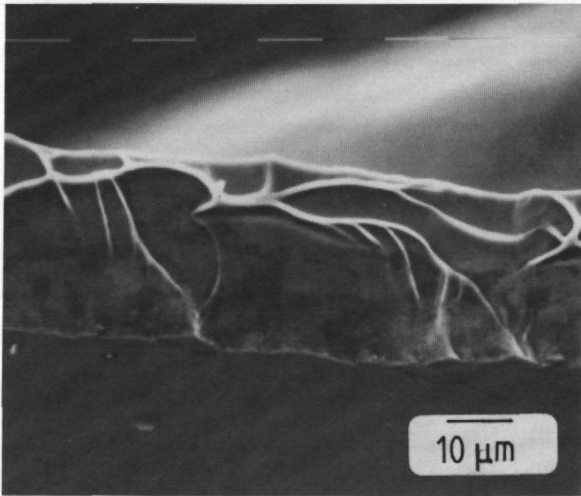


Abb. 5-17

REM-Bruchflächenbild bei
800-facher Vergrößerung für
die Ni₇₈Si₈B₁₄-Ermüdungsprobe
aus Versuch MG 34
($N_f = 68$, $\bar{T} = 254^\circ\text{C}$).

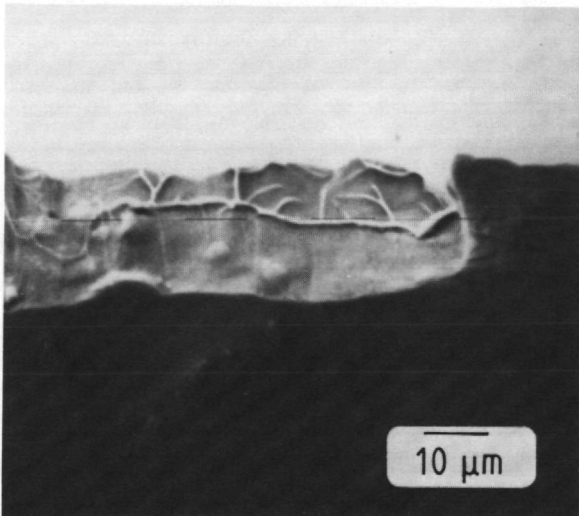


Abb. 5-18

REM-Bruchflächenbild bei
800-facher Vergrößerung für
die Ni₇₈Si₈B₁₄-Ermüdungsprobe
aus Versuch MG 24
($N_f = 24409$, $\bar{T} = 210^\circ\text{C}$).

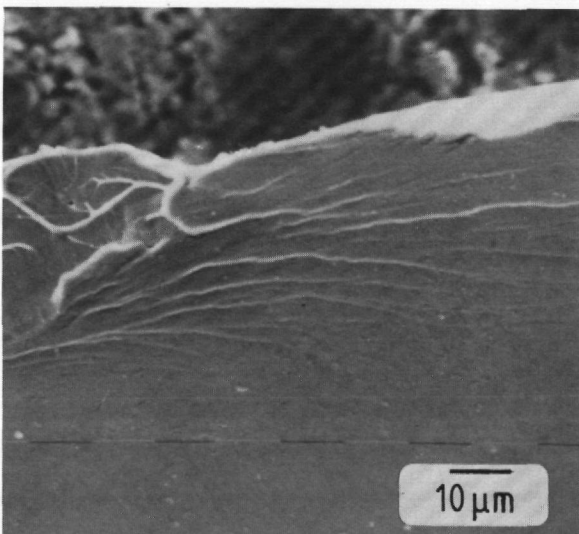


Abb. 5-19

REM-Bruchflächenbild bei
800-facher Vergrößerung für
die Ni₇₈Si₈B₁₄-Ermüdungsprobe
aus Versuch MG 35
($N_f = 602000$, $\bar{T} = 202^\circ\text{C}$).

In allen REM-Aufnahmen ist eine venenartige Struktur der Bruchfläche zu erkennen, die bei metallischen Gläsern typisch für einen Gewaltbruch ist. Eine solche Struktur wird durch die Mikroplastizität dieser Materialien verursacht, d. h. durch Konzentration der Verformung vor dem Bruch auf sehr kleine Bereiche. In reiner Form liegt die Venenstruktur für im Zugversuch zerissene Proben vor (Abb. 5-20).

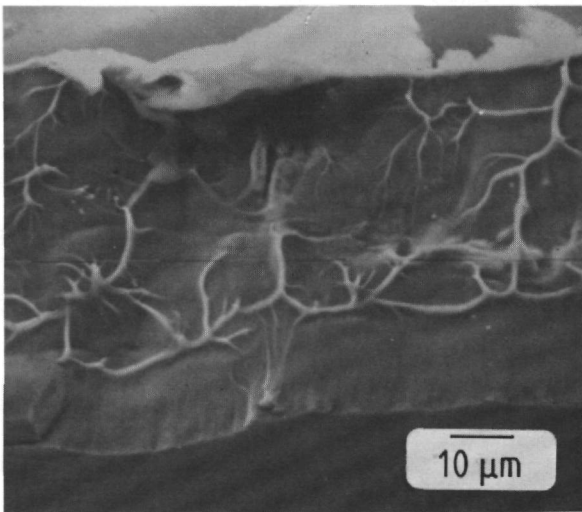


Abb. 5-20
REM-Bruchflächenbild bei
800-facher Vergrößerung
für eine bei 250°C im
Zugversuch zerissene
 $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ -Probe.

Bei höherem N_f (vgl. Abb. 5-18, 5-19) beobachtet man zusätzlich zur Venenstruktur die Ausbildung von saumartigen Scherbandformationen, die glatt erscheinen und typisch für einen Ermüdungsbruch sind. Derartige Scherbänder sind bei mechanischen RT-Ermüdungsversuchen an Fe-B-Systemen in nahezu reiner Form nachgewiesen worden /40/, wobei jedoch die mechanische Vorspannung merklich kleiner war als bei den Versuchen dieser Arbeit. Aus der hier gewählten Versuchsführung mit hoher mechanischer Vorbelastung σ_m und relativ kleiner Spannungsamplitude σ_a wird die Mikrostruktur in den Abb. 5-17 - 5-19 verständlich: in jedem Fall dominiert der Gewaltbruch gegenüber dem Ermüdungs-

bruch, der bei kleinem N_f (Abb. 5-17) völlig vernachlässigbar ist. Bei zunehmendem N_f wächst der Anteil des Ermüdungsbruches, wie die zunehmende Zahl der Scherlinien ausweist. Eine genauere Analyse dieser Verhältnisse wird in /44/ gegeben.

Es folgt, daß mittels REM nachweisbare Mikrostrukturveränderungen bestehen, die mit den Parametern der thermischen Ermüdung verknüpft sind. Von daher sollte bei weiteren Versuchen an anderen Metallglas-Systemen eine REM-Fraktographie nach obigem Muster unbedingt durchgeführt werden.

5.3 Fehlerbetrachtung

Quantitativ ist eine Fehlerabschätzung möglich für

- die mechanischen Spannungen σ_m und σ_a , und
- die daraus abgeleiteten Größen $\sigma_m/2\sigma_a$, $P(\bar{T})$ bzw. $P'(\bar{T})$ und $S(\bar{T})$.

Der Fehler in der IR-Temperaturmessung kann nur durch erheblichen, insbesondere experimentellen Aufwand genauer erfaßt werden, weswegen im Rahmen dieser Arbeit eine lediglich qualitative Bewertung von $\bar{T}$ und ΔT sowie den damit zusammenhängenden Größen ($R_{pr}^{korr.}(T)$, $U_{eff}^{korr.}$) erfolgt. Ähnlich muß bei den komplexen Größen ΔT_{EB} und ΔT_{TS} verfahren werden. Vernachlässigbar erscheint der Fehler in den Pulsator-Setzwerten I , T_{gr} und f sowie im Meßwert N_f . Die Werte U_{eff} , I_{eff} und R_{pr} wurden bei der Auswertung im allgemeinen nicht benutzt, da sie von der Auflösung und von der Meßmethode her zu ungenau bekannt sind; sollen auch diese Größen auswertbar sein, so ist deren Auflösung um mindestens das 10-fache zu verbessern (geschehen für die Nachfolge-Experimente HERMEX und SNQ-II).

5.31 Mechanische Größen

Im folgenden wird die Fehlerbetrachtung mittels des relativen Fehlers δx einer Größe x diskutiert, welcher gegeben ist durch

$$\delta x = \Delta x / x, \quad (60)$$

Δx : Absolutfehler von x .

Mit den Definitionen der mechanischen Größen erhält man für deren relative Fehler (vgl. /45/):

$$-\delta \sigma = \delta F + \delta b + \delta d, \quad (61)$$

σ : Spannung,
 F : Kraft,
 b : Probenbreite,
 d : Probendicke.

$$-\delta (\sigma_m / 2 \cdot \sigma_a) = \delta \sigma_m + \delta \sigma_a, \quad (62)$$

σ_m : Mittelspannung,
 σ_a : Spannungsamplitude.

$$-\delta P = \delta (\sigma_m + \sigma_a) + \delta \sigma_{0,2}, \quad (63)$$

$\sigma_{0,2}$: 0,2 % - Streckgrenze.

$$-\delta P' = \delta (\sigma_m + \sigma_a) + \delta \sigma_{UTS}, \quad (64)$$

σ_{UTS} : Zugfestigkeit.

$$-\delta S = \delta \sigma_a + \delta (\sigma_{UTS} - \sigma_m) \quad (65).$$

In Gl. (63)-(65) wurde die $\bar{T}$ -Abhängigkeit nicht berücksichtigt. Eine Analyse der Meßdaten (Tab. 4-6, 4-8) ergibt, daß es für eine Fehlerabschätzung ausreicht, die Rechnung auf einen repräsentativen Versuch zu beschränken, der durch Mittelwertbildung über alle Versuche gewonnen werden kann. Die entsprechenden Daten zeigt Tab. 5-1.

	Material	
Größe	Al 6061-T6	Ni ₇₈ Si ₈ B ₁₄
F_m [N]	18,1	46,8
σ_m [N/mm ²]	167,2	859
F_a [N]	4,3	1,6
σ_a [N/mm ²]	39,7	28,8
b [mm]	2	2
d [μm]	54	27
$\sigma_m/2 \cdot \sigma_a$	2,0	14,0
$P(\bar{T})$	0,84	-
$P'(\bar{T})$	-	0,55
$S(\bar{T})$	0,394	0,0399
$\bar{T}$ [°C]	116	217
ΔT [°C]	22,3	44,4

Tab. 5-1

Daten eines repräsentativen Ermüdungsversuch an Al 6061-T6 und Ni₇₈Si₈B₁₄, berechnet durch Mittelwertbildung über alle Versuche mit Probenbruch aus Tab. 4-6 und Tab. 4-8.

Durch Einsetzen der Daten von Tab. 5-1 in Gl. (61) - (65) folgen die aus Tab. 5-2 entnehmbaren, typischen Relativfehler, wobei die ebenfalls in Tab. 5-2 aufgeführten Absolutfehler benutzt bzw. berechnet wurden.

Größe	Material			
	AL 6061 - T6		Ni ₇₈ Si ₈ B ₁₄	
	Absolutfehler	Relativfehler	Absolutfehler	Relativfehler
F in σ_m	$\Delta F = 0,5 \text{ N}$	$\delta F = 0,03$	$\Delta F = 0,5 \text{ N}$	$\delta F = 0,01$
F in σ_a	$\Delta F = 0,1 \text{ N}$	$\delta F = 0,02$	$\Delta F = 0,1 \text{ N}$	$\delta F = 0,06$
b	$\Delta b = 0,1 \text{ mm}$	$\delta b = 0,05$	$\Delta b = 0,1 \text{ mm}$	$\delta b = 0,05$
d	$\Delta d = 2 \text{ } \mu\text{m}$	$\delta d = 0,04$	$\Delta d = 3 \text{ } \mu\text{m}$	$\delta d = 0,11$
σ_m (Gl. (61))	$\Delta \sigma_m = 20,0 \text{ N/mm}^2$	$\delta \sigma_m = 0,12$	$\Delta \sigma_m = 146,0 \text{ N/mm}^2$	$\delta \sigma_m = 0,17$
σ_a (Gl. (61))	$\Delta \sigma_a = 4,4 \text{ N/mm}^2$	$\delta \sigma_a = 0,11$	$\Delta \sigma_a = 6,3 \text{ N/mm}^2$	$\delta \sigma_a = 0,22$
$\sigma_m/2\sigma_a$ (Gl. (62))	$\Delta(\sigma_m/2\sigma_a) = 0,46$	$\delta(\sigma_m/2\sigma_a) = 0,23$	$\Delta(\sigma_m/2\sigma_a) = 5,5$	$\delta(\sigma_m/2\sigma_a) = 0,39$
$\sigma_{0,2}$	-	$\delta \sigma_{0,2} = 0,1$	-	-
P (Gl. (63))	$\Delta P < 0,18$	$\delta P < 0,22$	-	-
σ_{UTS}	-	$\delta \sigma_{UTS} = 0,1$	-	$\delta \sigma_{UTS} = 0,1$
P' (Gl. (64))	-	-	$\Delta P' < 0,18$	$\delta P' < 0,32$
S (Gl. (65))	$\Delta S < 0,09$	$\delta S < 0,23$	$\Delta S < 0,016$	$\delta S < 0,39$

Tab. 5-2

Zusammenstellung der absoluten und relativen Fehler der mechanischen Größen für den repräsentativen Ermüdungsversuch mit den Daten aus Tab. 5-1.

Man erkennt für Al 6061-T6 bei der Spannungsmessung einen typischen Fehler von ca. 10 % und bei abgeleiteten Größen von ca. 20 %. Aufgrund der Oberflächen-Rauhigkeit bei schmelzgesponnenen Metallgläsern hat man dort bereits 11 % Unsicherheit in der Probendicke, was zu rund 20 % Fehler bei der Spannungsmessung und zu fast 40 % Fehler bei davon abgeleiteten Größen führt. Für weitere Versuche mit metallischen Gläsern erscheint deshalb eine bessere geometrische Vermessung (Perthometer) notwendig, um diese Fehlerquelle zu reduzieren.

Allgemein folgt aus der Fehlerabschätzung, daß die bei der Auswertung (Kap. 5.1 und 5.2) gewonnenen Ergebnisse besonders bei $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ mehr als Trendverläufe denn als mathematisch strenge Aussagen zu werten sind.

5.32. Temperaturgrößen

Es gibt eine Reihe von apparativen Umständen, die als Unsicherheit oder als systematischer Fehler in die IR-Messung von $\bar{T}$ und ΔT eingehen (Tab. 5-3).

Experimentelle Bedingung	Folge	Abhilfe
Unsicherheit im Wert von $\epsilon_{\text{opt.}}$	$\bar{T}$ und ΔT zu groß oder zu klein	Messung von $\epsilon_{\text{opt.}}$ für jede Probe (Apparatur geplant)
Schauglas im IR-Strahlengang	$\bar{T}$ und ΔT zu klein durch Absorption	Berücksichtigung als Apparatekonstante (experimentell machbar)
Meßfleck des IR-Meßgeräts > Probenfläche	$\bar{T}$ und ΔT zu klein durch Mittelung	Berücksichtigung als Apparatekonstante (experimentell zu bestimmen)
Integrale Messung im IR-Meßfleck	$\bar{T}_{\text{max}}$ und ΔT_{max} zu klein	Meßwertvergleich mit Finite-Element-Berechnung der instationären Wärmeleitung
Totzeit im Ansprechverhalten des IR-Meßgeräts	ΔT zu klein, besonders bei kleinem $\bar{T}$	Entfaltung der mathematisch beschriebenen ΔT -Meßkurve

Tab. 5-3.

Fehlerquellen bei der IR-Messung von Mitteltemperatur $\bar{T}$ und Temperaturhub ΔT und mögliche Gegenmaßnahmen.

Fast alle experimentellen Bedingungen deuten auf zu niedrig gemessene Temperaturgrößen hin, deren meßtechnisch und rechnerisch bessere Erfassung in Fortsetzung dieser Arbeit geplant ist. Die Unterschätzung in $\bar{T}$ führt zu einem zu geringen $R_{Pr}^{korr.}$ (Gl. (37)) bzw. $U_{eff}^{korr.}$ (Gl. (40)), was beides der experimentell beobachteten Tendenz entspricht. Die in Wirklichkeit höheren ΔT -Werte laufen in Richtung einer besseren Übereinstimmung mit dem berechneten ΔT aus der Energiebilanz (Gl. (34)) bzw. aus dem Thermoschock-Ansatz (Gl. (35)).

6. Zusammenfassung / Abstract

Erstes Ziel dieser Arbeit war die Konzeption, der Aufbau und die Inbetriebnahme einer neuartigen Apparatur zur Untersuchung des thermischen Ermüdungsverhaltens von Materialien, die für hochbelastete Komponenten des SNQ-Neutronenproduktionstargets vorgesehen sind. Deswegen wird zunächst auf die zu erwartenden Belastungsbedingungen eingegangen (Kap. 1). Im theoretischen Teil (Kap. 2) steht der SNQ-nahe Thermoschock-Fall im Vordergrund, und es werden die von der experimentellen Versuchsführung her geeigneten Auswerteverfahren eingeführt und diskutiert. Daran schließt sich (Kap. 3) eine ausführliche Beschreibung zum SNQ-orientierten, apparativen Konzept, zum Aufbau der Apparatur und zu deren Inbetriebnahme mit Proben aus Edelstahl (Typ 316 SS) an; besonders dabei wird der schrittweise Ausbau des Prüfstands zur besseren Messung von mechanischer Spannung und Temperatur erläutert.

Nach Fertigstellung der Apparatur bestand das zweite Ziel in der Messung des thermischen Ermüdungsverhaltens der Aluminiumlegierung Al 6061-T6 (Kandidat für die Targetelement-Hüllen und das rotierende Protonenstrahlfenster) und des metallischen Glases $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ (Grundlagenaspekte der thermischen Ermüdung solcher Werkstoffe, im Rahmen dieser Arbeit erstmals untersucht). Die Probenherstellung, deren Charakterisierung, die Wahl von Setz- und Meßgrößen sowie die Versuchsergebnisse sind in Kap. 4 dargestellt. Die Versuchsauswertung (Kap. 5) zielt primär auf die Gewinnung von phänomenologischen, ingenieurmäßig verwertbaren Aussagen ab. Ihre wichtigsten Ergebnisse sind:

1. Eine Wöhler-Darstellung ist für beide Materialien möglich und zeigt keine Ermüdungsgrenze für Al 6061-T6, wohl aber für $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$.
2. Der Zusammenhang zwischen Spannungsamplitude σ_a und Temperaturhub ΔT ist stets nichtlinear und deutet auf die Mitwirkung von Kriech- (Al 6061-T6) bzw. viskosen Fließvorgängen ($\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$) hin.
3. Das S/N-Diagramm nach Morrow liefert für Al 6061-T6 Ermüdungskennwerte, die stets im Bereich der mit mechanischen Versuchen an anderen Materialien ermittelten Daten liegen. Bei $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ ist dies im Vergleich mit anderen Metallgläsern nur teilweise der Fall.

4. Der gemessene Temperaturhub ΔT liegt immer unter dem mittels Energiebilanz- oder Thermoschockansatz berechneten ΔT , was aufgrund der Versuchsführung und des Materialverhaltens erklärbar ist.
5. Ermüdungsbedingte Mikrostruktureffekte können bei Al 6061-T6 nicht gefunden werden, wohl aber - in Form der Ausbildung von Scherlinien - bei $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$.
6. Die für Al 6061-T6 bestimmten Ermüdungsdaten sind verträglich mit der geplanten Einsatzdauer von SNQ-Komponenten aus diesem Werkstoff.

A new thermal fatigue testing apparatus has been developed, constructed and put into operation. It is intended for the investigation of the thermal fatigue behaviour of materials which have been selected for heavily loaded components of the SNQ-neutron production target. Their operating conditions are outlined (chapter 1). The material behaviour under thermal shock conditions is discussed in chapter 2, together with data analysis methods being suitable for the experimental conditions. The experimental method simulating the SNQ conditions, the setup of the apparatus and the start-up phase using stainless steel samples (316 SS) is described in detail (chapter 3), indicating also the necessary extension of the test stand in terms of improved measurement of both mechanical stress and temperature.

Following the completion of the apparatus, the thermal fatigue behaviour of the aluminium alloy Al 6061-T6 (candidate material for the target element cladding and the rotating proton beam window) and of the metallic glass $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ has been determined. For the latter material which has been investigated under thermal fatigue conditions for the first time at all, emphasis is put on the fundamental research aspects. The details of the sample preparation, their characterization, the choice of the quantities to be set or measured, and the experimental results are given in chapter 4. The data analysis (chapter 5) is basically aiming at the generation of a phenomenological description of the material behaviour being useful for design work. The most important results are:

1. The fatigue behaviour of both materials can be represented as a Wöhler-type curve, indicating a fatigue limit for $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$, but not for Al 6061-T6.

2. There is a non-linear correlation between the stress amplitude σ_a and the temperature rise ΔT pointing to a significant contribution of creep (Al 6061-T6) or viscous flow processes ($\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$).
3. The fatigue characteristics for Al 6061-T6 from the S/N-diagram after Morrow is similar to those of mechanical fatigue experiments on other materials. This is only partly true for $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$ in comparison with other metallic glass systems.
4. The measured temperature rise ΔT is always smaller than the ΔT -value as calculated from the energy balance or from the thermal shock assumption. This can be explained from the experimental conditions and from the material behaviour.
5. Thermal fatigue does not result in change of the microstructure of Al 6061-T6, in contrast to $\text{Ni}_{78}\text{Si}_8\text{B}_{14}$, where the formation of shear bands can be observed by SEM.
6. The thermal fatigue data of Al 6061-T6 are compatible with the envisaged lifetime of components consisting of this material.

7. Referenzen

- /1/ SNQ-Projektbericht zum Abschluß von Phase B, SNQ Ø /BC 170384 (Febr. 84), Kap. B 2, pp. B-7 - B-45.
- /2/ wie /1/, Kap. E 3.3, pp. E-138 - E-171.
- /3/ Lohmann, W.,; "Irradiation Effects in Candidate Materials for the SNQ-Target Station", Proc. Icans-VII, Chalk River, Canada (1984)
- /4/ SNQ-Realisierungsstudie, Teil II, Kap. A2.8 (Mai 1981)
- /5/ Krautwasser, P., Lohmann, W.; "Progress in Materials Investigations for SNQ-Targets", Proc. Icans-VII, Chalk River, Canada (1984).
- /6/ Lohmann, W.(Ed.); "Position Paper on STELA, the SNQ Target Experiment at the LAMPF Accelerator", Interner Bericht SNQ 3 E JAA/BD 100284 (1984)
- /7/ Ullmaier, H.; Trans. Ind. Inst. Met. 34, 324 (1981)
- /8/ Spera, D.A. in "Thermal Fatigue of Materials and Components", ASTM-STP 612 (1976), pp. 3-9
- /9/ Manson, S.S.; "Thermal Stress and Low-Cycle Fatigue", Ch. 7, pp.276 - 287, Mc Graw-Hill Co., New York (1966)
- /10/ wie /9/, Ch. 4, pp. 131-142
- /11/ wie /9/, Ch. 7, pp. 307-311
- /12/ wie /9/, Ch. 4, pp. 177-180
- /13/ Morrow, J.D.; ASTM-STP 378 (1965), p. 45
- /14/ Landgraf, R.W.; ASTM-STP 467 (1970), pp. 16-18
- /15/ Coffin, L.F. Jr.; Trans. ASME 76 (1954), pp. 931-950
- /16/ Smith, K.N.; Watson, P.; Topper, T.H.; J. Mater. 5 (1970), p. 767
- /17/ Lorenzo, F., Campbell, L.; Mat.Sci.Eng. 62 (1984), 205-210
- /18/ Rickerby, D.G., Fenici, P.; Eng. Fract. Mech. 19 (1984), pp. 585 - 599
- /19/ Paris, P., Erdogan, F.; Trans ASME 85 (1963), pp. 528 - 534
- /20/ wie /9/, Ch. 6, pp. 270 - 272
- /21/ Schott, G. (Ed.); "Werkstoffermüdung", Kap. 8.2, pp. 231-237, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1980)

- /22/ Miyozaki, S., Shibata, K., Fujita, H.; Acta Met. 27 (1979), pp. 855 - 862
- /23/ Druckschrift Inco Europe Ltd., " Mechanische und physikalische Eigenschaften der austenitischen Chrom-Nickel-Stähle bei hohen Temperaturen", 2. Aufl. (1977)
- /24/ Stelzer, F.J. (ZAT), persönliche Mitteilung (1982)
- /25/ Farrell, K., King, R.T.; Effects of Radiation on Structural Materials, ASTM STP 683 (1979), p. 440
- /26/ Hufnagel, W.; Key to Aluminium Alloys, Aluminium Verlag Düsseldorf (1982), p. 92 und p. 125
- /27/ Handbook of Aluminium, 3rd Edition, Alcan (Canada), 1973, p. 154
- /28/ Werkstoffblatt AlMgSi-Legierungen, Info.-Nr. 140, VAW Leichtmetall GmbH, Bonn (1979)
- /29/ Altenpohl, D.; "Aluminium und Aluminiumlegierungen", Springer, Berlin (1965), Kap. C 1.2
- /30/ Smithells, C.; Metals Reference Book, 5th Edition, Butterworths, London (1976), p. 975
- /31/ wie /30/, p. 1022
- /32/ Datenblatt Vitrovac, Vacuumschmelze GmbH, Hanau (1982)
- /33/ Graf, K.H., Lohmann, W., Ribbens, A.; "Thermomechanical Behaviour and Liquid Metal Corrosion of the Metallic Glass System Ni-Si-B", Konferenzbeitrag Rapidly Quenched Metals 5, Würzburg (1984), wird veröffentlicht
- /34/ Iguchi, N., Isobe, T., Watanabe, S.; J. Japan. Inst. Light Metals 20 (1970), pp. 601-610
- /35/ Buray-Mihalyi, E., Ginsztler, J., Buray, Z.; Proc. 8th Congress on Mat. Testing, Vol. II, Budapest (1982), pp. 646-650
- /36/ Ribbens, A.; "Flüssigmetallkorrosion von Hüllwerkstoffen, speziell Aluminiumlegierungen für Targetelemente einer Spallations-Neutronenquelle", Diss. TH Aachen (1984)
- /37/ Mondolfo, L.F.; Aluminium Alloys: Structure and Properties, Butterworths, London - Boston (1979), pp. 86-87
- /38/ Ogura, T., Masumoto, T., Fukushima, K.; Scr. Met. 9 (1975) pp. 109-114
- /39/ Davis, L.A.; J. Mat. Sci. 11 (1976), pp. 711-717

- /40/ Frommeyer, G., Seifert, K.; Z. Metallkde. 72 (1981), pp. 391-395
- /41/ Izumi, H., Sunada, H., Hayashi, Y., Masumoto, T.; J. Jpn. Inst. Met. 48 (1984), pp. 371-377
- /42/ Masumoto, T.; Sci. Rep. Tohoku Univ., Sendai, Japan, RITU A26 (1977)
- /43/ Krempansky, J., Mackova, V.; acta phys. slov. 29 (1979), pp. 56-66
- /44/ Lohmann, W., Ribbens, A.; "Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen an Bruchflächen metallischer Gläser", Beitr. Elektronenmikroskop. Direktabb. Oberfl. 17 (1984) pp. 105-110
- /45/ Bronstein, I., Semendjajew, K.; Taschenbuch der Mathematik, pp. 96-97, Deutsch, Frankfurt (1971)

Danksagung

Herrn Prof. Dr. H. Nickel (IRW) danke ich für die Übernahme des Themas dieser Arbeit und sein stetiges, förderndes Interesse. Herr Prof. Dr. H. Ullmaier (IFF) hat freundlicherweise das Korreferat übernommen und war stets zu klärenden Diskussionen bereit. Den Herren Prof. Dr. H.H. Stiller, Dr. G. Bauer (beide SNQ-PL) und Dipl.-Phys. G. Thamm (SNQ-TP3), die mir die Möglichkeit zur Anfertigung dieser Arbeit im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter im Projekt Spallations-Neutronenquelle gegeben haben, bin ich zu Dank verpflichtet.

Für ihre aktive Unterstützung bei Aufbau und Inbetriebnahme des Ermüdungs-Prüfstands danke ich Herrn K. Grünhagen (SNQ), der mich bereitwillig bei konstruktiven Problemen beraten hat, sowie insbesondere Frau Dipl.-Phys. A. Ribbens und Herrn Ing.-grad. K.H. Graf (beide IFF). Die zügige Durchführung der Ermüdungsexperimente wäre ohne den großen Einsatz von Herrn Graf nicht möglich gewesen. Frau Ribbens hat mit großem Geschick die raster-elektronenmikroskopischen Untersuchungen durchgeführt und mir die Resultate zur Verfügung gestellt. In der Gruppe von Herrn H. Hoven (IRW) wurden die metallographischen Untersuchungen mit großer Sorgfalt vorgenommen.

Für das Schreiben des Manuskripts danke ich Fr. B. Hermanns (REV), Fr. K. v. Berg und Fr. G. Wassenhoven (beide SNQ-PL) und besonders Fr. H. Jansen (IFF), die sehr zügig für die druckreife Endfassung gesorgt hat.

Zahlreiche weitere KFA-Mitarbeiter aus der IFF-Infrastruktur und aus TD-MW waren am Bau der Apparatur beteiligt, denen ich meinen Dank aussprechen möchte.

Meiner Frau Regina danke ich sehr herzlich für das Korrekturlesen und für ihr Verständnis für meine mit dieser Arbeit verbundene Tätigkeit an zahlriechen Wochenenden.