



BAM

Bundesanstalt für
Materialforschung
und -prüfung

Dr.-Ing. Claus-Peter Bork
Dr.-Ing. Joachim Hünecke
Dipl.-Ing. Michael Golmann

**Neue Stähle
mit hoher statischer,
dynamischer und
Dauerfestigkeit
für den Automobilbau**

216

Forschungsbericht



Die Aufgaben der BAM stehen unter der Leitlinie:

Sicherheit und Zuverlässigkeit in Chemie- und Materialtechnik

Die BAM hat gemäß ihrem Gründungs-erlaß die Zweckbestimmung, die Entwicklung der deutschen Wirtschaft zu fördern. Sie ist im Aufgabenverbund „Material – Chemie –Umwelt – Sicherheit“ zuständig für:

- Hoheitliche Funktionen zur öffentlichen technischen Sicherheit, insbesondere im Gefahrstoff- und Gefahrgutrechtsbereich;
- Mitarbeit bei der Entwicklung entsprechender gesetzlicher Regelungen, z. B. bei der Festlegung von Sicherheitsstandards und Grenzwerten;
- Beratung der Bundesregierung, der Wirtschaft sowie der nationalen und internationalen Organisationen im Bereich der Materialtechnik und Chemie;
- Entwicklung und Bereitstellung von Referenzmaterialien und -verfahren, insbesondere der analytischen Chemie und der Prüftechnik;
- Unterstützung der Normung und anderer technischer Regeln für die Beurteilung von Stoffen, Materialien, Konstruktionen und Verfahren im Hinblick auf die Schadensfrüherkennung bzw. -vermeidung, den Umweltschutz und den Erhalt volkswirtschaftlicher Werte.

Die Tätigkeitsbereiche

Das Tätigkeitsspektrum der BAM umfaßt die sich ergänzenden und aufeinander bezogenen Tätigkeiten:

- > Forschung und Entwicklung
- > Prüfung, Analyse und Zulassung
- > Beratung und Information.

Die nationale und internationale Zusammenarbeit

Die Aufgaben der BAM für Technik, Wissenschaft, Wirtschaft und Gesellschaft erfordern eine interdisziplinäre Zusammenarbeit. Insofern arbeitet die Bundesanstalt mit Technologieinstitutionen des In- und Auslandes, insbesondere den nationalen Schwesterinstituten, eng zusammen. Sie berät Bundesministerien, Wirtschaftsverbände, Industrieunternehmen sowie Verbraucherorganisationen und unterstützt mit Fachgutachten Verwaltungsbehörden sowie Gerichte. Daneben ist sie in die internationale technische Zusammenarbeit eingebunden und im Bereich „Meßwesen – Normung – Prüftechnik – Qualitätssicherung“ (MNPQ) als nationale Institution für die Prüftechnik zuständig. Die Mitarbeiter der Bundesanstalt wirken in zahlreichen Fachgremien, gesetzlichen Körperschaften und normensetzenden Institutionen an der Aufstellung von technischen Regeln und Sicherheitsbestimmungen mit und vertreten die Bundesrepublik in nationalen und supranationalen Einrichtungen.

Der Status

Die BAM ist als technisch-wissenschaftliche Bundesbehörde im Geschäftsbereich des Bundesministeriums für Wirtschaft Nachfolgeinstitution des 1870 gegründeten Staatlichen Materialprüfungsamtes sowie der 1920 gebildeten Chemisch-Technischen Reichsanstalt (CTR). Sie hat dementsprechend die Funktion einer materialtechnischen und chemisch-technischen Bundesanstalt. In ihr sind etwa 1700 Mitarbeiter, darunter mehr als 800 Wissenschaftler und Ingenieure, auf dem Stammgelände in Berlin-Lichterfelde sowie auf den Zweiggeländen in Berlin-Steglitz und Berlin-Adlershof tätig.

**Dr.-Ing. Claus-Peter Bork
Dr.-Ing. Joachim Hünecke
Dipl.-Ing. Michael Golmann**

**Neue Stähle
mit hoher statischer,
dynamischer und
Dauerfestigkeit
für den Automobilbau**

**Abschlußbericht zum BMBF-Untersuchungs-
vorhaben 03 M 3021 B4
Teilprojekt der BAM: Grundlegende Untersuchungen
zum Schwingfestigkeitsverhalten**

**Forschungsbericht 216
Berlin, 1997**

Impressum

Herausgegeben von

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, D-12205 Berlin
Postanschrift: D-12200 Berlin
Telefon (030) 81 04-0
Telefax (030) 8 11 20 29

Copyright © 1996 by Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

Herstellung:
Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH
Bürgermeister-Smidt-Str. 74 - 76, D-27568 Bremerhaven
Postfach 10 11 10, D-27511 Bremerhaven
Telefon (0471) 9 45 44-0
Telefax (0471) 9 45 44 77

Umschlag: Lutz Mittenzwei

ISSN 0938-5533
ISBN 3-89429-774-3

Inhaltsverzeichnis

	Seite
Verwendete Symbole und Abkürzungen	5
Bezeichnungsschlüssel für die gefügten Probanden	7
Zusammenfassung	9
Summary	10
1 Einleitung	11
2 Kenntnisstand und Aufgabenstellung	12
2.1 Kenntnisstand	12
2.1.1 Herstellung von Dualphasenstählen	12
2.1.2 Beschreibung des Gefüges	12
2.1.3 Mechanische Eigenschaften	14
2.1.4 Vergleich von industriell gefertigten Blechen aus DP-Stählen	16
2.2 Aufgabenstellung	17
2.2.1 Schwingfestigkeitsversuche	17
2.2.1.1 Versuche mit Flachproben	17
2.2.1.2 Versuche mit bauteilähnlichen Probanden	17
2.2.2 Licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen	18
2.2.3 Ergänzende metallografische Untersuchungen	18
3 Werkstoffe und Proben	18
3.1 Werkstoffauswahl	18
3.1.1 Eigenschaften des Tiefzieh-(Referenz-)stahls FeP04	18
3.1.2 Eigenschaften des Dualphasenstahls DP400	19
3.1.3 Eigenschaften des Dualphasenstahls DP500	19
3.1.4 Eigenschaften des Nb-nitrolegierten Stahls	20
3.1.5 Eigenschaften des P-Si-Stahls	20
3.2 Chemische Zusammensetzung und mechanische Kennwerte	20
3.3 Probenform für Ermüdungsversuche	22
3.3.1 Flachproben	22
3.3.2 Bauteilähnliche Probanden	23
4 Versuchsdurchführung und -Auswertung	25
4.1 Kraftgeregelte Einstufenversuche (HCF)	25
4.2 Dehnungsgeregelte Einstufenversuche (LCF)	26
4.3 Kraftgeregelte Betriebsfestigkeitsversuche	27
4.4 Versuchsdurchführung und Probenpräparation im Hinblick auf TEM-Untersuchungen	27
4.5 Kraftgeregelte Einstufenversuche an bauteilähnlichen Probanden	28
5 Ergebnisse und Bewertung der Schwingfestigkeitsversuche	30
5.1 Flachproben	30
5.1.1 Ergebnisse kraftgeregelter Einstufenversuche	30
5.1.2 Ergebnisse dehnungsgeregelter Einstufenversuche	35
5.1.3 Ergebnisse kraftgeregelter Betriebsfestigkeitsversuche	42
5.1.4 Einfluß des Werkstoffs	45
5.1.5 Einfluß einer Vorverformung	46
5.2 Bauteilähnliche Probanden	46
5.2.1 Ergebnisse	46
5.2.2 Einfluß des Werkstoffs	55
6 Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen	56
6.1 Lichtmikroskopische Werkstoffbefunde am Grundwerkstoff	56
6.2 Lichtmikroskopische Werkstoffbefunde an gefügten Probanden	56
6.3 Versetzungsstruktur durch zyklische Beanspruchung	57
6.3.1 Ergebnisse der TEM-Untersuchungen	57
6.3.1.1 Tiefzieh-(Referenz-)Stahl FeP04	57
6.3.1.2 Dualphasenstahl DP400	58
6.3.1.3 Dualphasenstahl DP500	59

6.3.1.4	Nb-mikrolegierter Stahl	59
6.3.1.5	P-Si-Stahl	59
6.3.2	Diskussion	60
6.3.2.1	Zyklische Beanspruchung und Mikrostruktur	60
6.3.2.2	Übertragbarkeit auf die kraftgeregelten Schwingversuche	61
7	Literaturverzeichnis	63
8	Anhang	65

Verwendete Symbole und Abkürzungen

A_A	im dehnungsgeregelten Wöhlerversuch akkumulierte Arbeit
BH	Bake-Hardened (hier Warmauslagerung bei 170 °C, 20 min)
b	Schätzwert für den Achsenabschnitt der Regressionsgeraden
$\varepsilon_{a,tot}$	Gesamtdehnungsamplitude
$\varepsilon_{a,el/pl}$	elastische/plastische Dehnungsamplitude
E	Elastizitätsmodul
F, F_a	Prüfkraft, Prüfkraftamplitude
K_t	Formzahl; synonymes Symbol α_K
K_f	Kerbwirkungszahl, synonymes Symbol β_K
k	Neigung der Wöhlerlinie bei doppeltlogarithmischer Auftragung
m	Schätzwert für die Steigung der Regressionsgeraden
n	Verfestigungsexponent, kennzeichnet die Streckziehfähigkeit
N, N_A, N_B	Schwingspielzahl, Anrißschwingspielzahl, Bruchschwingspielzahl
N_G	Grenzschwingspielzahl, hier 10^7
N_K	Schwingspielzahl am Abknickpunkt der Wöhlerlinie
P_B	Bruchwahrscheinlichkeit in %
r	Senkrechte Anisotropie, kennzeichnet die Tiefziehfähigkeit u. Textur
R	Spannungs- bzw. Beanspruchungsverhältnis, $= S_{min}/S_{max}$
S_a	Nennspannungsamplitude = 1/2 Spannungsschwingbreite
$S_{a,z}$	Nennspannungsamplitude für $P_B = z \%$
S_N	Standardfehler der Schätzung von $Ig(N)$ aus $Ig(S_a)$
$T_{N,80}$	Streuspanne von N, für $S_a = \text{const.}$ gilt: $T_{N,80} = N_{PB=10\%} / N_{PB=90\%}$
$T_{S,80}$	Streuspanne von S_a , für $N = \text{const.}$ gilt: $T_{S,80} = S_{a,10} / S_{a,90}$
t	Blechdicke
t_z	Einseitige Schranke der Standard-Normalverteilung für $P_B = z \%$
x	Unabhängige („fehlerfreie“) Variable bei der Regressionsrechnung, hier $Ig(S_a)$
y	Abhängige („fehlerbehaftete“) Variable bei der Regressionsrechnung, hier $Ig(N)$

Bezeichnungsschlüssel für die gefügten Probanden

An erster Stelle steht der Kennbuchstabe für die *Beanspruchungsart*:

K = Kopf-(schäl)zug

SQ = Scherzug quer zur Punktschweißreihe

Die *Art der Fügetechnik* wurde wie folgt an zweiter Stelle gekennzeichnet:

P = Punktschweißen (Widerstands-)

LD = Laserstrahlschweißen, durchgehende Naht

K = Kleben

PK = Kombination Punktschweißen/Kleben

N = Nieten

NK = Kombination Nieten/Kleben

Bei den punktgeschweißten Varianten wird die Angabe „P“ noch durch die Gesamtzahl der Punkte mal dem Punktdurchmesser, multipliziert mit der Wurzel aus der Blechdicke t , ergänzt.

An letzter Stelle der Bezeichnung sind die Blechdicken der Probanden angegeben, und zwar derart, daß (für die Kopfzugproben) an erster Stelle die Blechdicke des L-förmigen Teils und an zweiter Stelle die Blechdicke des U-förmigen Teils genannt wird.

Die diesem Bericht zugrunde liegenden Arbeiten wurden im Auftrag des Bundesministers für Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie durchgeführt. Der Bericht gibt die Auffassung und Meinung des Auftragnehmers wieder und muß nicht mit der Meinung des Bundesministers für Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie übereinstimmen.

Zusammenfassung

In einem internationalen Verbundvorhaben wurden neue und fortentwickelte Stahlblechwerkstoffe für den Automobilbau untersucht. Die Bemühungen der Fahrzeugindustrie zur Energieeinsparung durch Leichtbau setzen voraus, daß Werkstoffe verfügbar sind, die bei reduzierter Blechstärke ähnliche Festigkeitswerte wie konventionelle Feinbleche aufweisen. Weitere maßgebliche Gründe, traditionelle Werkstoffe wie Stahlblech einzusetzen, liegen zum einen in der vergleichsweise hervorragenden Möglichkeit des Recyclings und zum anderen kann eine derartige Entwicklung die Weltmarktposition der europäischen Stahlindustrie stärken.

Nach einem Selektionsprozeß kristallisierten sich die folgenden vier neuen Werkstoffe, die in Contiglühanlagen erzeugt wurden, als im Hinblick auf ihre *Betriebsfestigkeitseigenschaften* untersuchungswürdig heraus:

- DP400, Dualphasenstahl (Ferrit mit Martensit) mittlerer Festigkeit
- DP500, Dualphasenstahl (Ferrit mit Martensit) höherer Festigkeit
- Nb-mikrolegierter Stahl
- P-Si-Stahl, rephosphorierter Stahl
- konventioneller Tiefziehstahl FeP04 als Referenzwerkstoff zur Bewertung des erreichten Fortschritts

Die Aufgabe der BAM bestand darin, die grundlegenden Schwingfestigkeitseigenschaften zu ermitteln und das jeweilige Festigkeitsverhalten anhand von mikrostrukturellen, zum überwiegenden Teil an Durchstrahlungsproben mit dem TEM bestimmten Merkmalen zu deuten. Dazu wurde die Schwingfestigkeit an glatten und gekerbten Flachproben sowie an bauteilähnlichen, gefügten Probanden experimentell ermittelt. Folgende Untersuchungen mit dem Ziel der Aufnahme von Wöhler- bzw. Lebensdauerlinien wurden mit den 1,2 bis 1,5 mm dicken Werkstoffen durchgeführt:

- Kraftgeregelte Einstufenversuche ($R = -1$) an ungekerbten und gekerbten ($K_t = 3$) Flachproben
- Dehnungsgeregelte LCF-Schwingversuche an glatten Proben
- Kraftgeregelte Betriebsfestigkeitsversuche mit einem Gauß-99-Kollektiv an gekerbten Flachproben
- Kraftgeregelte Zugschwellversuche an gefügten, bauteilähnlichen Probanden

Die Wöhlerkurven zeigten, daß der Nb-mikrolegierte und der P-Si-Stahl (ungekerbten Proben) bei gleicher Lebensdauer höhere Spannungsamplituden ertrugen als die Dualphasenstähle. Der Referenzstahl FeP04 folgte mit weitem

Abstand darunter. Bei den gekerbten Proben trat eine Änderung in der Abfolge der Wöhlerlinien zugunsten der Dualphasenstähle ein. Es ergaben sich nun für den DP500 bei gleicher Lebensdauer die höchsten ertragbaren Nennspannungsamplituden. Auch der Dualphasenstahl DP400 zog mit den beiden anderen höherfesten Stahlsorten gleich. Die Festigkeitsdifferenz der höherfesten Stahlqualitäten zum FeP04 wurde deutlich geringer. Hieraus resultierend besaß der Referenzstahl die kleinste Kerbwirkungszahl K_b , die sich im Vergleich mit den anderen Stahlsorten über die Dualphasenstähle bis zum Nb-mikrolegierten und zum P-Si-Stahl erhöhte.

Bei den Betriebsfestigkeitsversuchen ergaben sich für DP500 und die beiden höherfesten Einphasenstählen dicht beieinander liegende Lebensdauerlinien. Das durch die stärkere Wechselverfestigung bedingte vorteilhafte Verhalten der Dualphasenstähle als Folge lokaler Dehnungsamplituden trat nicht in Erscheinung. Die Schwingproben wurden entsprechend dem gewählten Beanspruchungskollektiv überwiegend mit kleinen Nennspannungsamplituden belastet, so daß die lokale Dehnung im Kerbgrund und die resultierende Wechselverfestigung gering waren.

Die untersuchten Stahlsorten ließen sich entsprechend ihres Verhaltens im dehnungsgeregelten Schwingversuch in zwei Merkmalsgruppen aufteilen. Zur ersten Gruppe zählten der Referenzstahl und die beiden Dualphasenstähle. Diese wiesen ein relativ geringes Streckgrenzenverhältnis auf. Im Schwingversuch zeigten alle Stähle dieser Gruppe oberhalb einer Gesamtdehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,3\%$ wechselverfestigendes Verhalten und bildeten ausgeprägte Versetzungsstrukturen. Zur zweiten Gruppe gehörten der Nb-mikrolegierte und der P-Si-Stahl. Das Streckgrenzenverhältnis war vergleichsweise größer. Die Werkstofffestigkeit dieser beiden Stähle beruhte im wesentlichen auf Gefügemerkmalen (Fremdteilchen, Kornfeinung, Mischkristallbildung), die mit dem Herstellungsprozeß in den Werkstoff eingebracht wurden. Durch das Bake-Hardening diffundierten die im Ferrit in Lösung gehaltenen Kohlenstoffatome an die Versetzungen. Die sich bildenden Cottrell-Wolken umlagerten die Versetzungskerne unter weiterer Steigerung der Werkstofffestigkeit.

Die Bauteilversuche (gefügte, kopfzugbeanspruchte H-Proben) in der BAM zeigten keinen deutlichen Vorteil der höherfesten Stähle. Andererseits verhielten sich diese im Hinblick auf die ertragbaren Kraftamplituden im Rahmen üblicher Streuungen nicht ungünstiger als der Referenzstahl. Eine wesentliche Erkenntnis war, daß die Fertigungsqualität der Probanden alle Werkstoffspezifika überdeckte.

Unter Berücksichtigung der in der BAM untersuchten Werkstoffeigenschaften erscheint der Dualphasenstahl DP500 am besten den einleitend aufgeführten Erwartungen zu entsprechen. Eine quantitative Bewertung mit nur einer Maßzahl kann jedoch infolge der sehr vielfältigen Wertungsaspekte nicht erfolgen.

Summary

In an international joint research project new and further developed sheet steels for automotive industry were investigated. Automotive industry aims at reducing fuel consumption by making cars lighter and building them from thinner sheets of steels with higher than normal strength. Conventional materials like steels can be easily and excellent recycled, moreover the developing process can improve the position of European steel industry on world's market.

After examining mechanical properties of various laboratory melts the following four in a continuous annealing line manufactured steel grades were selected with respect to test its fatigue properties under constant and random amplitude loading:

- DP400, dual phase steel (ferrite with martensite islands) medium strength
- DP500, dual phase steel (ferrite with martensite islands) higher strength
- Niobium microalloyed steel
- Phosphorous silicon steel, (rephosphourised steel)
- Conventional deep drawing steel FeP04 for reference purposes and to quantify the achieved progress

The main intention of the Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM) was to study the basic fatigue properties and its interpretation by analysing the microstructure of thin foils with transmission electron microscope. The following experimental investigations to determine the S-N-curves of smooth and notched flat specimens as well as of component like joined specimens were performed:

- Load controlled constant amplitude tests ($R = -1$) with smooth and notched ($K_t = 3$) flat specimens
- Strain controlled LCF-tests with smooth specimens Load controlled random tests (Gaussian 99 spectrum) with notched flat specimens
- Tests under pulsating tensile loads with component like joined specimens

From the S-N-curves was to be seen that the niobium microalloyed and the rephosphourised steels (smooth specimens) were able to endure higher stress amplitudes than the dual phase steels. The mild reference steel FeP04 followed far below. The sequence of the S-N-curves (notched specimens) changed for the benefit of the dual phase steels: The grade DP500 exhibited at constant life the highest endurable stress amplitudes. Even the DP400 was to be found on nearly the same stress level as the other two high strength materials. The difference between all new steels and the mild reference steel FeP04 was obviously smaller. Consequently the fatigue notch factor K_f of the mild steel was

smaller than that of the dual phase steels and clearly smaller than that of the niobium microalloyed and the rephosphourised steel.

The S-N lines of DP500 and of the two other high strength sheet materials that were gained under spectrum loading did not reveal distinctive differences. The favourable fatigue behaviour stipulated by the stronger cyclic hardening of the dual phase steels at constant amplitude loading could not be observed. Specimens were predominately loaded with small nominal stress amplitudes of the chosen spectrum. Consequently the local strain in the notch root and the resulting cyclic hardening was small.

The explored sheet materials could be divided in two groups according to their behaviour during the LCF tests: The first group comprises the reference steel and the two dual phase steels. The ratio of yield strength to ultimate tensile stress of this group was relative small. During fatigue loading at total strain amplitudes above $\epsilon_a = 0,3 \%$ the steels of this group indicated cyclic strain hardening combined with a distinctive dislocation structure. The second group consists of the niobium and the rephosphourised steel. The ratio of yield strength to ultimate tensile stress. of this group was comparably superior to that one of the first group. The strength of these two steels is mainly based on the microstructural composition (particles, grain refining, solid solution hardening). By bake hardening treatment the carbon atoms dissolved in the ferrite diffused to dislocations. Hence the formation of Cottrell clouds in dislocation cores introduced additional strengthening.

Fatigue tests with component like, H-shaped specimens (different joining techniques, cross tension loading) did not reveal a distinctive advantage of the high strength sheet materials. On the other hand in the examined load and life ranges their fatigue behaviour was not worse than that of the mild reference steel. It was an essential finding that for these specimens the quality of production was obviously more significant than the specific steel properties.

Considering all material characteristics that were examined at BAM the dual phase steel DP500 seems to meet best all above mentioned requirements. A quantitative evaluation by solely one figure is not possible due to the manifold aspects of assessment.

1 Einleitung

Das vom BMBF¹ geförderte internationale Verbundvorhaben hatte die Entwicklung und Optimierung von Feinblech-Werkstoffen aus Stahl für den Einsatz im Automobilbau zum Ziel. Im Vergleich zu herkömmlichen Blechen sollten die zu entwickelnden Werkstoffe verbesserte Verarbeitungseigenschaften insbesondere hinsichtlich ihrer Umformbarkeit und Schweißbarkeit aufweisen. Darüber hinaus sollten sie sich durch ein günstigeres Betriebsfestigkeitsverhalten bei den in die tragenden Teile der Karosserie eingeleiteten schwingenden Beanspruchungen auszeichnen sowie durch ein hohes Vermögen zur Arbeitsaufnahme, um die passive Sicherheit beim Crash zu erhöhen. Mit derart ausgewählten, im Conti-Glühverfahren hergestellten Feinblechen ist gleichzeitig eine Reduzierung des Fahrzeuggewichts durch Einsatz dünnerer Bleche möglich.

Günstigere Verarbeitungseigenschaften der Bleche erweitern die Gestaltungsmöglichkeiten bei der konstruktiven Auslegung von Bauteilen und lassen bereits dadurch größere Sicherheiten auch bei der Anwendung sowohl konventioneller (z. B. Punktschweißen) als auch neuerer Verbindungstechniken (Laserstrahlschweißen) erwarten. Mittels Laser gefügte Bauteile sind vergleichsweise steifer und weisen eine höhere Korrosionsbeständigkeit auf.

Ein verbessertes Betriebsfestigkeitsverhalten der zu entwickelnden Werkstoffe ist eine wichtige Maßnahme zur Verringerung der Fahrzeugmasse und zur Erhöhung der Lebensdauer der Fahrzeugkarosserie. Die Verlängerung der Lebensdauer, zu der auch die Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit beiträgt, zielt auf das sogenannte „Langzeitauto“ hin. Dadurch wird der Substitution von Feinblech aus Stahl durch andere, weniger gut recycelbare und/oder teurere Werkstoffe entgegengewirkt. Somit sichert die hier erörterte Werkstoffentwicklung die Konkurrenzfähigkeit der europäischen Automobilhersteller auf dem Weltmarkt und trägt zur Existenzsicherung der europäischen Stahlhersteller bei.

Insgesamt wurden drei neue bzw. fortentwickelte Blechwerkstoffe aus deutscher und ein weiterer aus schwedischer Produktion im Hinblick auf die Betriebsfestigkeitseigenschaften in Einstufen-Wöhlerversuchen sowie in Versuchen unter Randombeanspruchung untersucht. Das Schwerkern der Aufgabe der BAM lag auf der Ermittlung der Schwingfestigkeit der Grundwerkstoffe sowie dessen Deutung anhand der Feinstruktur der Gefüge. Darüber hinaus wurden umfangreiche Versuche an gefügten (Widerstandspunktschweißen, Laserstrahlschweißen, Punktschweißkleben, Kleben), bauteilähnlichen Kopfzugproben (Schälzugproben) durchgeführt. Hierbei galt es, den Werkstoffeinfluß auf das Schwingfestigkeitsverhalten unter praxisnahen Bedingungen zu verfolgen.

In diesem Bericht werden die Ergebnisse der BAM aus dem umfangreichen gesamten Forschungsvorhaben [25, 26, 27, 28, 29] wiedergegeben. Das Forschungsvorhaben war Teil des deutsch-schwedischen EUREKA-Verbundvorhabens

337. Die deutschen Partner waren die Firma Audi AG, Ingolstadt, die Firma Krupp Hoesch Stahl AG, Dortmund (Projektkoordinierung), das Fraunhofer Institut für Betriebsfestigkeit, Darmstadt und die Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin. Die schwedischen Partner waren das Institutet för Metallforskning in Stockholm und die Svenskt Stål AB in Borlänge.

¹ Bundesministerium für Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie

2 Kenntnisstand und Aufgabenstellung

2.1 Kenntnisstand

Im Zeichen allgemeiner Energieeinsparung gilt es im Bereich des Automobilbaus, neben der Entwicklung verbrauchsarmer Motoren das Fahrzeuggewicht zu reduzieren. Zusätzlich ergibt sich aus Sicht des Umweltschutzes die Notwendigkeit, den Einsatz wiederverwertbarer Materialien zu fördern. Dualphasenstähle (DP) erfüllen beide Forderungen. Sie besitzen gegenüber den sonst eingesetzten weichen Tiefziehstählen eine mäßig erhöhte Streckgrenze bei wesentlich erhöhter Zugfestigkeit. Um die Werkzeugabnutzung während des Abpressens der Karosserieteile gering zu halten, ist eine möglichst leichte Kaltumformbarkeit zu fordern. Die Tiefziehfähigkeit der DP-Stähle, die im Zusammenhang mit dem vorliegenden Bericht eine herausragende Bedeutung haben, ist aber andererseits durch die vergleichsweise kleinen r -Werte (senkrechte Anisotropie) gering, so daß der Einsatz bisher nur auf mäßig tiefegezogene und abgekantete Bauteile, wie sie zum Beispiel im Bereich der Bodengruppe eingesetzt werden, beschränkt ist. Die hohe Zugfestigkeit erlaubt aber eine Reduzierung der Blechdicke oder kann zur Verbesserung des Crash-Verhaltens genutzt werden. Die Festigkeiten lassen sich bei einem Teil der DP-Stähle durch Reckalterung erhöhen. Der in diesem Zusammenhang als „Bake-Hardening-Effekt“ bezeichnete Vorgang erfolgt während des Einbrennens der Lackierung. Im Betriebsfall kommen in der Regel nur Teilbelastungen vor. Unbekannte Einflußgrößen sind dabei u. a. Amplitude, Frequenz, Reihenfolge, lokale Verteilung und Beanspruchung. Die hierdurch bewirkte Wechselverfestigung oder -entfestigung führt zu einer Veränderung der charakteristischen Festigkeitskennwerte und des Gefüges. Gerade für DP-Stähle sind bisher nur wenige Untersuchungen über den Einfluß von Schwingbeanspruchung durchgeführt worden. Im folgenden soll – ohne Anspruch auf Vollständigkeit – ein Überblick auf einige Arbeiten zu diesem Thema gegeben werden.

2.1.1 Herstellung von Dualphasenstählen

Bei den DP-Stählen handelt es sich um einen Verbundwerkstoff zweier Phasen unterschiedlicher Härte. Dabei besteht die Matrix aus Ferrit und umschließt den Martensit, der den harten Bestandteil bildet. Die Eigenschaften hängen überwiegend vom Martensitgehalt ab. Dieser wiederum resultiert aus dem Gehalt an Kohlenstoff und Legierungselementen sowie der angewandten Wärmebehandlung. Zur Bildung von Martensit bestehen zwei Möglichkeiten. Beiden gemeinsam ist zunächst der Verlauf der Wärmebehandlung einschließlich einer Glühung des Materials im Bereich interkritischer Temperaturen, in dem Ferrit und Austenit in einem durch die endlichen Glühzeiten bedingten Quasigleichgewicht nebeneinander vorhanden sind. Sind bei der sich danach anschließenden Abkühlung nur geringe Abkühlgeschwindigkeiten möglich, muß durch Wahl geeigneter Legierungselemente die Perlitbildung des Auste-

nits unterdrückt werden. Hierzu bedient man sich der Hilfe von Kohlenstoff und Mangan, die den Austenit stabilisieren. Ferritbildner wie Silizium oder Legierungselemente wie Chrom und Molybdän, die im ZTU-Diagramm die Perlitnase zurückverlegen, werden ebenfalls verwandt [1]. Eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit ist mit einem hohen apparativen Aufwand verbunden (z. B. Contigluhstraße [2]), spart dann jedoch Legierungskosten ein.

Für die Herstellung von Laborproben genügen kleinere Materialmengen. Hier werden die Stahllegierungen zunächst erschmolzen und in einer Barren- und Stangenform abgegossen. Die Rohproben werden zu Blechen warmgewalzt. Es schließt sich eine Austenitisierungsglühung an. Die weitere Wärmebehandlung orientiert sich an dem oben Gesagten.

2.1.2 Beschreibung des Gefüges

Die untersuchten DP-Stähle besitzen einen Gehalt von maximal 0,2 gew% (Gewichts-Prozenten) Kohlenstoff und weisen im Ausgangszustand ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf. Perlit ist ein zweiphasiger Gefügebestandteil aus Ferrit und Zementit. Erhitzt man das Material auf eine Temperatur im interkritischen Temperaturbereich, so wandelt sich zunächst der Perlit in Austenit um. Die Austenitbildung beginnt an Zementitausscheidungen, die sich an den Korngrenzen Ferrit-Perlit befinden [3]. Anschließend wächst der Austenitkeim in das Perlitkorn hinein. Die Geschwindigkeit des Kornwachstums hängt von der Diffusion des Kohlenstoffs zwischen den Zementitlamellen entlang der Korngrenze Perlit-Austenit ab und steigt deshalb mit der Glüh Temperatur. Ebenso wird ein Anstieg des gebildeten Austenitanteils am Gefüge beobachtet. Die Ursache hierfür ist in der schlechten Gleichgewichtseinstellung zu sehen. Nach dem primären Austenitwachstum kommt es oberhalb von 750 °C zu einem verstärkten, von den Legierungselementen beeinflussten sekundären Wachstum in Ferritbereiche hinein.

Ist das Probenmaterial vor der Glühung kaltverformt worden, ist die Rekristallisation des verformten Ferrits bereits vor dem Beginn der Reaustenitisierung des Perlits abgeschlossen. Die Korngröße des rekristallisierten Ferrits ist dabei mit einem mittleren Korndurchmesser von 8 μm um fast die Hälfte kleiner als die Ausgangskorngröße im unverformten Zustand. Die Geschwindigkeit der Reaustenitisierung und der Anteil gebildeten Austenits ist vergleichsweise höher. Unterhalb einer Temperatur, die etwa 70 % der Schmelztemperatur entspricht, läuft der kontrollierende Diffusionsmechanismus über die Korngrenzen ab, oberhalb davon über das Volumen. Mit der Verkleinerung der Ferritkörner wird das Korngrenzenvolumen erhöht und somit die Diffusionsmöglichkeiten der Kohlenstoffatome im interkritischen Temperaturbereich erhöht.

Nach dem Zustandsdiagramm ist die Höhe der Temperatur während der interkritischen Glühung dem Hebelgesetz zufolge für die Verteilung des Kohlenstoffs und der Legierungselemente zwischen den beteiligten Phasen verantwortlich. So nimmt der Kohlenstoffgehalt im Austenit mit steigender Temperatur ab, wodurch die Härbarkeit, d. h. die Martensitbildung während der sich anschließenden Abschreckung, verschlechtert wird. Zugleich nimmt die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Ferrit ab, wodurch die Bildung von Zementitausscheidungen im Ferrit gefördert und die Zahl der im späteren Ferrit vorhandenen interstitiellen Atome geringer wird.

Neben der Glühbehandlung ist die sich anschließende Abkühlung für Gefüge und Eigenschaften der DP-Stähle entscheidend. Hierbei soll sich der Austenit möglichst völlig in Martensit umwandeln. Zusätzliche Gefügebestandteile wie Restaustenit und Bainit sind nicht erwünscht. Es wird deshalb durch die Wahl geeigneter Prozeßparameter versucht, die Zeit der γ - α -Umwandlung des Eisens gegenüber der Zeitdauer für den Diffusionssprung des Kohlenstoffatoms klein zu halten. In diesem Fall verbleiben die Kohlenstoffatome während des Umklappvorganges auf ihren Plätzen, wodurch ein tetragonal verzerrtes raumzentriertes Gitter entsteht. Das Maß der Verzerrung, ausgedrückt durch das Achsenverhältnis c/a , ist eine Funktion des Kohlenstoffgehalts. Daneben erfolgt noch eine Volumenzunahme, so daß auf die benachbarten Materialbereiche insgesamt ein richtungsabhängiger Druck ausgeübt wird. Während der Martensitbildung besteht eine Orientierungsbeziehung gemäß Austenit (111)[10-1] \rightarrow Martensit (011)[1-11].

KLAAR et al. [4] haben den Gefügeeinfluß der Abkühlgeschwindigkeit an einem Stahl mit der Zusammensetzung von 0,11gew%C, 0,40gew%Si und 1,58gew%Mn untersucht. Nach der Abschreckung in Wasser (555 K/s) besteht das Gefüge aus Ferrit und Martensit. Vermindert man die Abschreckrate, indem man in Öl abschreckt (59 K/s), bildet sich aus dem Austenit ein Anteil Ferrit, der zur Unterscheidung vom bereits vorhandenen Ferrit als Neuferrit bezeichnet wird. Eine Erhöhung der Glüh Temperatur bewirkt eine Zunahme des Martensitanteils und im Fall der Ölabschreckung auch eine Zunahme an Neuferrit, da der verminderte Kohlenstoffgehalt die Härbarkeit des Martensits herabsetzt. Im Gegensatz hierzu bleibt der Martensitgehalt bei Luftabkühlung (14 K/s) nahezu konstant. Dies ist Folge des mit steigender Glüh Temperatur entgegengesetzt wirkenden Zusammenspiels von Austenitgehalt und Härbarkeit des Austenits. Die Betrachtung des Ferritanteils zeigt, daß die Korngröße des Altferrits von der Glüh- und Abschreckbehandlung unabhängig ist. Die Bildung des Neuferrits erfolgt bei geringen Abkühlraten über Keimbildung und -wachstum zu polygonalem Ferrit. Mit der Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit ist ein Übergang zu epitaktischem Wachstum zu beobachten.

Den Einfluß von Legierungselementen beobachteten MONDAL et al. [5]. Die untersuchten Stähle besaßen bei einem konstanten Kohlenstoffgehalt von 0,11...0,12gew%C jeweils 1,47-1,52gew% Silizium oder Man-

gan oder beide zusammen. Die Bildung von Neuferrit ist in dem siliziumlegierten Stahl am höchsten, während der Zusatz von Mangan die Bildung von Neuferrit unterdrückt. Silizium fördert auch die Bildung von Altferrit. Der Korndurchmesser von Altferrit ist in dem siliziumlegierten Stahl doppelt so groß wie in den Vergleichsstählen. Der Korndurchmesser des Neuferrits wird auf den dreifachen Wert gesteigert. Der Martensitgehalt ist in den mit Silizium oder Mangan legierten Stählen vergleichbar. Er wird durch Zuliegen beider Elemente nahezu verdoppelt. Nach Untersuchungen im Durchstrahlungselektronenmikroskop besitzt der Altferrit mehr Einschlüsse als der Neuferrit. Die Einschlüsse wurden nicht identifiziert. Es handelt sich aber vermutlich um Karbonitride, deren Breite ca. 20 Å und deren Länge ca. 100 Å beträgt. Infolge des epitaktischen Wachstums des Neuferrits sind sie in diesem ungleichmäßig verteilt, da die Karbidbildung mit der Martensitbildung konkurriert.

Im kaltverformten Zustand zeigt nur der manganlegierte Stahl durch Bildung von Subkorn Grenzen Anzeichen einer Erholung [6]. Die Verformung beschränkt sich im wesentlichen auf den Ferritbereich. Die Rekristallisation beginnt vorzugsweise an den Grenzflächen Ferrit-Martensit. Durch Untersuchung der Kinetik der Mikrohärteabnahme mit der Rekristallisationstemperatur ergeben sich aus dem Arrheniusdiagramm zwei Aktivierungsenergien, die mit dem Wert für die Kohlenstoffdiffusion in α -Eisen vergleichbar sind. Neben der mengenmäßigen Verteilung der Gefügebestandteile läßt sich durch die Vorbehandlung auch die Kornform beeinflussen [7]. Hierzu wurden Untersuchungen an einem Stahl mit der Zusammensetzung 0,07gew%C, 1,51gew%Si, 1,16gew%Mn, 0,64gew%Cr und 0,47gew%Mo vorgenommen. Die erste Glühung erfolgte bei 1200 °C mit einer Dauer von zwei Stunden und Ofenabkühlung. Danach erfolgte eine Austenitisierungsglühung bei 980 °C. Durch die sich darauf anschließenden verschiedenen Wärmebehandlungen wurden drei verschiedene Dualphasengefüge mit jeweils 23 % Martensitgehalt erzeugt. Probe A wurde nach dem Austenitisieren zunächst ofenabgekühlt, dann auf 800 °C aufgeheizt und wasserabgeschreckt. Im Gefügebild zeigt sich ein netzwerkartiger Martensit, der die Ferritkörner umschließt. Sein Aussehen resultiert aus der langsamen Abkühlung nach der Austenitisierung, bei der der Ferrit an den Korngrenzen vom Perlit eingeschlossen wird. Dies läßt sich, wie für das Probenmaterial B geschehen, durch Wasserabschreckung verhindern. Ein dritter Verlauf der Wärmeführung, der z. B. in einer Contigluhstraße durchgeführt wird, läßt sich erreichen, indem man von der Austenitisierungstemperatur nur bis in den interkritischen Temperaturbereich abkühlt. Nach erfolgter Ferritbildung und sich daran anschließender Wasserabschreckung zeigt sich im Gefüge ein blockartiger, flächiger Martensit (\rightarrow Martensitinseln). Allein der Verlauf der Wärmebehandlung kann die mechanischen Eigenschaften merklich beeinflussen.

2.1.3 Mechanische Eigenschaften

Die Dualphasenstähle zeichnen sich im Zugversuch durch eine nicht ausgeprägte Streckgrenze aus. Ihr Auftreten ist mit der Existenz eines ferritisch-martensitischen Gefüges verbunden, da ein ferritisch-perlitischer Stahl derselben Zusammensetzung eine ausgeprägte Streckgrenze aufweist. Der Grund ist, in der durch die Martensitbildung während des Abschreckens verursachten plastischen Verformung angrenzender Ferritbereiche zu sehen. Dabei kommt es im Ferrit zur Bildung von Versetzungen mit einer in Richtung Korngrenze Ferrit-Martensit stark ansteigenden Versetzungsdichte (s. u.). Ein DP-Stahl, bei dem die Versetzungen durch Erwärmung auf 120 °C unbeweglich gemacht wurden, zeigte keine Änderung der Art seiner Fließgrenze. Da die Versetzungen also keinen Einfluß ausüben, sind vielmehr die im Ferrit aufgebauten Eigenspannungen für das Streckgrenzenverhalten verantwortlich [8]. Durch sie tritt der Bauschinger-Effekt auf, wonach der durch die Martensitumwandlung im Druckbereich vorbelastete Ferrit unter Zugbelastung mit einer Senkung der Fließgrenze reagiert. Die Höhe der induzierten Eigenspannungen hängt von dem Volumenanteil, der Art, Größe und Verteilung der zweiten Phase und dem Spannungsabbau während des Abkühlens ab. Schon kleine Gehalte senken die Fließgrenze. Eine mechanische Vorbehandlung durch Recken baut die Eigenspannungen ab, wodurch die diskontinuierliche Fließgrenze wieder auftritt. Dies erfolgt auch durch den bei Glühungen im Temperaturbereich oberhalb von 200 °C stattfindenden Versetzungsabbau und durch die Blockierung der verbliebenen Versetzungen mittels interstitiell gelöster Kohlenstoffatome [9]. Ist die Abschreckgeschwindigkeit nach der interkritischen Glühung zu gering, kann sich aus dem Martensit wie auch durch eine zusätzliche gezielte Wärmebehandlung als dritte Phase Bainit bilden. Solche Stähle weisen bei höherer Gesamt- und Gleichmaßdehnung eine leichte Steigerung der dann wieder diskontinuierlich auftretenden Streckgrenze bei gleichzeitig verschlechterter Zugfestigkeit auf [10].

Streckgrenze und Zugfestigkeit steigen mit dem Martensitgehalt [11]. Eine Erhöhung der Abschreckrate wirkt in demselben Sinne. Die dabei verursachte Abnahme der Gleichmaßdehnung ist, wie aus Messungen der inneren Reibung hervorgeht, mit der durch die schnellere Abkühlung bedingte Zahl interstitieller C-Atome in der Ferritmatrix zu erklären [4]. Ein weiterer Einfluß wird durch die Form der Gefügebestandteile ausgeübt. Liegt der Martensit streifig vor, ergeben sich höhere Festigkeiten als bei Insel- oder Netzwerkmartensit [7]. Auch bei Untersuchungen zur Schwingfestigkeit wird festgestellt, daß im Bereich der Dauerfestigkeit die Lebensdauer von Proben mit nadelförmigem, in Inseln angeordnetem Martensit deutlich besser ist als bei Netzwerkmartensit, während bei der Kurzzeitermüdung vergleichbare Lebensdauerwerte erhalten werden. Im dehnungskontrollierten Schwingversuch tritt bei höheren Dehnungsamplituden während der ersten Schwingspiele zyklische Verfestigung ein. Nach Durchlaufen eines Maximalwertes entfestigt das Material dann bis zum Bruch. Durch Senkung der Dehnungsamplitude verschiebt sich der

Übergang zyklischer Verfestigung-Entfestigung zu höheren Lastspielzahlen. Bei sehr kleinen Amplituden ist über die Lebenszeit eine allmählich verlaufende Verfestigung zu beobachten. Im Vergleich besitzen Proben mit netzwerkartigem Martensit die höchste Wechselverfestigung, Proben mit nadelförmigen Martensit dagegen die geringste.

Die Eigenschaften der DP-Stähle beruhen überwiegend auf dem Verhalten des Ferrits, da der Martensit an der Verformung nicht teilnimmt. Der dennoch vorhandene Martensiteinfluß erklärt sich aus der Wechselwirkung des Martensits mit dem Ferrit. So hängt die Härte des Ferrits durch die von der Martensitbildung verursachten Verformung ab, die bei nadeligem Martensit höher ist als bei netzwerkartiger Struktur. Bei der Kaltverformung behindert der Netzwerkmartensit die plastische Verformung der Ferritmatrix. Liegt der Martensit dagegen in Nadelform vor, ist die Wechselverfestigung wegen der Erhöhung der Zahl möglicher Gleitvorgänge geringer. Die Rißbildung beginnt in diesem Fall an Gleitbändern im Ferrit, während die Risse in Gefügen mit Netzwerkmartensit durch Passungsprobleme an den Phasengrenzflächen entstehen. Auf das Rißwachstum übt die Martensitmorphologie einen umgekehrten Einfluß aus, da Netzwerk- und Inselmartensit den Rißfortschritt stark behindern. Die Wechselverfestigung verläuft in DP-Stählen mit inhomogener Martensitverteilung zweistufig. Im Manson-Coffin-Diagramm bleiben dadurch die Lebensdauerwerte bei kleinen Dehnungsamplituden hinter den extrapolierten Erwartungswerten zurück [12]. Das Zweistufenverhalten tritt auch in DP-Stählen mit hohem Martensitgehalt und bei einer sehr hohen Martensithärte, wie sie in nicht nachgeglühten Proben vorliegt, auf.

Auch ein Dualphasenstahl mit 34 Vol% Martensit zeigt im dehnungskontrollierten Schwingversuch bei höheren Dehnungsamplituden zunächst ein wechselverfestigendes, nach Erreichen der ersten 100 Schwingspiele danach ein entfestigendes Verhalten [9]. Bei geringeren Dehnungsamplituden wird eine schwache Wechselverfestigung über die gesamte Lebensdauer gefunden. Die Autoren erklären die Wechselverfestigung durch Versetzungs-Teilchen-Reaktionen in der Ferritmatrix und durch eine durch Kohlenstoff verursachte dynamische Dehnungsalterung. Danach diffundieren Kohlenstoffatome unter der Schwingbeanspruchung in plastisch verformte Bereiche. Andererseits senken geringe Dehnungsamplituden die Versetzungsdichte im Ferrit. Die Diffusion interstitieller Atome zu und von den Versetzungen wird reduziert, wodurch die maximale Wechselverfestigung erst später erreicht wird. Der Vergleich im zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramm zeigt, daß der Dualphasenstahl bis zu einer Dehnungsamplitude von 1% gegenüber den im Zugversuch ermittelten Werten entfestigt, während nun bei höheren Amplituden ein wechselverfestigendes Verhalten beobachtet wird. Eine Glühung bei 200 °C führt zu einer schwachen Wechselverfestigung über den gesamten Dehnungsbereich.

Das Wachstum von Ermüdungsrissen ist in Werkstoffen mit grobkörnigem Gefüge und niedriger Fließgrenze vergleichsweise gering. Das Rißwachstum in DP-Stählen mit grob-

kristallinem Ferrit und feinen Martensitinseln verläuft langsamer als in feinkristallinem Gefüge [13]. Ebenso wird bei dem Vergleich mit konventionellen Stählen eine Erhöhung des Schwellwerts des Ermüdungsrißwachstums gefunden.

Verantwortlich sind hierfür Rißschließeffekte, deren Auftreten von der Korngröße und der Rauigkeit der Rißoberfläche abhängt [14, 15]. Das Rißschließeverhalten wird durch eine Reck- oder Glühbehandlung nicht geändert. Die Mikrostruktur beeinflusst weiterhin den Rißpfad. Es wird beobachtet, daß der Riß im Bereich von Korngrenzen zwischen Ferritkörnern als auch solchen zwischen Ferrit und Martensit abgelenkt wird. Der Anteil der hierdurch verursachten Wachstumsbehinderung ist geringer als derjenige von Rißschließeffekten. Auf den Schwellwert des Rißwachstums ist der Einfluß von weiteren Nachbehandlungen bei feinem Korn gering [16]. Ein Recken und/oder eine Glühung bei 175 °C führen in einem DP-Stahl mit einer Korngröße von 5 µm zu keiner wesentlichen Änderung. Im Gegensatz hierzu kommt es in Dualphasengefügen mit 60 µm Ferritkorngröße zu einer Absenkung des Schwellwerts um ein Drittel. Die Versetzungsstruktur ist von der Dauer der Schwingbeanspruchung abhängig. Bis zum Er-

reichen der Sättigung lagern sich die Versetzungen in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude in Anordnungen mit geringer Energie an (Versetzungswände, -zellen). Die stabile Versetzungsstruktur hängt dabei von der Mikrostruktur zu Beginn der Belastung ab. Die Versetzungszellen befinden sich überwiegend in Bereichen hoher plastischer Verformung, so z. B. in der Nähe von Korngrenzen zwischen Ferrit und Martensit. Während der Schwingbeanspruchung erreicht die Versetzungsdichte hier einen für die Zellbildung als kritisch angesehenen Wert von $3 \cdot 10^9 / \text{cm}^2$. Es wird ein mittlerer Zelldurchmesser von 0,45 µm beobachtet. Die mittlere Ferritkorngröße beträgt im Vergleich hierzu 7,2 µm. Die Abhängigkeit der Versetzungsstruktur von dem Anteil plastischer Dehnung wurde von KORZEKWA et al. [17] im Zugversuch untersucht. Mit steigender plastischer Verformung nimmt die Versetzungsdichte innerhalb des Ferrits zu. Die Versetzungen ordnen sich zunächst in Wänden, bei höheren Verformungsgraden in Zellen an. Die Versetzungsdichte nimmt in Richtung der Korngrenzen Ferrit-Martensit zu. Als Folge ist auch die Versetzungsstruktur inhomogen. Die Versetzungszellen entwickeln sich bei steigender Verformung, ausgehend von den Korngrenzen, ins Innere des Ferritkorns. Der Zelldurchmesser beträgt in Martensitnähe ca. 0,4 µm und nimmt ins Korninnere zu.

2.1.4 Vergleich von industriell gefertigten Blechen aus DP-Stählen

Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung von DOCOL-Dualphasenstählen

Gew%	DOCOL 350 BH	DOCOL 400 BH	DOCOL 500 BH	DOCOL 600 DL	DOCOL 600	DOCOL 800	DOCOL 800
C	0,040	0,03	0,055	0,08	0,08	0,11	0,114
Si	0,01	0,02	0,01	0,051	0,58	0,45	0,38
Mn	0,2	0,21	0,2	1,74	0,8	1,26	1,17
P	0,015	0,01	0,057	0,013	0,098	0,018	0,018
S	0,017	0,014	0,005	0,005	0,005	0,006	0,002
N	0,003	0,004	0,007	0,006	0,002	0,002	0,007
Al	-	0,0052	-	0,035	0,03	0,049	-
Cr	-	-	-	-	-	-	-
Ni	-	-	-	-	-	-	-
Cu	<0,05	-	<0,05	-	-	-	<0,05
Quelle	[15]	[18]	[15]	[18]	[18]	[18]	[15]

Tabelle 2-2: Chemische Zusammensetzung von DP-Dualphasenstählen

Gew%	DP 400 BH	DP 400	DP 500	DP 500	DP 600
C	0,043	0,069	0,065	0,073	0,082
Si	0,01	0,01	0,062	0,062	0,17
Mn	0,18	0,19	1,265	1,26	0,78
P	0,008	0,08	0,014	0,016	0,071
S	0,015	0,012	-	0,018	0,007
N	0,004	0,003	-	0,0065	0,006
Al	0,058	0,044	-	0,033	0,066
Cr	0,02	0,03	0,485	0,49	0,02
Ni	0,01	0,01	-	0,05	0,01
Cu	0,03	0,03	-	0,041	0,03
Quelle	[19], [20]	[19]	[21]	[22]	[19]

In Tabelle 2-1 und in Tabelle 2-2 ist die chemische Zusammensetzung einiger in Contiglühanlagen industriell hergestellten DP-Bleche aufgeführt. Im Vergleich zu den im vorigen dargestellten Untersuchungen ist der Anteil der Legierungselemente und der Martensitgehalt geringer. Es zeigt sich [21], daß der Martensitgehalt zur Erzielung eines minimalen Streckgrenzenverhältnisses einen Volumenanteil von 20 % nicht überschreiten sollte. Auch eine Abnahme der Korngröße führt zu einem Anstieg des Streckgrenzenverhältnisses. Der Kohlenstoffgehalt ist zur Vermeidung von Alterungseffekten durch Karbidausscheidungen und einer damit möglicherweise verbundenen Versprödung sehr gering. Er ist bei den DP-Stählen mit „Bake-Hardening-Po-

tential“ zur Schaffung geringer Diffusionswege im Vergleich noch geringer, da hier hinsichtlich der späteren Reckalterung die Forderung besteht, beim Abkühlen möglichst den gesamten Kohlenstoff in übersättigter Lösung zu halten.

Die Untersuchungen des Gefüges beschränken sich in der vorliegenden Literatur auf dessen Darstellung. Es wird ein mit der Festigkeit steigender Martensitanteil beobachtet [18, 23]. In geringer Konzentration tritt der Martensit als Inselmartensit, bei höheren Anteilen auch als Netzwerkmartensit auf.

Die Ermüdungsfestigkeit glatter Proben nimmt im lastkontrollierten Schwingversuch mit pulsierendem Belastungsverlauf ($R = 0$) mit steigendem Martensitgehalt entsprechend dem Anstieg der Fließgrenze zu [18]. Das Auftreten zyklischer Ent- oder Verfestigung hängt von der Höhe des Streckgrenzenverhältnisses ab. Der Übergang von verfestigendem zu entfestigendem Verhalten wird bei einem Streckgrenzenverhältnis von 0,7 gefunden. Die Ermüdungsfestigkeit läßt sich durch Kaltverformung mit einem Umformgrad von 2 ... 5 % und Bake-Hardening um bis zu 50 % im Vergleich zum unbehandelten Zustand steigern. In dehnungskontrollierten Schwingversuchen mit vollständiger Lastumkehr ($R = -1$) ist der erzielbare Zuwachs geringer [23]. Die durch die Nachbehandlung erhöhten Werte für Fließgrenze und Zugfestigkeit führen infolge einer höheren zyklischen Entfestigung nicht zu einer gesteigerten Ermüdungsfestigkeit.

2.2 Aufgabenstellung

Wie bereits einleitend erwähnt, bestand die Aufgabe der BAM im Rahmen des Verbundvorhabens darin, die mehr grundlegenden Werkstoffeigenschaften bei schwingender Beanspruchung der neu zu entwickelnden Feinbleche zu untersuchen und zu deuten. Deswegen lag der experimentelle Schwerpunkt auf Schwingfestigkeitsversuchen an Flachproben und der analytische Schwerpunkt auf Feinstrukturuntersuchungen mit dem Transmissionselektronenmikroskop.

Infolge der überragenden Bedeutung für die praktische Anwendung wurde während der Laufzeit das Untersuchungsprogramm der BAM nach Absprache mit den übrigen Verbundpartnern um Schwingfestigkeitsversuche an *gefügt*en bauteilähnlichen Kopf-(Schäl)zugproben erweitert. Dabei galt es, einen möglichen Werkstoffeinfluß im gefügten Zustand zu bestimmen.

2.2.1 Schwingfestigkeitsversuche

2.2.1.1 Versuche mit Flachproben

In der BAM wurden an zwei verschiedenen geformten Flachprobentypen (ungekerbt und gekerbt, $K_t \cong 3$) folgende Arten von Schwingversuchen mit 4 Stahlqualitäten aus deutscher und einer Stahlqualität aus schwedischer Fertigung durchgeführt:

- Kraftgeregelte Einstufenversuche zur Ermittlung der Wöhlerfelder ungekerbter und gekerbter Proben mit 35 ... 45 Einzelversuchen je Kerbform und Werkstoff
- Kraftgeregelte Random-(Betriebsfestigkeitsversuche) an gekerbten Proben. Kollektiv: Gauß-Verteilung ($I = 0,99$ und $H_0 = 10^6$). 7 Proben je Werkstoff
- Dehnungsgeregelte Einstufenversuche (LCF) an ungekerbten Proben mit 12 ... 20 Proben je Werkstoff zur Ermittlung der Dehnungswöhlerlinien (Manson-Coffin-

Diagramme) und der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven

Alle Versuche wurden mit einem Beanspruchungsverhältnis $R = -1$, d. h. als Zug-Druck-Wechselversuche in servohydraulischen Prüfmaschinen durchgeführt. Einzelheiten zu Form und Abmessungen der Proben sind im Abschnitt 3.3.1 dargelegt. Darüber hinaus wurden zur Charakterisierung des Festigkeitsverhaltens bei quasi statischer Beanspruchung Zugversuche durchgeführt. Zur Ermittlung der Anisotropie r und des Verfestigungsexponenten n wurden diese Versuche in den Richtungen parallel, diagonal und orthogonal zur Walzrichtung vorgenommen.

2.2.1.2 Versuche mit bauteilähnlichen Proben

Zusätzlich zum ursprünglich geplanten Untersuchungsprogramm wurden Schwingversuche an gefügten, H-förmigen Kopf-(Schäl)zugproben unternommen. Die Durchführung dieser Experimente erfolgte in enger Abstimmung mit den Projektpartnern in elektromagnetisch angetriebenen Resonanzprüfmaschinen der Bauart Rumul.

Folgende Fügevarianten an Proben aus vier Werkstoffen in verschiedenen Blechdickenkombinationen wurden untersucht:

- (reine) Klebung
- Widerstandspunktschweißen (Variation der Punkteanzahl und des Punktdurchmessers)
- Kombination Widerstandspunktschweißen-Kleben
- Laserstrahlschweißen mit durchgehender Naht
- Kombination Nieten-Kleben

Die Prüfungen der insgesamt 555 Proben erfolgten als kraftgeregelte Einstufenversuche unter Zug-Schwell-Beanspruchung ($R = 0,1$). Einzelheiten zu Form, Ausführung und Abmessungen der Proben sind im Abschnitt 3.3.2 dargelegt.

Der Vorteil der Resonanzprüfmaschinen besteht neben einer im Vergleich zu servohydraulisch betriebenen Prüfständen hohen Schwingfrequenz in der starken Abhängigkeit der sich einstellenden Resonanzfrequenz von der Probensteifigkeit. Die Frequenzänderung kann so als Maß für die Schädigung der Probe verwandt werden. Eine weitere Möglichkeit besteht in der Messung der Dehnungsamplitude und die Betrachtung ihrer mit der Schwingbeanspruchung auftretenden Änderung. Da neben Prüfmaschinenregelung auch die Datenaufnahme über Rechner erfolgte, konnte der Verlauf der Schwingfrequenz und der Dehnungsamplitude verfolgt und aufgezeichnet werden.

2.2.2 Licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen

Zu den durchgeführten *lichtmikroskopischen* Untersuchungen zählen zunächst die klassischen Aufnahmen der Grundgefüge in Längs- und Querschliffen mit verschiedenen Vergrößerungen. Eine gewisse Besonderheit stellte der Einsatz eines *akustischen* Mikroskops zur Detektierung kleiner Risse dar. Hierauf wird im Abschnitt 6.1 näher eingegangen.

Einen Schwerpunkt des Vorhabens bildeten die *elektronenmikroskopischen* Untersuchungen des Gefüges. Hierbei sollte anhand von Durchstrahlungsaufnahmen der Versetzungsstruktur, die mit einem 400 kV-Jeol-Mikroskop aufgenommen wurden, eine ansatzweise Deutung des werkstoffspezifischen Ermüdungsverhaltens vorgenommen werden. Eine Besonderheit bildete die Tatsache, daß die Versetzungsstrukturänderungen im Verlauf der Ermüdung betrachtet wurden. Die Befunde sind im einzelnen im Abschnitt 6.2 dargelegt.

2.2.3 Ergänzende metallografische Untersuchungen

Diese beziehen sich im wesentlichen auf Untersuchungen am Gefüge der bauteilähnlichen Probanden. Ziel hierbei war, Aufschluß über den Versagensmechanismus unter schwingender Beanspruchung bei verschiedenen Fügearten, Werkstoffen und Blechdicken zu erhalten.

Eine klassische Fraktografie, bei der der Ort der Schwingungsrißentstehung und die Charakteristik der Ausbreitung dokumentiert wird, war im vorliegenden Fall nicht möglich, da stets eine Vielzahl von potentiellen Anrißorten vorlag. Dies wird evident, wenn eine Probe mit 10 Schweißpunkten betrachtet wird: Am Versuchsende, d. h. beim Erreichen des (subjektiv) festgelegten Versagenskriteriums, waren - optimale Proben- und Einspanngeometrie vorausgesetzt - die Schwingungsrisse an den einzelnen Punkten nahezu gleichlang.

3 Werkstoffe und Proben

3.1 Werkstoffauswahl

Die zur Untersuchung vorgesehenen, überwiegend im Continglühverfahren wärmebehandelten Werkstoffe wurden von der Krupp Hoesch Stahl AG in Dicken von 1,0 und 1,5 mm hergestellt; der DP400 von SSAB lag in 1,2 mm Dicke vor. Die Festigkeitssteigerung im Vergleich zum üblichen Tiefziehblech, das hier als Referenzwerkstoff diente, wurde durch folgende metallurgische Maßnahmen eingestellt:

- Mischkristallbildung (P-Si-Stahl)
- Mikrolegieren mit Ti und/oder Nb (Kornfeinung, Ausscheidungen)

- Zweiphasengefüge (Dualphase, ferritische Matrix mit eingelagerten Martensitinseln)

Die Basisfestigkeit wurde durch die Verformungsverfestigung während des Umformens und das sogenannte Bake-Hardening (kontrollierte Alterung während des Einbrennlackierens) noch gesteigert. Damit wurde eine niedrige Streckgrenze beim Umformen mit erhöhten Streckgrenzenwerten am Bauteil verwirklicht. Aus diesem Spektrum wurden letztlich folgende fünf Stähle für die Ermüdungsversuche ausgewählt:

- 1) konventioneller Referenzstahl FeP04 gemäß DIN EN 10 130
- 2) Dualphasenstahl DP400 Verfestigung: Zweiphasengefüge
- 3) Dualphasenstahl DP500 Verfestigung: Zweiphasengefüge
- 4) Nb-mikrolegierter Stahl Verfestigung: Mikrolegieren
- 5) P-Si-legierter Stahl Verfestigung: Mischkristallbildung

Die Stähle lagen - mit Ausnahme des DP400 aus schwedischer Fertigung - mit galvanisch verzinkter Oberfläche vor.

3.1.1 Eigenschaften des Tiefzieh-(Referenz-)stahls FeP04

Zur Beurteilung der erzielten Festigkeitssteigerung diente der von Krupp Hoesch Stahl AG gelieferte weiche Tiefziehstahl FeP04 als Referenzstahl. Nach Herstellerangabe handelte es sich um einen haubengeglühten Stahl mit 0,031 gew% Kohlenstoff und 0,23 gew% Mangan bei gleichzeitig sehr geringem Anteil der üblichen Begleitelemente [30]. Resultierend besaß der Stahl entsprechend Bild A1 (Anhang) ein ferritisches Grundgefüge. Da bei der gegebenen Zusammensetzung die Kohlenstofflöslichkeit des Ferrits überschritten wurde, bildeten sich herstellungsbedingt Korngrenzenzementit und runde, grobe Zementitausscheidungen innerhalb der Ferritkörner. Wie bei den anderen in diesen Vorhaben untersuchten Stählen wurde zur Erhöhung der Alterungsbeständigkeit der Stickstoff durch Aluminium gebunden, so daß als weiterer Gefügebestandteil feine AlN-Ausscheidungen vorhanden waren. Infolge des abschließenden Dressierstiches waren die Ferritkörner mäßig in Walzrichtung gestreckt.

Die im Zugversuch ermittelten mechanischen Eigenschaften werden durch eine Streckgrenze von 185 N/mm² und eine Zugfestigkeit von 305 N/mm² charakterisiert. Der Stahl wies in der Reihe der untersuchten Stahlsorten das kleinste Streckgrenzenverhältnis auf.

3.1.2 Eigenschaften des Dualphasenstahls DP400

Dieser Stahl ist ein Vertreter der Zweiphasenstähle mit 8 % (Flächenanteil) Martensit als zweiter Phase und einem zusätzlichen, minimalen Perlitanteil. Die Herstellung erfolgte durch die Fa. SSAB (Borlänge). Der Stahl wies einen Kohlenstoffgehalt von 0,069 gew% bei gleichfalls geringem Gehalt an Begleit- und Legierungselementen auf [28]. Für die Gefügeausbildung und die damit bewirkten mechanischen Eigenschaften war neben dem höheren Kohlenstoffgehalt die den Herstellungsprozeß abschließende thermische Behandlung verantwortlich. Diese bestand zu Beginn aus einer Austenitisierungsglühung mit sich anschließender Temperaturabsenkung. Das zweite Temperaturniveau wurde dabei so gewählt, daß ein großer Teil des Austenits in Ferrit umwandelte. Wegen der unterschiedlichen Kohlenstofflöslichkeit wurde mit Bildung und Wachstum von Ferritkeimen Kohlenstoff im verbleibenden Austenit angereichert. Der im Ferrit lösliche Kohlenstoffgehalt war während der interkritischen Glüfung höher als bei Raumtemperatur. Die sich anschließende Abschreckbehandlung führte zur endgültigen Gefügeeinstellung. Neben den vorhandenen Legierungselementen steuerte die Abschreckrate die jetzt erfolgende Martensitbildung. Zu Beginn der Abschreckung konkurrierte die Geschwindigkeit der Kohlenstoffdiffusion mit der Geschwindigkeit der Temperaturabsenkung, die unter Kenntnis der Stahlzusammensetzung derart gewählt war, daß die Bildung zusätzlicher Phasen unterblieb und der Austenit vollständig in Martensit umgewandelt wurde. Entsprechend dem geringen Kohlenstoffgehalt bildete sich Lattenmartensit. Während der Umwandlung wuchs der Martensit in zu Paketen angeordneten parallelen Latten, deren Breite weniger als 1000 nm betrug. Die Latten wuchsen in einem Zug in den Austenit, bis sie auf die Austenitkorngrenze oder bereits gebildeten Martensit stießen. Die Fehlanpassung zwischen den unterschiedlichen Gittern wurde durch Einbau von an den Korngrenzen lokalisierten Versetzungen ausgeglichen.

Die Herstellung von Dualphasenstählen unter konventionellen Bedingungen bei langsamer Abkühlung erforderte die Steuerung der Martensitumwandlung durch Zugabe von Legierungselementen. Mit dem Einsatz von Contiglühanlagen ließen sich Temperaturführung sowie Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten wesentlich besser und für größere Materialmengen mit höherer Konstanz verwirklichen. Das Stahlblech wurde bei diesem Verfahren vom Coil durch eine Reihe von Öfen geführt und im Fall des Dualphasenstahls DP400 zum Schluß wasserabgeschreckt. Das resultierende Gefüge ist in dem [Bild A2](#) und [A3](#) als Längs- und Querschliff dargestellt. Neben den Ferritkörnern besaß das Gefüge inselförmig angeordnete Martensitkörner, die überwiegend von drei Ferritkörnern benachbart waren. Die abgeordneten Ferritkörner waren ungleich hell. Neben dem Einfluß einer verschiedenen Kornorientierung könnten Ausscheidungsinhomogenitäten für den unterschiedlichen Ätzangriff verantwortlich sein.

Gegenüber dem Referenzstahl FeP04 wies der Dualphasenstahl DP400 in den statischen Festigkeitswerten eine Steigerung der Streckgrenze um 50 % und eine Erhöhung der Zugfestigkeit um 40 % auf. Eine Überlagerung der Eigenschaften der beteiligten Phasen mit Hilfe der Mischungsregel führte wegen des geringen Martensitgehalts noch nicht zu der festgestellten Werkstofffestigkeit. Neben dem Traganteil der Martensitkörner und einer Ferrithärtung durch Ausscheidungen war zusätzlich die festigkeitserhöhende Wechselwirkung zwischen Ferrit und Martensit während der Martensitbildung als auch unter der späteren Prüfbelastung zu berücksichtigen. Während der Austenit-Martensit-Umwandlung wurden die Eisenatome bei geringen Gehalten an Kohlenstoff durch Klappung von einem kfz-Gitter in ein krz-Gitter umgeordnet. Mit wachsenden Kohlenstoffgehalt wurde ein immer stärker verzerrtes trz-Gitter gebildet. Infolge der geringeren Packungsdichte ergab sich bei konstanter Zahl beteiligter Atome eine Volumenzunahme von 3 bis 5 %, die in den umliegenden Ferritbereichen infolge lokaler plastischer Verformung zu einer Verfestigung führte. Zusätzlich zu diesen Mechanismen erhöhte sich im Ferrit die Ausscheidungsdichte, da während des Abschreckvorganges ein Teil des im Überschuß gelösten Kohlenstoffs in zusätzlichen Karbiden ausgeschieden wurde. Die Größe dieser Ausscheidungen war infolge der durch die erhöhten Abkühlgeschwindigkeit verkürzten Diffusionswege geringer und bewirkte damit eine Erhöhung des dispersiven Festigkeitsanstiegs im Ferrit. Die Werkstofffestigkeit unter zügiger Beanspruchung wurde durch eine Streckgrenze von 256 N/mm² und eine Zugfestigkeit von 435 N/mm² beschrieben.

3.1.3 Eigenschaften des Dualphasenstahls DP500

Als weiterer Vertreter aus der Gruppe der martensithaltigen Zweiphasenstähle wurde ein Dualphasenstahl DP500 von Krupp Hoesch Stahl AG untersucht. Im Gegensatz zum DP400 enthielt dieser Stahl als am häufigsten vorhandenes Legierungselement 1,32 gew% Mangan bei einem gleichzeitig auf 0,1 gew% erhöhten Kohlenstoffgehalt. Durch die Manganbeigabe wurde das Existenzgebiet des Austenits erweitert und die kritische Abkühlgeschwindigkeit zu kleineren Werten verschoben. So wies das Gefüge dieses Stahls, das in [Bild A4](#) im Längsschliff und in [Bild A5](#) im Querschliff dargestellt ist, nach Durchlaufen der Contiglühanlage trotz im Vergleich zum DP400 (wasserabgeschreckt) verminderter Abkühlgeschwindigkeit einen Martensitanteil von 10 % auf. Der Martensit war netzwerkförmig zwischen den Ferritkörnern angeordnet. Seine Verteilung war dabei sehr ungleichmäßig. Die Korngrenzen zwischen Ferrit und Martensit waren zerfurcht.

Nach der im TEM erfolgten Untersuchung der Ausscheidungen wurden im Ferrit neben groben Zementit- zusätzlich feine AlN- und vereinzelte MnS-Ausscheidungen gefunden. Ein Großteil des Mangans war im Martensit vorhanden, da es während der interkritischen Glüfung in den schrumpfenden Austenitkörnern konzentriert wurde. Auf

die (Quasi-)Gleichgewichtseinstellung und das Ferritwachstum wirkte neben der Kohlenstoffdiffusion demnach die Mangandiffusion geschwindigkeitsbestimmend.

Der erhöhte Martensitgehalt führte infolge der größeren Volumenzunahme während der Martensitbildung zu einem stärkeren plastischen Fließen umgebender Ferritbereiche und als Folge zu einer höheren Ferritverfestigung. Zusätzlich stellte der feiner verteilte Martensit ein größeres Hindernis für Versetzungen dar. Die reduzierte Abschreckgeschwindigkeit führte zu größeren, jedoch in der Zahl geringeren Ausscheidungen. Der Anteil der Dispersionshärtung wurde geringer, durch die Verlängerung der Diffusionswege des Kohlenstoffs besaß der Dualphasenstahl DP500 nach Kaltverformung ein Potential zum Bake-Hardening. Im Anlieferungszustand wurden im Zugversuch die Streckgrenze mit 287 N/mm², die Zugfestigkeit mit 496 N/mm² bestimmt.

3.1.4 Eigenschaften des Nb-mikrolegierten Stahls

Ein weiterer Weg zur Festigkeitssteigerung kohlenstoffarmer Stähle stellt das Mikrolegieren mit Niob dar. Die Herstellung des Nb-mikrolegierten Stahles erfolgte durch die Firma Krupp Hoesch Stahl AG. Er zeichnete sich mit 0,018 gew% durch einen äußerst geringen Kohlenstoffgehalt aus. Neben den üblichen Begleitelementen enthielt der Stahl 0,078 gew% Niob. Detaillierte Informationen über die Produktionsbedingungen wurden vom Hersteller (leider) nicht mitgeteilt. Das zum Mikrolegieren eingebrachte Legierungselement bildete während der Wärmebehandlung Karbid- und Nitridausscheidungen, die beim Abkühlen die Umwandlung des Austenits in Ferrit erschwerten. Als Folge entstand feinkörniger Ferrit, in dem sich während der Umwandlung und der folgenden Temperatursenkung weitere, sehr feine Ausscheidungen bildeten. Das resultierende Gefüge ist im Längsschliff in [Bild A6](#) und im Querschliff in [Bild A7](#) dargestellt. In der vom Hersteller durchgeführten Ausscheidungsanalyse werden erwartungsgemäß die zusätzlich erzeugten Nb(C, N)-Ausscheidungen nachgewiesen.

Bedingt durch den Verbund von Ausscheidungshärtung mit Kornfeinung wurde die Streckgrenze auf 315 N/mm² (nicht bake-hardened) angehoben. Die Versetzungsbeweglichkeit war durch Verminderung der freien Weglänge und durch Blockierung beweglicher Versetzung an den festigkeitssteigernden Gefügemerkmalen herabgesetzt. Die durch Kaltumformung mögliche zusätzliche Werkstoffverfestigung war gering. Dies hatte zur Folge, daß die ermittelte Zugfestigkeit von 393 N/mm² zu dem schlechtesten Streckgrenzenverhältnis aller am Versuch beteiligten Stähle führte. Die unter zügiger Belastung ermittelte, infolge des geringen Kohlenstoffgehalts vergleichsweise niedrige Streckgrenze ließ sich durch Bake-Hardening wesentlich erhöhen.

3.1.5 Eigenschaften des P-Si-Stahls

Um den Einfluß der Mischkristallhärtung zu untersuchen, wurde ein von Krupp Hoesch Stahl AG hergestellter

phosphorlegierter Stahl in das Versuchsprogramm aufgenommen. Die erste Variante mit ausschließlicher Phosphorzugabe zeigte bei den Schwingversuchen eine gegenüber dem Referenzstahl reduzierte Ermüdungsfestigkeit. Er wurde deshalb gegen einen Stahl mit 0,21 gew% Silizium, 0,21 gew% Mangan, 0,034 gew% Phosphor und einem Kohlenstoffgehalt von 0,26 gew% [30] ausgewechselt. Gegenüber den anderen Stählen besaß er einen verdreifachten Phosphorgehalt bei gleichzeitig erhöhtem Siliziumgehalt. Silizium und Phosphor werden als substituierende Elemente im Eisen gelöst. Wegen der geringeren Bindungsradien bewirken sie in ihrer nächsten Nachbarschaft eine sehr starke lokale Gitterverzerrung. Die Grundlage der Mischkristallhärtung beruht neben der durch Gitterverspannung erhöhten Gitterkräfte auf der Wechselwirkung zwischen den als Punktdefekten eingebauten Fremdatomen und den Versetzungen. Als zusätzliche die Versetzungsbeweglichkeit reduzierende Hindernisse waren nach [30] im Ferrit Ausscheidungen des Typs AlN und Ti(C, N) vorhanden. Nach [Bild A8](#) (Längsschliff) und [Bild A9](#) (Querschliff) bestand das Gefüge hauptsächlich aus Ferritkörnern mit großer Streuung der Korngröße. Im Längsschliff zeigten die größeren Körner eine deutliche Ausrichtung in Walzrichtung. Ähnlich wie der Nb-mikrolegierte Stahl zeigte der untersuchte P-Si-Stahl im Zugversuch ein niedriges Streckgrenzenverhältnis, das sich aus einer vergleichsweise hohen Streckgrenze von 294 N/mm² und einer Zugfestigkeit von 394 N/mm² (nicht bake-hardened) ergab.

3.2 Chemische Zusammensetzung und mechanische Kennwerte

Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Blechwerkstoffe ist aus [Tabelle 3-1](#) zu ersehen. Die angegebenen Werte wurden von den Herstellern mitgeteilt. Der Vollständigkeit halber sind auch die Werte für die Blechdicke 1,0 mm aufgenommen, da diese Bleche z. T. bei den gefügten Probanden eingesetzt wurden.

Die bei zügiger Beanspruchung an Streifenproben 20 x 300 mm ermittelten Festigkeitswerte gemäß DIN EN 10 002-1 sowie r und n sind in der [Tabelle 3-2](#) wiedergegeben. Diese Werte wurden an Proben ermittelt, die - wie auch die Flachproben für die Schwingversuche - unter 90° zur Walzrichtung aus den Blechtafeln entnommen wurden. Die angegebenen Werte sind Mittelwerte aus der in Spalte 3 aufgeführten Anzahl von Einzelversuchen.

Da die in [Tabelle 3-2](#) angegebenen Gleichmaßdehnungswerte A_g mit Ausnahme des FeP04 unter 20 % liegen, konnte die senkrechte Anisotropie r nicht, wie in der Norm gefordert, bei einer Dehnung von 20 % ermittelt werden. Ersatzweise wurde deswegen der bei A_g erreichte Wert angegeben. Da die beiden DP-Stähle nur im Anlieferungszustand geprüft wurden, wurden auch keine Werte im bake-hardened-Zustand ermittelt.

In den [Tabellen A1 ... A7](#) im Anhang sind die Einzelwerte aller durchgeführten Zugversuche aufgeführt. Diese Tabel-

len enthalten auch die Werte für die Probenlagen parallel und unter 45° zur Walzrichtung sowie die dazugehörigen r- und n-Werte. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den

Zugversuchen sind im Zusammenhang mit den zyklischen Daten im Abschnitt 5.1.2 erörtert und dargestellt.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe in Gewichtsprozenten

Werkstoff	Dicke mm	Korngr. µm	C %	Si %	Mn %	P %	Cr %	Nb %
FeP04	1,04	14,4	0,031	0,01	0,23	0,015	-	-
FeP04	1,50	15,3	0,033	0,02	0,24	0,013	-	-
DP400	1,20	-	0,069	0,01	0,19	0,080	-	-
DP 500	1,03	5,3	0,085	0,03	1,25	0,012	0,46	0,009
DP500	1,54	5,6	0,099	0,04	1,23	0,015	0,48	0,007
Nb-St.	1,00	7,7	0,032	0,04	0,30	0,012	-	0,060
Nb-St.	1,51	6,6	0,032	0,04	0,29	0,014	-	0,052
P-Si-St.	1,01	8,3	0,036	0,17	0,23	0,040	-	-
P-Si-St.	1,50	12,3	0,027	0,16	0,23	0,041	-	-

Tabelle 3-2: Festigkeits- und Verformungskennwerte der Versuchswerkstoffe

Werkstoff	Blechdicke t in mm	Anzahl Vers.	E in N/mm ²	R _{p0,2} in N/mm ²	R _m in N/mm ²	A _g in %	A _{80mm} in %	r _{90/Ag}	n _{90/Ag}
FeP04	1,5	4	194.124	185	305	25,1	44,2	1,53	0,211
DP 400	1,2	6	206.669	256	435	16,9	28,6	1,21	0,164
DP 500	1,5	4	210.264	287	496	13,3	24,1	1,06	0,158
Nb-St.	1,5	4	210.786	315	393	15,2	31,4	1,27	0,151
Nb-St. BH	1,5	2	216.091	368	397	13,4	30,8	1,52	0,134
PSi-St.	1,5	6	210.341	294	394	15,2	25,9	0,94	0,133
PSi-St. BH	1,5	3	204.943	356	391	14,0	27,2	0,94	0,127

BH: 20 min bei 170 °C ausgelagert (bake hardened)

r_{90/Ag}: senkrechte Anisotropie 90° zur Walzrichtung, bis zur Gleichmaßdehnung ausgewertet

n_{90/Ag}: Verfestigungsexponent 90° zur Walzrichtung, bis zur Gleichmaßdehnung ausgewertet

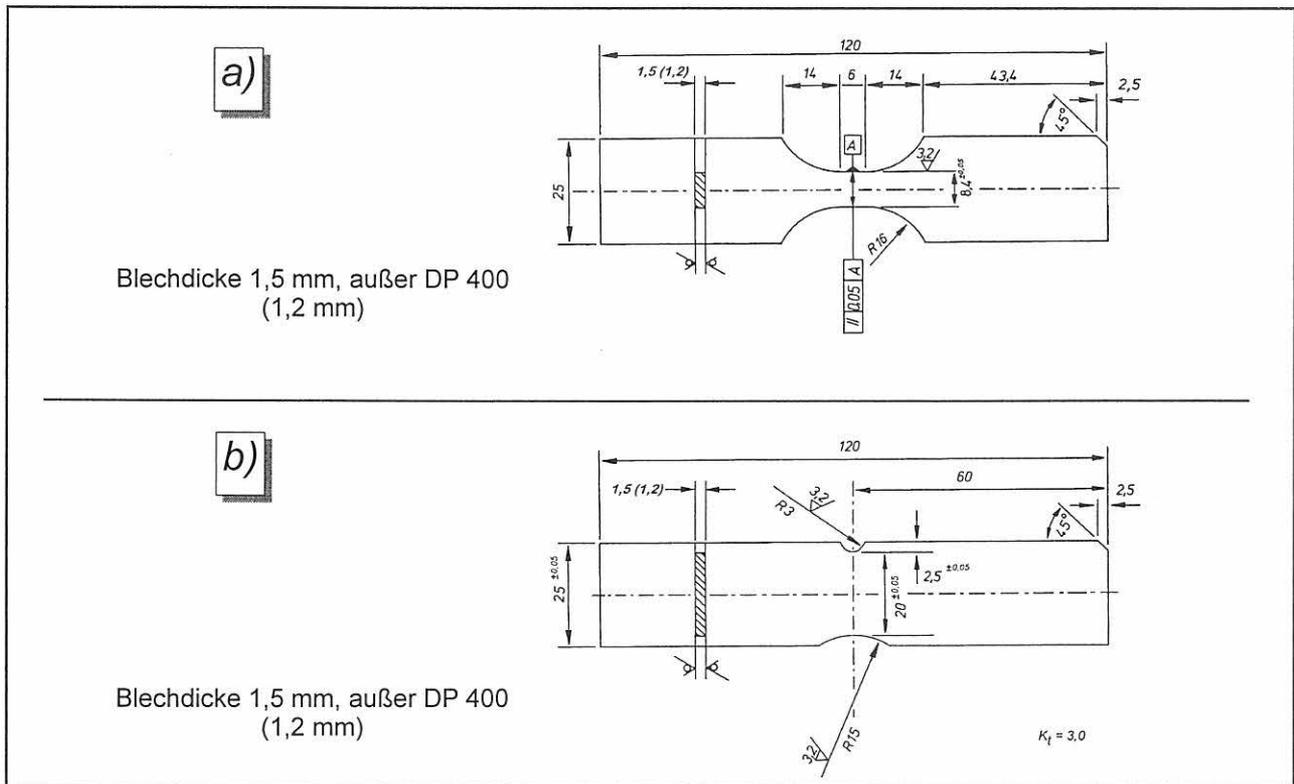


Bild 3-1: Form und Abmessungen der Flachproben. a) ungekerbt; b) gekerbt

3.3 Probenform für Ermüdungsversuche

3.3.1 Flachproben

Für die Schwingfestigkeitsversuche wurden zwei Probenformen, nämlich eine ungekerbte und eine gekerbte, entwickelt. Die Schwierigkeit hierbei bestand darin, daß die relativ dünnen Bleche in der Druckphase der Wechselbeanspruchung zum Ausknicken neigten. Bei den gekerbten Proben war dieses Problem weniger bedeutsam, da diese mit ohnehin vergleichsweise geringen Nennspannungsamplituden beansprucht wurden; infolge der Kerbwirkung war die örtliche Spannung im Kerbgrund jedoch entsprechend größer.

Beim Erreichen einer kritischen Druckspannung geht die (ungekerbte) Probe aus der nicht ausgebogenen Gleichgewichtslage in eine gebogene Lage über. Zu deren Berechnung, die hier für den elastischen Fall nach EULER vorgenommen wurde, wurden Daten aus [Tabelle 3-2](#) verwendet. Als maximal aufzubringende Druckspannungen wurden die Werte des jeweiligen höchsten Spannungshorizonts aus den kraftgeregelten Schwingversuchen (vgl. [Tabellen A.8 ... A.12](#) im Anhang) herangezogen. Die Länge des zylindrischen Prüfbereichs wurde zu 6 mm festgelegt; damit war der problemlose Ansatz eines Wegaufnehmers für die LCF-Versuche gewährleistet.

Derart wurde die in [Bild 3-1a](#) dargestellte Probenform entwickelt. Bei einer freien Einspannlänge $l = 36$ mm ergeben sich für den Lastfall „beidseitig gelenkig gelagerter Stab“ unter jeweils maximaler Beanspruchung werkstoffabhän-

gige Knicksicherheitswerte im Bereich von 1,2 ... 1,6. Der Übergangsradius vom Probenkopf zum Prüfbereich wurde im Hinblick auf eine möglichst kleine Formzahl zu $r = 16$ mm festgelegt. Hiermit ergab sich gemäß TGL 19340/04 (März 1983): Kerbfaktoren für abgesetzte Flachstäbe unter Zug, die Formzahl $K_t = 1,07$.

Im Schrifttum [31] wurde ein Hinweis auf die Gestaltung von Kerben mit weitgehend konstanter Randspannung gefunden. Als Kerbe wirkte im vorliegenden Fall die Taillierung der Flachprobe. Diesem Hinweis wurde mit dem Ziel nachgegangen, eine Probenform zu entwickeln, die eine minimale Neigung zu Anrissen im Übergangsbereich vom Probenkopf zum Prüfschaft aufweist. Die Taillierung war als hyperbolische Spiralkerbe ausgeführt. Diese Kerbform entstand durch die Überlagerung zweier hyperbolischer Spiralen. Im vorliegenden Fall wurde eine Kerbabmessung gewählt, die einen konstanten Randspannungsverlauf bzw. geringfügige Spannungsmaxima weit außerhalb des Kerbgrundes sicherstellten. Die Formzahl einer derart gestalteten Probe beträgt $K_t = 1,1$. Obwohl dieser Wert etwas größer als derjenige der Probe mit konstantem Radius ($K_t = 1,07$) ist, konnte insgesamt eine günstigere Randspannungsverteilung erwartet werden. Das wesentliche Ziel bei der Wahl der hyperbolischen Spiralprobenform war, möglichst von der Geometrie unabhängige Grundwerkstoffkenndaten zu bestimmen. Der Größen- und Oberflächeneinfluß auf die Schwingfestigkeit bedarf jedoch auch nach wie vor besonderer Aufmerksamkeit.

Je 10 Proben mit (a) konstantem Übergangsradius und (b) mit hyperbolischer gestalteter Übergangskontur aus DP400 (senkrecht zur Walzrichtung entnommen) wurden in kraft-

geregelten Schwingversuchen auf einem Spannungshorizont $S_a = 196 \text{ N/mm}^2$ im Zeitfestigkeitsgebiet geprüft. Mit statistischen Methoden (F-Test zum Vergleich der Homogenität der Varianzen, t-Test zum Vergleich zweier empirischer Mittelwerte; Näheres siehe [32]), konnte auf einem Signifikanzniveau von 95 % kein Unterschied der Lebensdauerwerte bestätigt werden. In einer weiteren Versuchsreihe mit wiederum 20 Proben bestätigte sich diese Aussage auch für parallel zur Walzrichtung entnommene DP400-Proben. Der statistische Test der Lebensdauerwerte von Proben mit konstantem Radius, die senkrecht bzw. quer zur Walzrichtung entnommen waren, erbrachte *keine* signifikanten Unterschiede. Als Folgerung aus diesen Testserien wurde entschieden, alle ungekerbten Proben mit konstantem Übergangsradius zu fertigen. Da der Einfluß der Entnahmerichtung hier nur für einen Werkstoff untersucht werden konnte, wurde die Entnahmerichtung quer zur Walzrichtung festgelegt, da diese erfahrungsgemäß die niedrigeren Lebensdauerwerte ergibt. Dies ist im Hinblick auf die Aussagesicherheit der Ergebnisse von Bedeutung.

Die Gestaltung der in der BAM zu prüfenden gekerbten Proben wurde mit den Kooperationspartnern, die auch Versuche an Proben durchführen, ausführlich diskutiert. Das Institut für Metallforschung, Stockholm übernahm diese Probenform. Aus Bild 3-1b sind Form und Abmessungen der gekerbten Probe zu ersehen.

Im Vergleich zu der vom Kooperationspartner Krupp Hoesch Stahl AG eingesetzten einseitig gekerbten Probe wies die BAM-Probe infolge der Symmetriekerbe ($r = 15 \text{ mm}$) a priori kein lateral überlagertes Biegemoment auf. Da die Kerbwirkung der „Untersuchungskerbe“ ($r = 3 \text{ mm}$) deutlich höher als diejenige der Symmetriekerbe war, konnte erwartet werden, daß Anrisse stets von der „Untersuchungskerbe“ ausgingen. Die Beobachtung der Rißinitiierung und -ausbreitung fokussierte sich somit auf einen vorbestimmten Ort. Dies erleichterte erheblich die meßtechnische Verfolgung dieser Vorgänge.

Bei der Fertigung wurden bei allen Partnern gleiche Fräsparameter (Schnittgeschwindigkeit, Zustellung) angewandt, um möglichst identische Kaltverfestigungsgrade und Eigenspannungszustände an den Probenkanten und in den Kerben zu erzielen. Die Kanten im Prüfbereich wurden nicht verrundet, da eine Testserie mit ungekerbten DP400-Proben (kraftgeregelte Schwingversuche auf einem Spannungshorizont im Zeitfestigkeitsgebiet), deren Kanten verrundet bzw. nicht verrundet waren, ergab, daß die mittlere Lebensdauer nicht signifikant unterschiedlich war. Lediglich die Streuung der Lebensdauerwerte der Proben mit verrundeten Kanten war deutlich größer. Die Blechoberfläche wurde im Anlieferungszustand (alle Blechwerkstoffe – außer DP 400 – verzinkt) belassen.

3.3.2 Bauteilähnliche Probanden

Die Form sowie die Abmessungen der H-förmigen, bauteilähnlichen Kopfzugprobanden sind aus Bild 3-2 zu ersehen. Diese Probenform wurde vom Kooperationspartner Audi

AG entwickelt. Einzelheiten zum Design und zur Probefertigung (Schweißparameter und deren Optimierung, verwendete Klebstoffe etc.) sind den Abschlußberichten der Firmen Krupp Hoesch Stahl AG [25] und Audi AG [27] zu entnehmen. Der Vollständigkeit halber sei erwähnt, daß im Rahmen des Verbundvorhabens noch eine Vielzahl weiterer bauteilähnlicher Proben gefertigt und geprüft wurde. Näheres hierzu ist in den beiden vorstehend genannten Berichten sowie im Bericht des Fraunhofer Instituts für Betriebsfestigkeit [26] dargelegt.

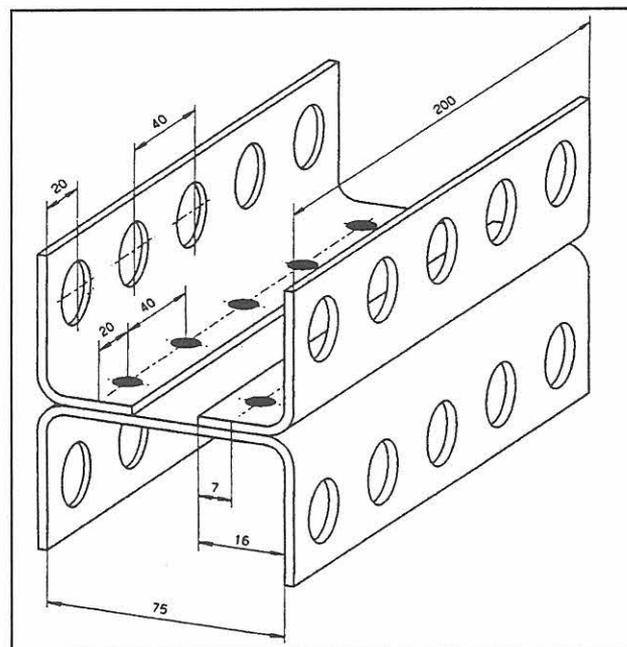


Bild 3-2: Form und Abmessungen der Kopfzugprobe

Zur Bezeichnung der verschiedenen Probenserien wurde von den Partnern des Verbundvorhabens ein Schlüssel entwickelt, aus dem sich der Probentyp, das Fügeverfahren und die eingesetzten Blechdicken erkennen lassen. Da dieser Bezeichnungsschlüssel im vorliegenden Bericht angewandt wird, sei er hier erläutert. An erster Stelle steht der Kennbuchstabe für die *Beanspruchungsart*:

K = Kopf-(schäl)zug

SQ = Scherzug quer zur Punktschweißreihe

Die *Art der Fügetechnik* wurde wie folgt gekennzeichnet:

P = Punktschweißen (Widerstands-)

LD = Laserstrahlschweißen, durchgehende Naht, Nahtbreite $\cong 0,7 \text{ mm}$

K = Kleben²

PK = Kombination Punktschweißen/Kleben

N = Nieten (Stanz-), Nietdurchmesser 5,2 mm, Nietlänge 5,0 mm

NK = Kombination Nieten/Kleben

² Warmaushärtender (180 °C/25 min.) Einkomponenten-Klebstoff XW1044-2 auf Epoxidharzbasis der Firma Ciba-Geigy. Die Aushärtung erfolgte unter den Bedingungen wie das Einbrennen der KT-Lackierung im Automobilbau.

Tabelle 3-3: Prüfprogramm der BAM für gefügte Proben

FeP04	DP500	Nb-Stahl	P-Si-Stahl
K-K - 1,0/1,0 **	K-K - 1,0/1,0 **		
K-K - 1,0/1,5	K-K - 1,0/1,5		
K-K - 1,5/1,0	K-K - 1,5/1,0		
K-LD - 1,0/1,0	K-LD - 1,0/1,0	K-LD - 1,0/1,0	K-LD - 1,0/1,0
K-LD - 1,5/1,0	K-LD - 1,5/1,0	K-LD - 1,5/1,0	K-LD - 1,5/1,0
K-LD - 1,5/1,5	K-LD - 1,5/1,5	K-LD - 1,5/1,5	K-LD - 1,5/1,5
K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0
K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0
K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0
K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0
K-P 10 x 5 - 1,5/1,5 *	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5
K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0
	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5		
K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0 *	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0 **	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0 **
K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0 *	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0 **	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0 **
	SQ-K - 1,0/1,0 **	K-NK 10 - 1,0/1,0	
	SQ-K - 1,0/1,5 **	K-NK 10 - 1,0/1,5	
	SQ-K - 1,5/1,0 **		
	SQ-P 10 x 5 - 1,5/1,5 **		

*) Prüfung durch Audi AG

**) Versuchsergebnisse unbrauchbar

Bei den punktgeschweißten Varianten wurde die Angabe „P“ noch durch die Gesamtzahl der Punkte mal dem Punktdurchmesser, multipliziert mit der Wurzel aus der Blechdicke t , ergänzt. An letzter Stelle der Bezeichnung sind die Blechdicken der Probanden angegeben, und zwar derart, daß (für die Kopfbogenproben) an erster Stelle die Blechdicke des L-förmigen Teils und an zweiter Stelle die Blechdicke des U-förmigen Teils genannt wird.

Beispiel a): K-LD 1,5/1,0

Beispiel b): K-NK 10-1,0/1,5

a) ist eine laserstrahlgeschweißte Probe aus den Blechdicken 1,5 mm (L-Teil) und 1,0 mm (U-Teil), die auf Kopfbogen beansprucht wurde.

b) ist eine stanzgenietete/geklebte Probe (10 Niete) aus den Blechdicken 1,0 mm (L-Teil) und 1,5 mm (U-Teil), die auf Kopfbogen beansprucht wurde.

In der Tabelle 3-3 sind, nach Werkstoffen getrennt, die in der BAM geprüften Proben aufgeführt. Diese Tabelle enthält das zu Beginn des Vorhabens festgelegte Prüfprogramm, sie gibt jedoch keine Hinweise auf den Prüferfolg bei den einzelnen Serien. Drei mit * gekennzeichnete Prüfergebnisse wurden aus Zeitgründen bei Audi geprüft; sie sind

der Übersichtlichkeit halber auch in der Tabelle 3-3 aufgeführt.

Bei unterschiedlichen Blechdicken war überwiegend das L-förmige Teil das dickere; lediglich bei K-K-1,0/1,5 (FeP04, DP500), SQ-K-1,0/1,5 (DP500) und K-NK 10-1,0/1,5 (Nb-Stahl) war das L-förmige Teil bzw. bei SQ die Lasche aus dem dünneren Blech. Während der Laufzeit des Vorhabens wurde festgestellt, daß die geklebten Varianten infolge ungünstiger Lagerbedingungen vergleichsweise schwer einzuordnende Ergebnisse erbrachten. Da die Probenkörper bis zur Prüfung mit feuchter Watte versehen luftdicht verpackt waren, konnten bei unterschiedlichen Lagerzeiten uneinheitliche Alterungszustände des Klebstoffs auftreten, die das Schwingfestigkeitsverhalten beeinflussten. Deswegen und auch wegen der geringen Praxisrelevanz dieses Fügetyps wurde von den betroffenen Partnern entschieden, die weitere Fertigung und Prüfung dieser Varianten einzustellen.

4 Versuchsdurchführung und -auswertung

4.1 Kraftgeregelte Einstufenversuche (HCF)

Für diese Art von Versuchen an Flachproben wurden folgende Prüfmaschinen eingesetzt:

- Ungekerbte Proben: Schenck Hydropuls, ± 25 kN Zylindernennkraft, ± 20 mm Zylinderhub, Kraftmeßdose mit ± 25 kN Meßbereich
- Gekerbte Proben: Schenck Hydropuls, ± 10 kN Zylindernennkraft, ± 20 mm Zylinderhub, Kraftmeßdose mit ± 10 kN Meßbereich

Die Prüfmaschine, ausgerüstet mit einer Stereolupe und TV-System zur Beobachtung der Probenoberfläche, ist aus [Bild A10](#) im Anhang zu sehen. Dieses Bild gilt - mit Ausnahme des optischen Systems - gleichermaßen für beide Prüfeinrichtungen. In den Prüfmaschinen kam eine speziell für Flachproben konstruierte Einspannung zum Einsatz, deren Ausführung im [Bild A11](#) (Anhang) dargestellt ist.

Die Prüffrequenz betrug einheitlich 30 Hz, ihr zeitlicher Verlauf war sinusförmig. Eine Erwärmung der Proben durch die Schwingbeanspruchung konnte nicht festgestellt werden. Die freie Einspannlänge wurde einheitlich für alle Versuche an Flachproben zu 36 mm festgelegt.

Ein entscheidendes Kriterium für die Güte von Schwingversuchen ist die sorgfältige Justierung der Einspannung mit dem Ziel, die durch verbleibende geometrische Imperfektionen *überlagerte Biegebeanspruchung* zu minimieren. Hierzu waren aufwendige Maßnahmen erforderlich: Zum Messen der überlagerten Biegung wurden gehärtete Flachproben (25 x 120 mm, Dicke 1,2 und 1,5 mm, Härte 52 HRC) verwendet, die beidseitig mit über eine Länge von 34 mm verteilten DMS-Ketten (jede Seite 6 Stück) bestückt wurden. An die Proben wurden sehr hohe Anforderungen hinsichtlich der Toleranzen der Parallelität der Oberflächen ($\pm 2 \mu\text{m}$) und hinsichtlich der Ebenheit ($\pm 5 \mu\text{m}$) gestellt. Parallelität und Ebenheit wurden interferometrisch auf die Einhaltung der Toleranzwerte überprüft.

Wiederholte Messungen beider Einspannungen erbrachten, daß die überlagerte Biegespannung in beiden Maschinen den Wert von 6 % - bezogen auf die Nennspannung - *nicht überschritten*. Dieser Wert konnte nur unter einem erheblichen Justieraufwand erreicht werden. Detaillierte Hinweise zum Meßverfahren sind in [33] zu finden.

Bei den kraftgeregelten Versuchen an ungekerbten und gekerbten Flachproben wurde in der Regel keine PC-gestützte Meßtechnik eingesetzt. Als *Versagenskriterium* wurde ein Überschreiten des Kolbenhubs um 0,2 mm, bezogen auf

die Schwingungsnulldage, gewählt. Mit einsetzender Rißbildung verringerte sich der tragende Querschnitt im Ligament. Bei kraftgeregelter Versuchsführung kommt es dabei zu einer Erhöhung der Spannung und damit zu einer Vergrößerung des plastischen Bereiches vor der Rißspitze. Gleichzeitig wurde der Verlauf des Spannungsgradienten im verbleibendem Querschnitt durch vermehrten Abbau von Spannungsspitzen in der plastischen Zone flacher. Erreichte die plastische Zone die gegenüberliegende Probenkante, kam es zu einem spontanen Versagen der Probe innerhalb weniger Hundert Schwingspiele. Es zeigte sich, daß bei über die Wegbegrenzung konstant gehaltenen Abbruchbedingungen die resultierende mittlere Rißlänge beim Abbruch und damit auch der maximale zyklische Spannungsintensitätsfaktor eine Funktion des gewählten Spannungshorizonts war. Als Folge des geschilderten Verhaltens wiesen die Proben in Abhängigkeit vom gewähltem Spannungshorizont eine unterschiedliche Endrißlänge auf. Da die Rißgeschwindigkeit kurz vor Erreichen des Abbruchkriteriums sehr hoch war, erschien in diesem Rißlängenbereich eine Rückrechnung auf die kürzeste Endrißlänge nicht erforderlich. Der relative Fehler, der dadurch bei der Ermittlung der Schwingspielzahlen entstand, blieb in jedem Fall *geringer als 1%*.

Der Vorteil des hier gewählten Abschaltkriteriums gegenüber anderen Methoden der Rißdetektion – z. B. mittels Wirbelstromsonde oder Potentialmethode – bestand darin, daß bei Vorliegen eines Risses in der Probe ein plastisches Fließen im gesamten Querschnitt als Ursache für das Versagen nicht in Betracht gezogen werden mußte. Gerade wegen des gewählten Abschaltkriteriums konnte eine durch plastisches Fließen hervorgerufene Probenverlängerung ausgeschlossen werden, da die Proben sonst nach dem Versuch ohne Schwingungsriß wären. Zur weiteren Absicherung der Ergebnisse wurde an einem Teil der Proben ein Dehnungsaufnehmer angesetzt. Dieser hatte eine Ansatzlänge von 5 mm. Die Aufnehmerschneiden befanden sich innerhalb des zylindrischen Probenabschnitts der ungekerbten Proben. Die anrißfreie Phase war deutlich länger als die Zeit bis zum Erreichen des Sättigungswertes der Dehnungsamplitude. Neben der Untersuchung von Entfestigungsvorgängen sollten die Messungen auch das Ausmaß einer möglichen Probenverlängerung in der anrißfreien Phase ermitteln. Das stabilisierte Niveau der Dehnungsamplitude wurde bei einer Spannungsamplitude von 180 N/mm^2 (bei FeP04) nach ca. 5.500 Schwingspielen erreicht. Diese Spannungsamplitude lag um nur 5 N/mm^2 unterhalb der statischen Streckgrenze, vgl. Abschnitt 3.2. Zu Beginn des Versuches war die Hysteresisschleife geschlossen. Deshalb wurde für die weitere Auswertung angenommen, daß während der ersten Messung nur der elastische Dehnungsanteil vorhanden ist. In der Sättigungsphase betrug der Anteil der plastischen Dehnungsamplitude nach Auswertung der Hystereseschleife 53% der Gesamtamplitude. Die bleibende Probendehnung erreichte bei 28.000 Schwingspielen – bezogen auf den Schneidenabstand von 5 mm – einen Wert von $29 \mu\text{m}$. Die Probe wies nach 31.687 Schwingspielen einen Riß mit 4 mm Länge auf.

Die Ergebnisse der kraftgeregelten Schwingversuche wurden, getrennt für die Gebiete der Zeitfestigkeit und des Übergangs zur Dauerfestigkeit, ausgewertet.

Die Auswertung im *Zeitfestigkeitsgebiet* erfolgte mit der Methode der linearen Regressionsanalyse [32]. Infolge der Annahme einer *logarithmischen* Normalverteilung der Bruchschwingungszahlen N_B und der Konvention, die Ordinate im Wöhlerdiagramm logarithmisch zu teilen, wurden die Logarithmen der Merkmale in die Regressionsrechnung eingesetzt. Mit dieser Methode ergeben sich Streubänder für die gefragten Bruchwahrscheinlichkeiten P_B , die *parallel* zur $P_B = 50$ %-Geraden sind. Mit den Größen

- $lg(S_a)$: Unabhängige („fehlerfreie“) Variable x
- $lg(N)$: Abhängige („fehlerbehaftete“) Variable y
- m : Schätzwert für die Steigung der Regressionsgeraden
- b : Schätzwert für den Achsenabschnitt der Regressionsgeraden
- t_x : Einseitige Schranke der Standard-NV für $P_B = x$ %
- s_N : Standardfehler der Schätzung von N

folgt die Wöhlerliniengleichung (1):

$$lg(N) = m \cdot lg(S_a) + b + t_x \cdot s_N$$

bzw. (1)

$$lg(S_a) = \frac{lg(N) - b - t_x \cdot s_N}{m}$$

Der Standardfehler s_N der Regressionsrechnung wurde nach Gleichung (2) aus der mittleren quadratischen Abweichung der Einzelwerte von der Regressionsgeraden bestimmt. s_N^2 wird auch als *Restvarianz* bezeichnet; sie ist der durch Regression nicht erklärte Streuungsanteil.

$$s_N = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n \{ lg(N_i) - b - m \cdot lg(S_{a,i}) \}^2}{n - 2}}$$

(2)

Die Versuche im *Übergangsbereich zur Dauerfestigkeit* wurden nach dem Treppenstufenverfahren ausgewertet. Dieses Verfahren wurde im Jahre 1948 von DIXON und MOOD [34] publiziert. Einzelheiten sind in der zitierten Quelle aufgeführt.

4.2 Dehnungsgeregelte Einstufenversuche (LCF)

Sämtliche dehnungsgeregelten Versuche wurden mit derselben 25-kN-Prüfmaschine durchgeführt, mit der auch die kraftgeregelten Versuche an glatten Proben durchgeführt

wurden. Die Probendehnung wurde mit einem von der Firma Wazau gefertigtem Ansatzdehnungsaufnehmer mit einer Ansatzlänge von 5 mm gemessen. Der Meßbereich des Aufnehmers betrug $\pm 0,5$ mm, so daß Dehnungen im Bereich von ± 10 % erfaßt werden konnten.

Der zeitliche Belastungsverlauf entsprach einer Dreieckfunktion. Die Schwingfrequenz ergab sich aus der jeweils gewählten Dehnungsamplitude und der über die Versuche konstant gehaltenen Dehnungsgeschwindigkeit von 0,02/s. Da die Prüfungen mit Gesamt-Dehnungsamplituden bis zu 1 % durchgeführt wurden, mußten für Amplituden ab ca. 0,5 % Stützen eingesetzt werden, um das Ausknicken der Probe in der Druckphase zu verhindern. Die Gleitreibung zwischen den Knickstützen und der Probenoberfläche wurde durch Teflon-Folien minimiert. Im Falle des Einsatzes der Knickstützen wurde die Prüffrequenz einheitlich auf 0,1 Hz herabgesetzt.

Die Datenaufnahme und -speicherung erfolgte mit einem PC-gesteuerten Meßsystem, das zum einen aus zwei Nanovoltmetern (HP 3458A) und zum anderen aus einer in den PC eingesteckten AD-Wandlerkarte (Keithley DAS 20) bestand. Die erforderliche Software wurde in QuickBasic selbst erstellt. Die Messungen mit den Nanovoltmetern hatten den Vorzug der hohen Genauigkeit bei sehr guter Auflösung, der Einsatz der Wandlerkarte zeichnete sich vor allem durch hohe Geschwindigkeit bei hinreichender Auflösung (12 bit) der Meßsignale für Kraft und Dehnung aus. Im Verlauf der Experimente stellte sich heraus, daß die größere Geschwindigkeit insgesamt vorzuziehen war; infolgedessen wurde der überwiegende Anteil der LCF-Schwingversuche mit der Keithley-Karte meßtechnisch erfaßt.

Als Versagenskriterium bei den LCF-Versuchen wurde die erste erkennbare Änderung der Kraftamplitude (≈ 1 % Kraftabfall, bezogen auf den stabilisierten Bereich) während des Zughalbschwingenspiels definiert. Die Versuchsergebnisse wurden tabelliert und in Form von Dehnungswöhlerlinien (Manson-Coffin-Diagrammen) grafisch dargestellt. Die Dehnungswöhlerlinie wird mit folgender Gleichung (3) beschrieben:

$$\epsilon_{a,tot}(N) = \epsilon_{a,el}(N) + \epsilon_{a,pl}(N) = \frac{\sigma_f'}{E} (N)^b + \epsilon_f'(N)^c$$

(3)

Die Koeffizienten σ_f' und b für den elastischen Anteil sowie ϵ_f' und c für den plastischen Anteil wurden durch lineare Regression aus den Meßwerten ermittelt. Die Trennung der gemessenen Dehnung in den elastischen und in den plastischen Anteil wurde anhand der Hystereseschleifen vorgenommen und zwar derart, daß der Abstand der Nulldurchgänge der Schleife durch die Dehnungsachse des Koordinatensystems die plastische Dehnungsschwingbreite $2 \cdot \epsilon_{a,pl}$ darstellte. Der elastische Anteil ergab sich dann aus der Differenz der Gesamtdehnungsamplitude $\epsilon_{a,tot}$ und der plastischen Amplitude $\epsilon_{a,pl}$.

Aus den für jeden einzelnen Punkt im Manson-Coffin-Diagramm aufgenommenen Wechselverformungskurven wur-

den die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme entwickelt. Dazu wurden die Wertepaare aus der Gesamtdehnungsamplitude und der Nennspannungsamplitude (bei 1/2 der gemäß oben erläuterten Versagenskriterium ermittelten Schwingspielzahl) in ein Diagramm eingetragen. Der Vergleich der bei zügiger Beanspruchung aufgenommenen Spannungs-Dehnungs-Kurven mit den unter zyklischer Beanspruchung ermittelten Zusammenhängen gestattet Rückschlüsse auf das Ver- bzw. Entfestigungsverhaltens der Werkstoffe.

Die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven, die gemeinsam mit den Manson-Coffin-Diagrammen eine Grundlage zur Anwendung des örtlichen Konzepts der Betriebsfestigkeitsermittlung [35] darstellen, lassen sich analytisch gemäß Gleichung (4) beschreiben.

$$\varepsilon_{a, tot} = \varepsilon_{a, el} + \varepsilon_{a, pl} = \frac{S_a}{E} + \left(\frac{S_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (4)$$

Die Werte des Koeffizienten K' und des Exponenten n' wurden aus den zyklischen Fließkurven (lg(S_a) in Abhängigkeit von lg(ε_{a,pl})) durch Regression ermittelt.

4.3 Kraftgeregelte Betriebsfestigkeitsversuche

Die Betriebsfestigkeitsversuche an gekerbten Flachproben wurden mit der 10-kN-Prüfmaschine (s. Abschnitt 4.1) durchgeführt. Als Random-Lastfolge wurde ein Gauß-Kollektiv, dessen Häufigkeitsverteilung der Amplituden aus Bild 4-1 zu ersehen ist, ausgewählt. Das Kollektiv wurde im Hinblick auf die Vergleichbarkeit mit den Betriebsfestigkeitsversuchen an bauteilähnlichen Proben, die beim Verbundpartner Fraunhofer Institut für Betriebsfestigkeit (LBF) durchgeführt wurden, ausgewählt. Die weiteren Merkmale des Lastkollektivs lassen sich wie folgt charakterisieren:

Teilfolgeumfang (Schwingspiele)	H ₀	=	10 ⁶
Unregelmäßigkeitsfaktor	I	=	0,99
Crestfaktor	C _r	=	5,26
Spannungsverhältnis	R	=	-1

Die Sollwerte für den Regelkreis der Hydropuls-Prüfanlage wurden mit einem Rechnersystem MAS-Link der Firma Swift, Reinheim vorgegeben. Mit diesem System wurden auch die bei Versuchen mit Random-Lastfolgen unverzichtbaren adaptiven Amplitudenkorrekturen vorgenommen. Dadurch wurde stets die gewünschte Übereinstimmung zwischen Soll- und Istwert des Regelkreises sichergestellt. Bei allen Versuchen wurde zur Kontrolle des Steifigkeitsverhaltens der Proben ein Dehnungsaufnehmer über dem Prüferb angesetzt. Das Signal wurde mit dem Swift-System aufgezeichnet.

Als Versagenskriterium wurde ein Überschreiten des Kolbenhubes um 0,2 mm, bezogen auf die Schwingungsnulldlage, gewählt. Dies geschah, um die Vergleichbarkeit mit den Einstufenversuchen sicherzustellen.

Die Versuche wurden in gleicher Weise wie die kraftgeregelten Einstufenversuche im Zeitfestigkeitsgebiet mit Hilfe einer Gesamtregressionsrechnung ausgewertet, vgl. Abschnitt 4.1.

4.4 Versuchsdurchführung und Probenpräparation im Hinblick auf TEM-Untersuchungen

Im Verlauf der Schwingbeanspruchung traten im Probenvolumen in Abhängigkeit von Belastungsart und -dauer charakteristische Gefügeänderungen auf, die aber für das ei-

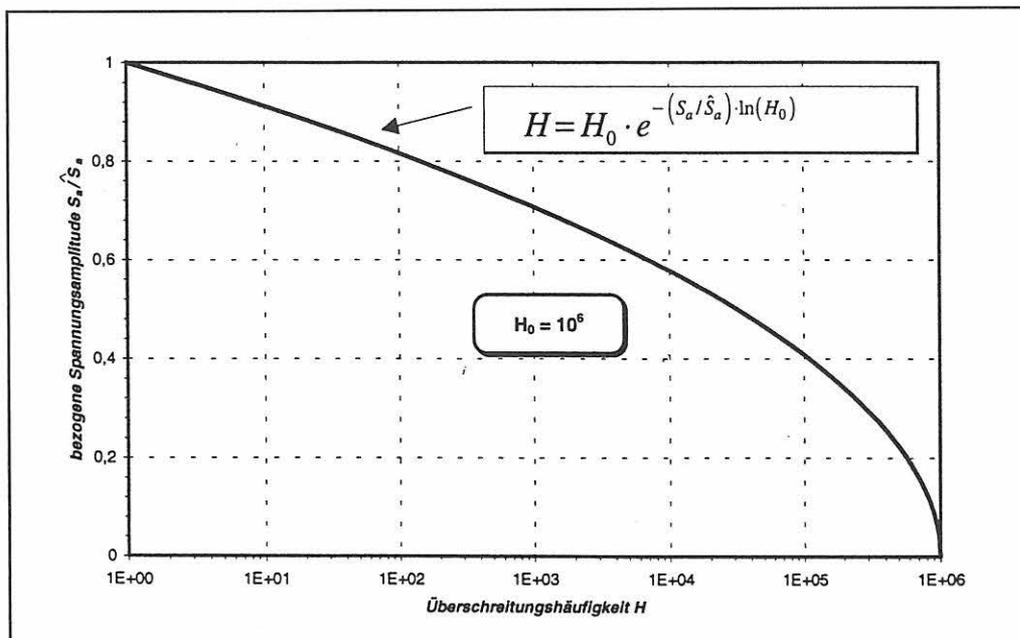


Bild 4-1: Häufigkeitsverteilung der Amplituden des Gauß-99-Kollektivs

gentliche Probenversagen zunächst nicht direkt verantwortlich waren. Vielmehr bildeten sich die Ermüdungsrisse an der Probenoberfläche, deren Beschaffenheit und Kontakt zum umgebenden Medium wesentliche Merkmale in bezug auf die Schwingfestigkeit darstellten. Die Prüfungen der Werkstoffproben erfolgte an Probanden mit technischen Blechoberflächen, deren Rauigkeit und Werkstoffverfestigung der oberflächennahen Schichten durch den letzten Dressierstich bestimmt werden. Alle von Krupp Hoesch Stahl AG gelieferten Stahlbleche waren im Gegensatz zum Dualphasenstahl DP400 von SSAB verzinkt. Die Probenkonturen wurden zur Verringerung einer weiteren Materialverfestigung durch stufenweises Fräsen mit abnehmender Zustellung und Vorschubgeschwindigkeit hergestellt. Die minimalen verbliebenen Fräsriefen verliefen parallel zur Blechfläche. Bei biegespannungsfreier Probenbelastung bildeten sich die Schwingrisse vorzugsweise an den Probenkanten im Einflußbereich der durch die Probenkontur bedingten erhöhten lokalen Spannungen. In einer metallographischen Voruntersuchung konnte wegen der Dominanz der von der Probenoberfläche ausgehenden Risse keine gefügeinduzierte Rißbildung innerhalb der Probenlebensdauer nachgewiesen werden.

Eine Zielpräparation war wegen der geringen Ausdehnung der plastischen Zone im Bereich der Rißspitzen nicht möglich. Um das Probenmaterial einer gezielten Schwingbeanspruchung zu unterziehen, wurden glatte Proben in dehnungsgeregelten Versuchen einer definierten Ermüdung unterzogen. Die Versuche erfolgten in den Hydropuls-Prüfmaschinen (Schenck), die bereits im Abschnitt 4.1 erwähnt wurden. Zur Meßdatenerfassung diente eine Keithley AD-Wandlerkarte des Typs DAS 20, die über den ISA-Bus die Meßdaten in einen PC-kompatiblen Rechner übertrug. Zur Aufnahme der kompletten Hystereseschleifen (mindestens 40 Wertepaare je Schleife) wurden Dehnungs- und Kraftwerte in Abhängigkeit von der Schwingzahl gespeichert. Im ersten Versuchsabschnitt wurden für jede Stahlqualität vollständige Manson-Coffin-Diagramme für Totaldehnungsamplituden $\pm \epsilon_a = 0,1$ bis $1,0$ % aufgenommen. Die Versuche wurden nach einer Schwingwegzunahme des Kolbenhubes um $\pm 0,2$ mm beendet. Die Proben besaßen danach Ermüdungsrisse mit einer Rißlänge von < 1 mm. Die Lebensdauer (Versagenskriterium) wurde durch die nachträgliche Auswertung des lastspielabhängigen Verlaufes der Kraftamplitude festgelegt. Sie war mit Verlassen des stabilisierten Niveaus erreicht. Als zusätzliche Ergebnisse resultierten aus diesen Versuchen weitere zyklische Spannungs-Dehnungs-Diagramme sowie zyklische Fließkurven.

Zur Bestimmung der Werkstoffschädigung wurde aus den aufgenommenen Daten durch Summation der Flächen der Hystereseschleifen die akkumulierte Arbeit bestimmt. Die Bestimmung der bis zum Rißbeginn akkumulierten Arbeit stellte ein sicheres Maß für die Materialschädigung dar, das in den folgenden Schwingversuchen für den gezielten Versuchsabbruch vorgegeben werden konnte. Das Ergebnis waren anrißfreie Proben, bei denen größere Materialbereiche im glatten Probenbereich unter den gewählten Ver-

suchsbedingungen homogen einer belastungsabhängig maximal möglichen Schwingbeanspruchung ausgesetzt waren. Wegen der zeitlichen Befristung des Vorhabens und Verzögerungen bei der Materialbereitstellung mußte die Probenzahl auch im Hinblick auf den sich ergebenden Präparations- und Beobachtungsumfang begrenzt werden. Neben der Untersuchung des Ausgangszustands erfolgten – mit Ausnahme des Dualphasenstahls DP400 – die Untersuchungen an Proben, die bei Schwingamplituden von $\pm 0,12$ % und $\pm 1,0$ % bis an die Grenze zur Ermüdungsrißbildung angeschwungen wurden. Da der DP400 sehr frühzeitig zur Verfügung gestellt wurde, bestand in seinem Fall die Möglichkeit, zunächst Proben, die nur bis zu einem Teil der erreichbaren Lebensdauer belastet wurden, zu untersuchen.

Aus den angeschwungenen Proben wurde der homogen beanspruchte Probenbereich ausgeschnitten. Die erste Probenabdünnung erfolgte durch gleichmäßiges Anschleifen beider Blechseiten unter weitgehender Beibehaltung der Parallelität beider Blechflächen. In einem auf -40 °C gekühlten Elektrolytbad, das aus einer 30%-igen Lösung von Salpetersäure in Methanol bestand, wurden die Proben bis zum Auftreten erster Löcher weiter abgedünnt.

Die Beobachtung des Mikrogefüges geschah im Laboratorium 1.13 „Elektronenmikroskopie“ der BAM mit einem Elektronenmikroskop der Fa. Jeol mit 400 kV Beschleunigungsspannung. Von jeder Schwingprobe konnten bis zu vier TEM-Proben präpariert werden, von denen nach einer Voruntersuchung an zwei Probanden Gefügeaufnahmen mit dem Abbildungsvektor $g = (110)$ hergestellt wurden. Nach Möglichkeit erfolgten die Aufnahmen an mehreren für den jeweiligen Probenzustand (subjektiv) repräsentativen Gefügebereichen. Die in diesem Bericht verwandten TEM-Bilder (A.25 ... A.65 im Anhang) stellen eine Auswahl von Übersichtsaufnahmen mit relativ geringer Vergrößerung dar. Weitere Aufnahmen sowie die zugeordneten Detail- und Beugungsbilder sind im Bildarchiv des Labors „Elektronenmikroskopie“ der BAM vorhanden.

4.5 Kraftgeregelt Einstufenversuche an bauteilähnlichen Probanden

An den bauteilähnlichen, gefügten Kopfzugproben wurden kraftgeregelt Einstufenversuche unter Zug-Schwell-Belastung ($R = 0,1$) durchgeführt. Die Prüfung erfolgte hauptsächlich auf elektrodynamisch betriebenen Resonanzprüfmaschinen (Testronic 8601, Maximalkraft: ± 20 kN, und Mikroton 654, Maximalkraft: ± 100 kN, beide Bauart Rumul). Die Probeneinspannung (Audi Typ 2), sie ist in [26, 27] beschrieben, wurde vom Verbundpartner Audi AG entwickelt und für die Zeit der Versuche der BAM zur Verfügung gestellt.

Entsprechend der aus Blechdicke und Fügeverfahren resultierenden Probensteifigkeit sowie der in der Prüfmaschine eingesetzten Zusatzmassen ergab sich eine resultierende Resonanzfrequenz des Prüfsystems im Frequenzbereich um 100 Hz. Mit beginnender Probenschädigung reduzierte sich

die Prüffrequenz bei gleichzeitiger Erhöhung des Schwingweges. Die Frequenzabnahme stellte einen meßtechnisch einfachen Weg zur Ermittlung der integralen Probensteifigkeit dar. Da einigen Partnern im Verbundvorhaben die entsprechenden Resonanzprüfmaschinen nicht zur Verfügung standen, wurde zur Bestimmung des *Probenversagens* die Zunahme der Dehnungsamplitude um 40%, bezogen auf den beim 5.000. Schwingenspiel registrierten Wert, zugrunde gelegt. Der Bezug auf den subjektiv festgelegten Wert beim 5.000. Schwingenspiel war notwendig, weil die Kopfzugproben im Verlauf der Schwingbeanspruchung keinen stabilisierten Dehnungsbereich¹ aufwiesen. Die Messung der Dehnungsamplitude erfolgte mittels zweier direkt an der Probeneinspannung montierter Dehnungsaufnehmer. Zwei Dehnungsaufnehmer erwiesen sich als notwendig, da insbesondere laserstrahlgeschweißte Proben infolge ihrer hohen Anfangssteifigkeit einseitig anrissen; hier gab der dem Riß gegenüberliegende Aufnehmer keine hinreichend auswertbare Signaländerung ab. Die resultierende Dehnungszunahme äußerte sich sowohl im Verlauf der Mitteldehnung als auch im Verlauf der Dehnungsamplitude. Bei alleiniger Betrachtung des Mittelwerts waren aber mögliche Setzeffekte der Aufnehmer sowie eine unter Zug-Schwell-Belastung eintretende plastische Probenlängung zu berücksichtigen. Zur Auswertung der mit dem anrißbedingten Steifigkeitsabfall eintretenden Dehnungsänderungen wurden deshalb ausschließlich die Dehnungsamplituden benutzt.

Die Daten wurden mit PC-kompatiblen Computern unter Zuhilfenahme der vom Prüfmaschinenhersteller Rumul entwickelten Software aufgenommen. Die Schwingversuche wurden über das definierte Versagenskriterium hinaus bis zum völligen Probenversagen fortgeführt und aufgezeichnet. Nach Umwandlung der abgelegten Daten in ein allgemein lesbares Datenformat wurde die eigentliche Bestimmung der Lebensdauer durch ein in der Programmiersprache QuickBasic entwickeltes Programm durchgeführt. Da in den gespeicherten Daten für nahezu alle Proben der Verlauf von Frequenzabfall, Dehnungsmittelwert und -amplitude festgehalten wurde, bestand mit diesem Programm die Möglichkeit, auch nach den Versuchen durch entsprechende Wahl die resultierenden Lebensdauerwerte für unterschiedlich definierte Versagenskriterien zu bestimmen. Die Versuche wurden in gleicher Weise wie die kraftgeregelten Einstufenversuche im Zeitfestigkeitsgebiet ausgewertet, vgl. Abschnitt 4.1. Proben, die bis zu $2 \cdot 10^6$ Schwingenspielen keinen 40%-igen Steifigkeitsabfall aufwiesen, wurden nicht in die Auswertung einbezogen, da gemäß Absprache mit den Verbundpartnern ausschließlich das Zeitfestigkeitsgebiet untersucht werden sollte.

Die punktschweißgeklebten Proben waren auf den Resonanzprüfmaschinen infolge hoher Dämpfung nicht prüfbar. Für diese Probenvariante wurde eine servohydraulisch betriebene 160-kN-Prüfmaschine mit der zugehörigen Probenaufnahme umgerüstet. Die anschließend durchgeführten Versuche lieferten überwiegend nicht auswertbare, z. T. nicht reproduzierbare Ergebnisse. Die Ursache für dieses von allen bisher untersuchten Probenreihen abweichende Verhalten lag in der Ausführung der Klebeverbindung, die im

Vergleich zu den anderen geklebten Proben sehr spröde erschien. Dies war – wie sich erst im nachhinein gemäß [27] herausstellte – die Folge unterschiedlicher Alterungszustände des Klebstoffs.

Die Versuche an den bauteilähnlichen Probanden wurden bei verschiedenen Partnern des Verbundvorhabens durchgeführt. Zur Sicherstellung der Vergleichbarkeit wurden in allen dafür eingesetzten Prüfmaschinen Messungen mit einer speziellen, im Laboratorium für Werkstoff- und Füge-technik der Gesamthochschule Paderborn entwickelten und gefertigten Kalibrierprobe durchgeführt. Diese Probe gestattete die Kontrolle der Gleichmäßigkeit des Tragverhaltens in der Prüfvorrichtung über die Probenlänge. In der BAM kam dabei die Kalibrier-Massivprobe, die in [26] dargestellt ist, zum Einsatz. Das Ergebnis wurde in einem Prüfbericht [36] dargelegt und läßt sich wie folgt zusammenfassen: Die prozentualen Abweichungen der Meßstellen untereinander befanden sich überwiegend in der Toleranzgrenze von ± 2 %, die maximale Abweichung in zwei Meßreihen betrug 2,2 %. Angesichts der für die Massivprobe vergleichsweise geringen Prüfkraft von maximal 20 kN – die Probe ist im Hinblick auf die Versuche an Scherzugproben bei den Verbundpartnern für eine maximale Prüflast von 100 kN ausgelegt – und der dadurch bei den Messungen in der BAM begrenzten Empfindlichkeit der Meßeinrichtung war dieser Wert tolerierbar. Die Lage der Einspannungen innerhalb der Prüfmaschine wurde als „in Ordnung“ beschrieben.

¹ Eine ausführliche Darstellung dieses Verhaltens wird im Abschlußbericht des Fraunhofer Instituts für Betriebsfestigkeit [26] auf Blatt 11 gegeben; dort ist auch der Zusammenhang zwischen Steifigkeit und Rißlänge dokumentiert.

5 Ergebnisse und Bewertung der Schwingfestigkeitsversuche

5.1 Flachproben

5.1.1 Ergebnisse kraft geregelter Einstufenversuche

Die Wöhlerfelder der fünf untersuchten Werkstoffe sind in Bild 5-1 bis Bild 5-5 dargestellt. Aus jedem Bild ist das Zeitfestigkeitsgebiet und das Übergangsgebiet zur Dauerfestigkeit sowohl für die ungekerbten als auch für die gekerbten Proben zu ersehen. Die stärker dargestellten Linien markieren die $P_B = 50\%$ -Linien; die gestrichelten Linien kennzeichnen das durch die $P_B = 10\%$ - bzw. 90% -Linien begrenzte Streuband. Die Brüche im Zeitfestigkeitsgebiet sind durch ausgefüllte Kreise ● dargestellt, diejenigen im

Übergangsgebiet durch ausgefüllte Rauten ◆. Die Durchläufer – die Grenzschwingspielzahl betrug 10^7 Schwingspiele – symbolisieren offene Kreise ○. Hervorzuheben ist, daß alle Flachproben aus Nb- und P-Si-Stahl im Bake-Hardened-Zustand (170 °C , 20 min) geprüft wurden.

Die Tabellen A8 bis A12 im Anhang enthalten alle Einzeldaten zu den kraftgeregelten Schwingversuchen an ungekerbten und gekerbten Flachproben. Darüber hinaus sind in diesen Tabellen auch die einzelnen Ergebnisse der Betriebsfestigkeitsversuche aufgeführt.

Da die Auswertung der Versuchsergebnisse jeweils getrennt nach Zeitfestigkeits- und Übergangsgebiet erfolgte, ergeben sich bei den unterschiedlichen Werkstoffen leicht unterschiedliche Werte für den sogenannten Abknickpunkt N_K , den Schnittpunkt der beiden $P_B = 50\%$ -Linien der Wöhlerkurve.

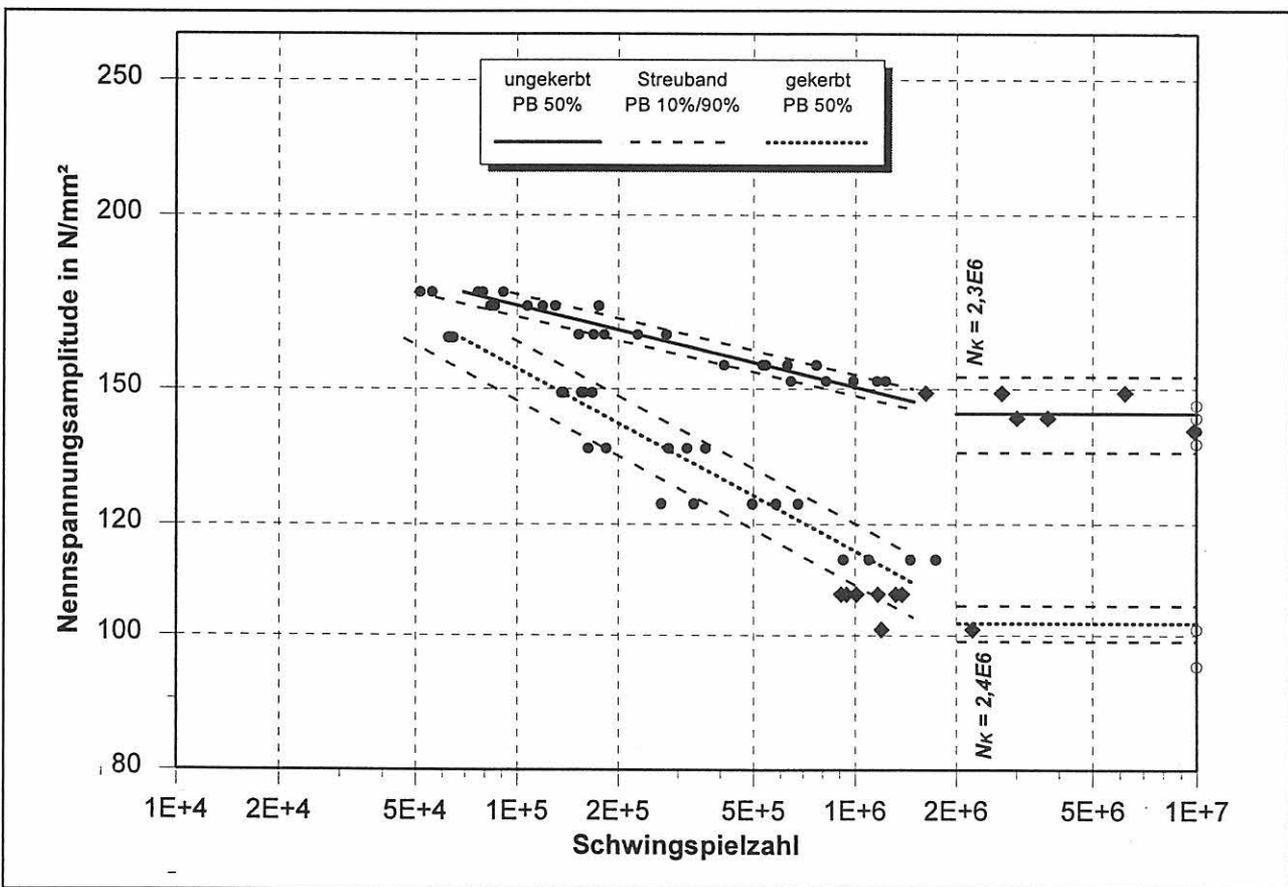


Bild 5-1: FeP04, Wöhlerfelder ungekerbter und gekerbter Flachproben

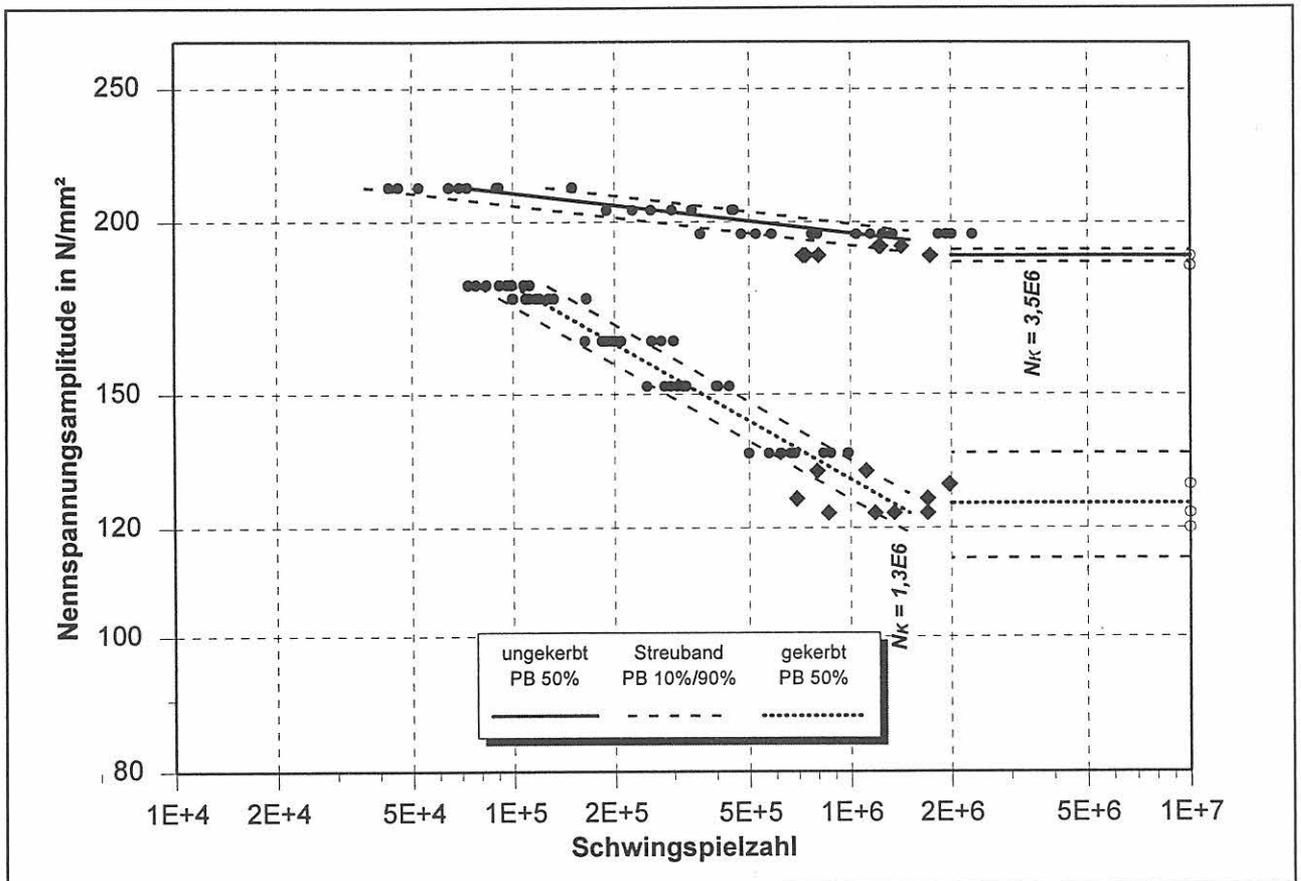


Bild 5-2: DP400, Wöhlerfelder ungekerbter und gekerbter Flachproben

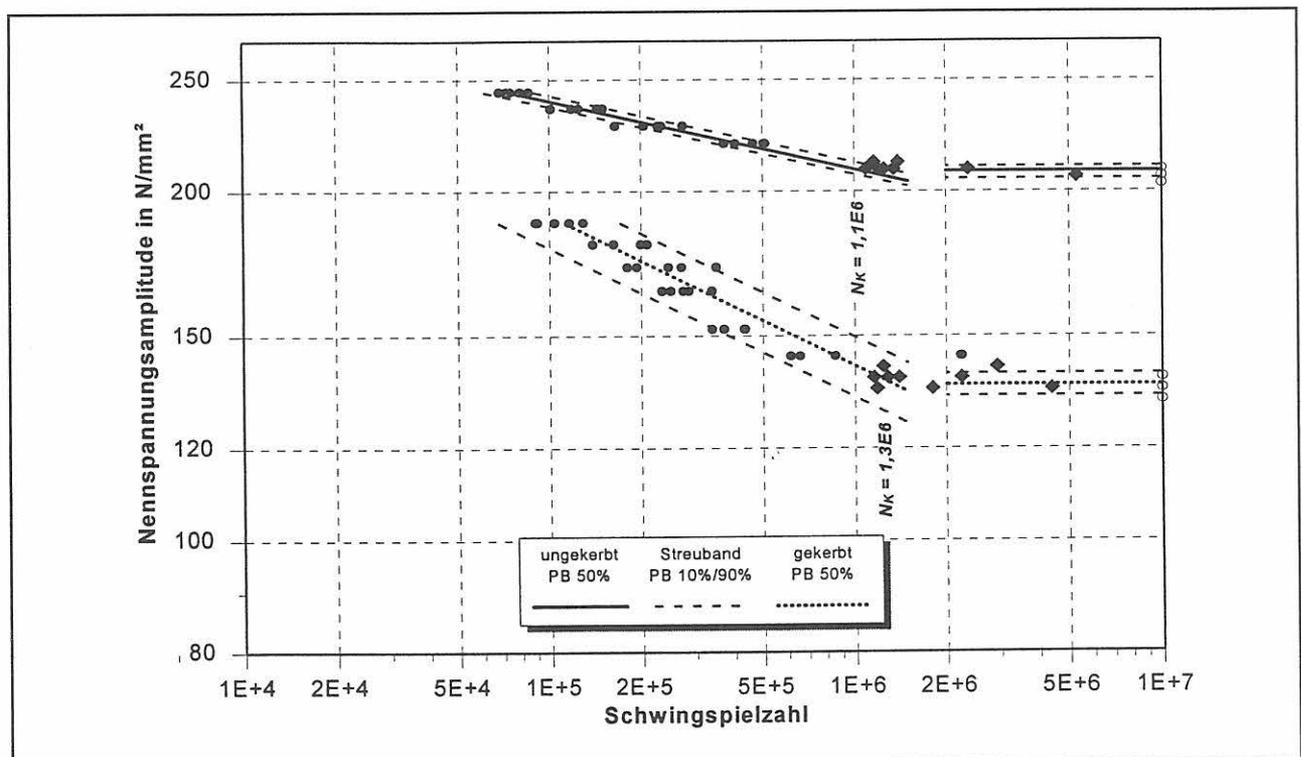


Bild 5-3: DP500, Wöhlerfelder ungekerbter und gekerbter Flachproben

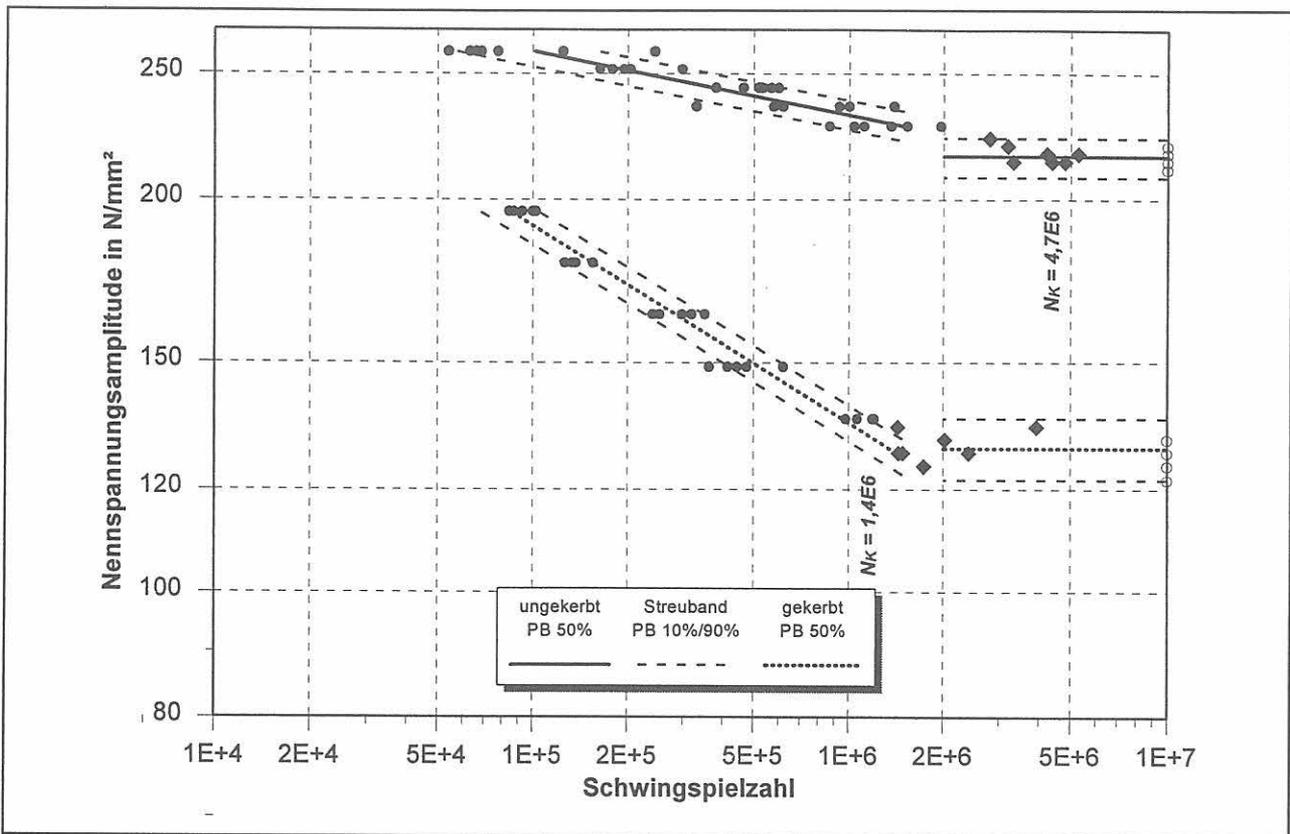


Bild 5-4: Nb-Stahl (BH), Wöhlerfelder ungekerbter und gekerbter Flachproben

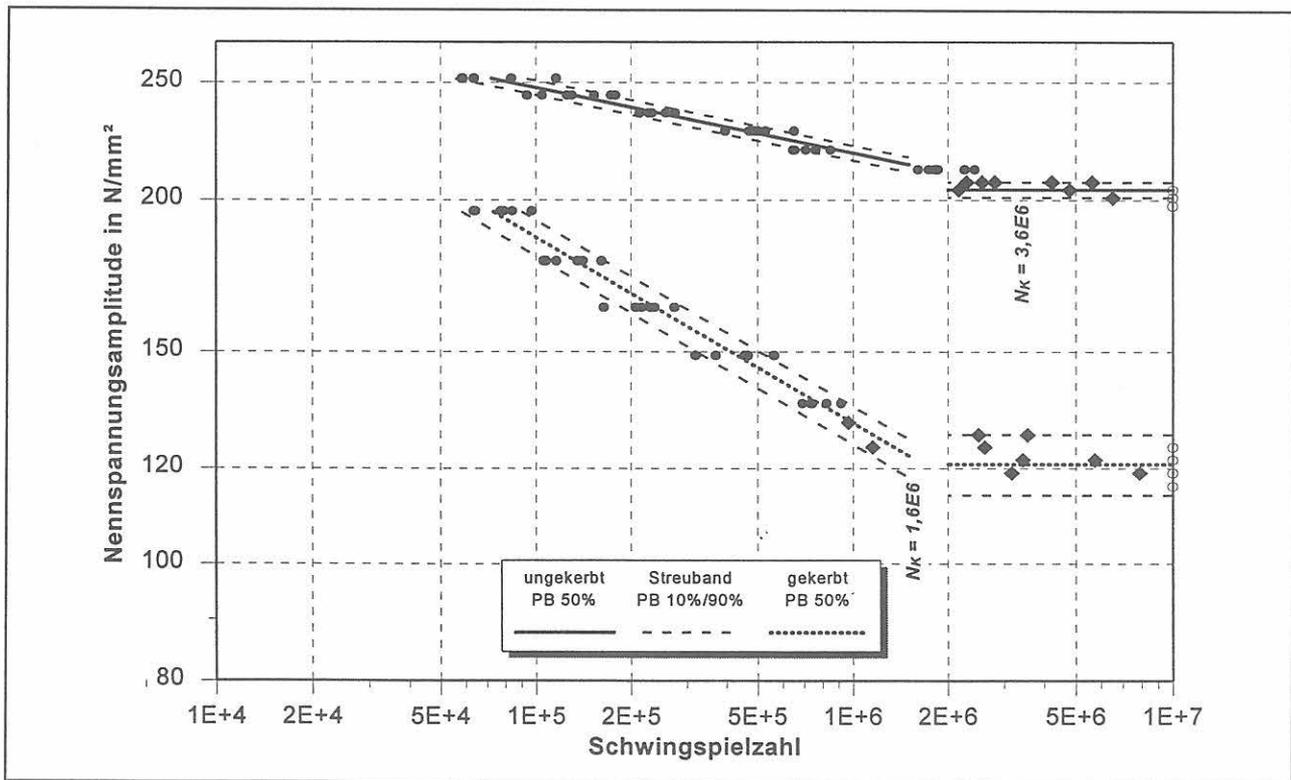


Bild 5-5: P-Si-Stahl (BH), Wöhlerfelder ungekerbter und gekerbter Flachproben

Eine zusammenfassende Darstellung aller Ergebnisse ist im Bild 5-6 wiedergegeben. Hier sind aus Gründen der Übersichtlichkeit lediglich die $P_B = 50\%$ -Wöhlerlinien darge-

stellt. Wegen der gleichermaßen besseren grafischen Anschaulichkeit sind die Dauerfestigkeitswerte als Schnittpunkt der Zeitfestigkeitslinie mit $N = 2 \cdot 10^6$ aufgetragen.

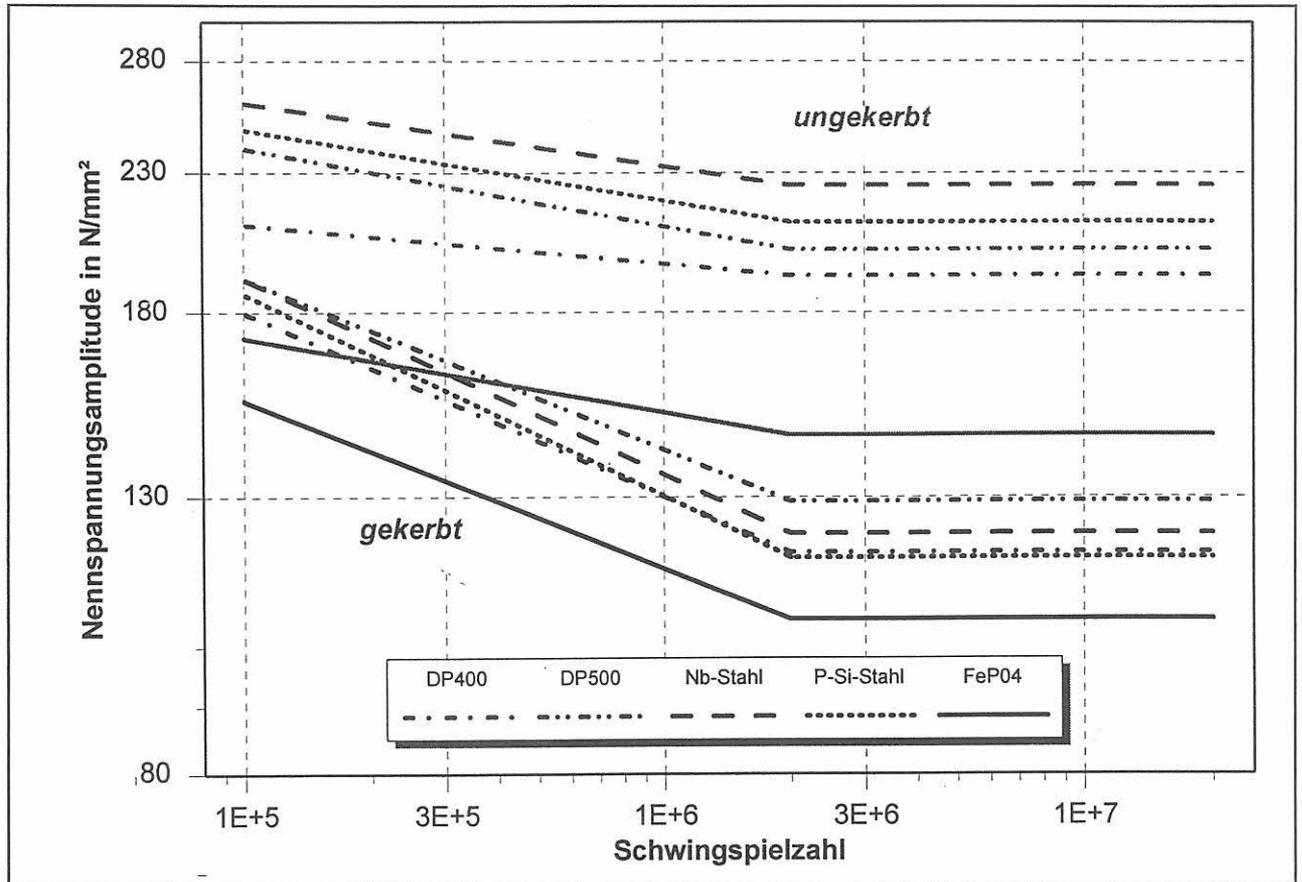


Bild 5-6: Wöhlerlinien aller Versuchswerkstoffe für $P_B = 50\%$

In der Tabelle 5-1 sind alle die Wöhlerfelder kennzeichnenden numerischen Angaben enthalten. In den Spalten 4 ... 8 sind Angaben zum Zeitfestigkeitsgebiet (ZFG) aufgeführt. Die jeweilige Anzahl der Versuche ist $n(\text{ZFG})$, k gibt die Neigung der Wöhlerlinie an, dann folgt der Wert für S_a bei $N = 2 \cdot 10^6$. Schließlich folgen die Streuspannen $T_{S,80}$ und $T_{N,80}$, die wegen der durch die Gesamtregression erzwungenen Parallelität der Streubänder für das gesamte Zeitfestigkeitsgebiet gelten. Die Ergebnisse der Betriebsfestigkeitsversuche sind unter der Rubrik „Random“ in der Tabelle angegeben. Hierbei ist zu beachten, daß die in der Spalte S_a aufgeführten Werte in diesem speziellen Fall die *Maximalspannungen* des jeweiligen Beanspruchungskollektivs bedeuten.

Die aufgeführten Spalten 9 ... 14 enthalten Angaben zum Übergangsgebiet (ÜG). Die jeweilige Anzahl der Versuche ist $n(\text{ÜG})$, dann folgen die Dauerfestigkeitswerte für die Bruchwahrscheinlichkeiten 50, 10 und 90 %. Die Spalte 13 enthält die Streuspanne $T_{S,80}$ des Übergangsgebiets. Die in Spalte 14 angegebenen Werte für die Kerbwirkungszahl K_f stellen das Verhältnis ($S_{D,50}$ ungekerbt/ $S_{D,50}$ gekerbt) dar. Die Werte der in Spalte 6 aufgeführten „fiktiven Dauerfestigkeiten“ $S_{a,50}$ (fiktiv, da aus Versuchen im ZFG abgeleitet) weichen nur geringfügig von den experimentell ermittelten Dauerfestigkeitswerten $S_{D,50}$ in Spalte 10 ab. Es erscheint daher zulässig, wie in Bild 5-6 dargestellt, von einer einheitlichen Knickspielzahl $N_K = 2 \cdot 10^6$ für alle hier untersuchten Werkstoffe und Kerbfälle auszugehen.

Tabelle 5-1: Kennzeichnende Zahlenwerte der Wöhlerfelder der untersuchten Werkstoffe

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
Stahl	Probenform	Versuchsart	n (ZFG)	k	S_0 in N/mm ² $P_{\sigma}=50\%$, N=2E6	ZFG $T_{S,80}$	ZFG $T_{N,80}$	n (ÜG)	S_0 in N/mm ² $P_{\sigma}=50\%$	S_0 in N/mm ² $P_{\sigma}=10\%$	S_0 in N/mm ² $P_{\sigma}=90\%$	ÜG $T_{S,80}$	K_f	N_k
FeP04	ungekerbt	Wöhler	26	-17,4	145	1 : 1,04	1 : 1,93	15	144	135	153	1 : 1,14		2.257.000
FeP04	gekerbt	Wöhler	23	-7,7	105	1 : 1,10	1 : 2,10	15	102	99	105	1 : 1,06	1,41	2.358.000
FeP04	gekerbt	Random	7	-7,7	222	1 : 1,11	1 : 2,18	-	-	-	-	-		
DP 400	ungekerbt	Wöhler	30	-33,7	192	1 : 1,04	1 : 3,46	16	189	187	191	1 : 1,02		3.521.000
DP 400	gekerbt	Wöhler	50	-7,1	118	1 : 1,07	1 : 1,61	15	125	114	136	1 : 1,20	1,51	1.337.000
DP 400	gekerbt	Random	10	-7,8	240	1 : 1,13	1 : 2,60	-	-	-	-	-		
DP 500	ungekerbt	Wöhler	20	-17,0	201	1 : 1,02	1 : 1,46	16	208	205	210	1 : 1,02		1.125.000
DP 500	gekerbt	Wöhler	29	-7,7	129	1 : 1,13	1 : 2,51	15	136	133	139	1 : 1,05	1,53	1.322.000
DP 500	gekerbt	Random	7	-9,5	270	1 : 1,09	1 : 2,19	-	-	-	-	-		
Nb-Stahl	ungekerbt	Wöhler	30	-20,3	225	1 : 1,05	1 : 2,84	14	216	208	223	1 : 1,07		4.647.000
Nb-Stahl	gekerbt	Wöhler	24	-6,6	122	1 : 1,07	1 : 1,54	16	129	122	136	1 : 1,11	1,67	1.371.000
Nb-Stahl	gekerbt	Random	7	-9,6	272	1 : 1,04	1 : 1,50	-	-	-	-	-		
P-Si-Stahl	ungekerbt	Wöhler	36	-18,5	211	1 : 1,03	1 : 1,68	16	204	201	207	1 : 1,03		3.616.000
P-Si-Stahl	gekerbt	Wöhler	30	-6,4	117	1 : 1,07	1 : 1,55	15	121	114	128	1 : 1,13	1,69	1.625.000
P-Si-Stahl	gekerbt	Random	8	-9,8	260	1 : 1,11	1 : 2,79	-	-	-	-	-		

5.1.2 Ergebnisse dehnungsgeregelter Einstufenversuche

Die Dehnungswöhlerlinien (Manson-Coffin-Diagramme), die für $R_\epsilon = -1$ bestimmt wurden, sind in [Bild 5-7](#) bis [Bild 5-11](#) dargestellt. In diesen Diagrammen sind die einzelnen Proben durch jeweils drei Symbole gekennzeichnet: Das Quadrat \square steht für die Gesamtdehnungsamplitude $\epsilon_{a,tot}$, die Raute \diamond für den elastischen Dehnungsanteil $\epsilon_{a,el}$ und der Kreis \circ für den plastischen Dehnungsanteil $\epsilon_{a,pl}$. Die Dehnungswöhlerlinien sind im Bereich von $0,1\% \leq \epsilon_{a,tot} \leq 1,0\%$ mit

jeweils 12 ... 20 Versuchspunkten hinreichend dicht „besetzt“. In [Tabelle 5-2](#) sind die Koeffizienten der Gleichungen für $\epsilon_{a,tot}$ aufgeführt, vgl. Gleichung (3) im Abschnitt 4.2. Hervorzuheben ist, daß alle Flachproben aus Nb- und P-Si-Stahl im Bake-Hardened-Zustand (170 °C, 20 min) geprüft wurden.

Die Einzelwerte der dehnungsgeregelten Einstufenversuche an ungekerbten Flachproben sind in den [Tabellen A13](#) bis [A17](#) wiedergegeben.

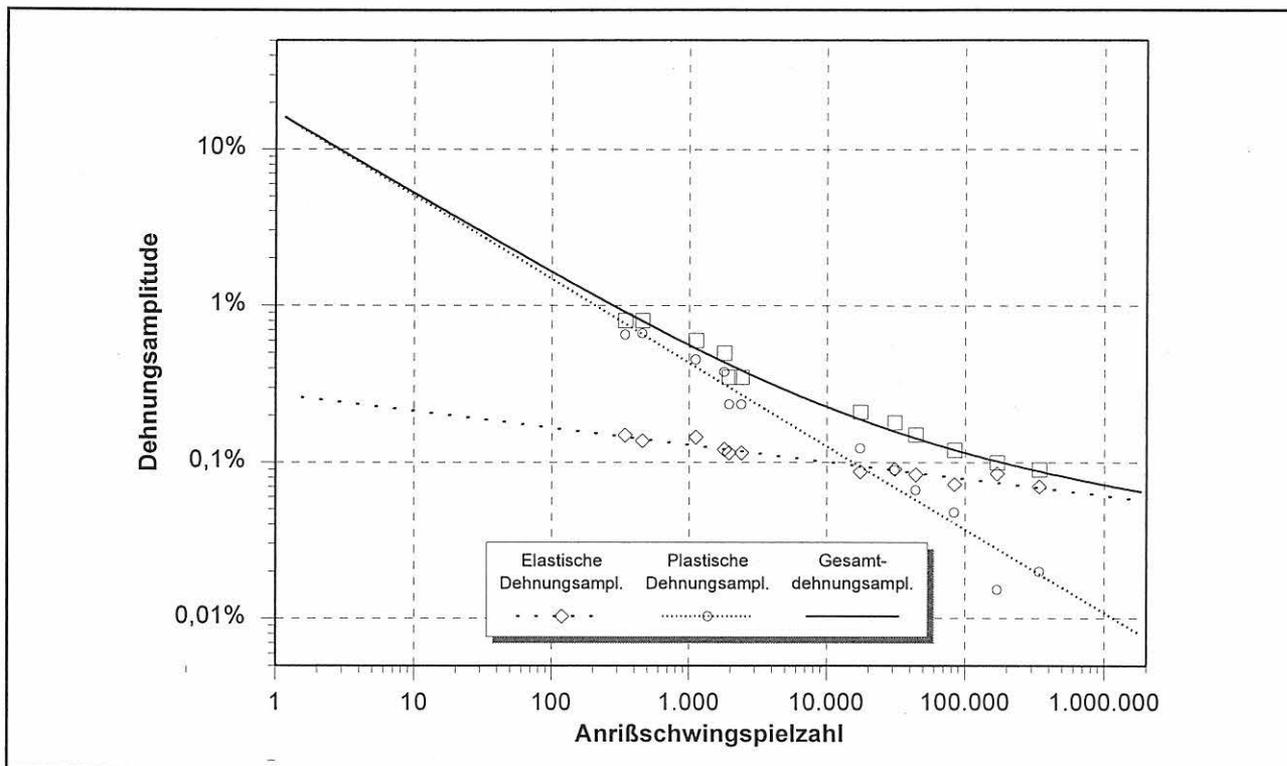


Bild 5-7: FeP04, Manson-Coffin-Diagramm (Dehnungswöhlerlinie)

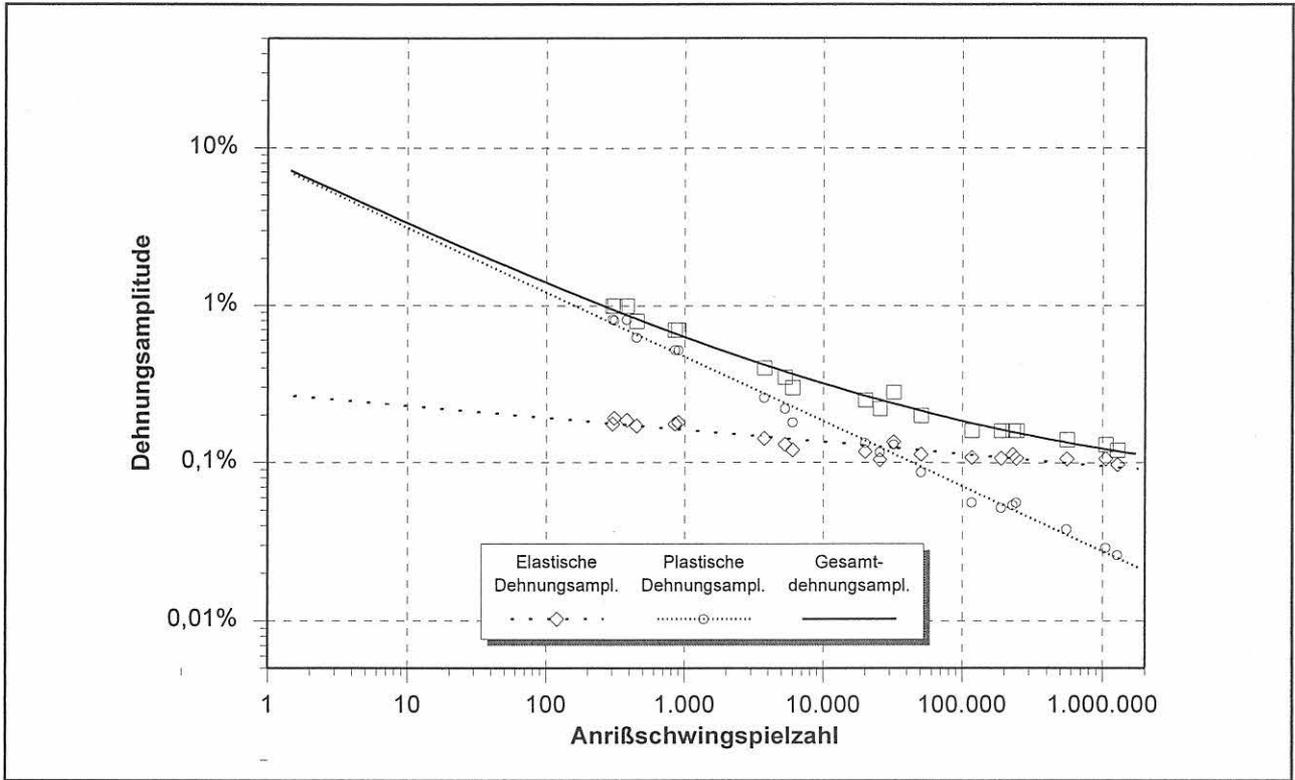


Bild 5-8: DP400, Manson-Coffin-Diagramm (Dehnungswöhlerlinie)

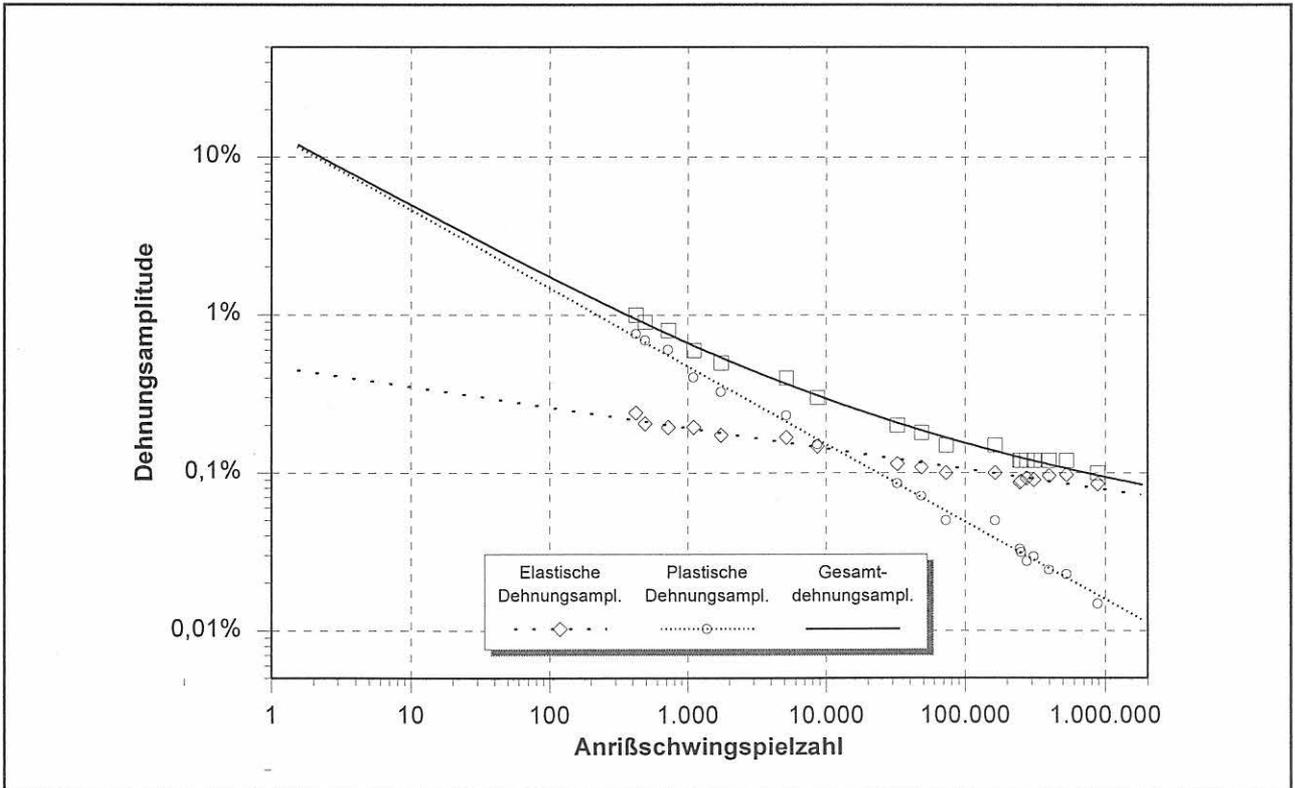


Bild 5-9: DP500, Manson-Coffin-Diagramm (Dehnungswöhlerlinie)

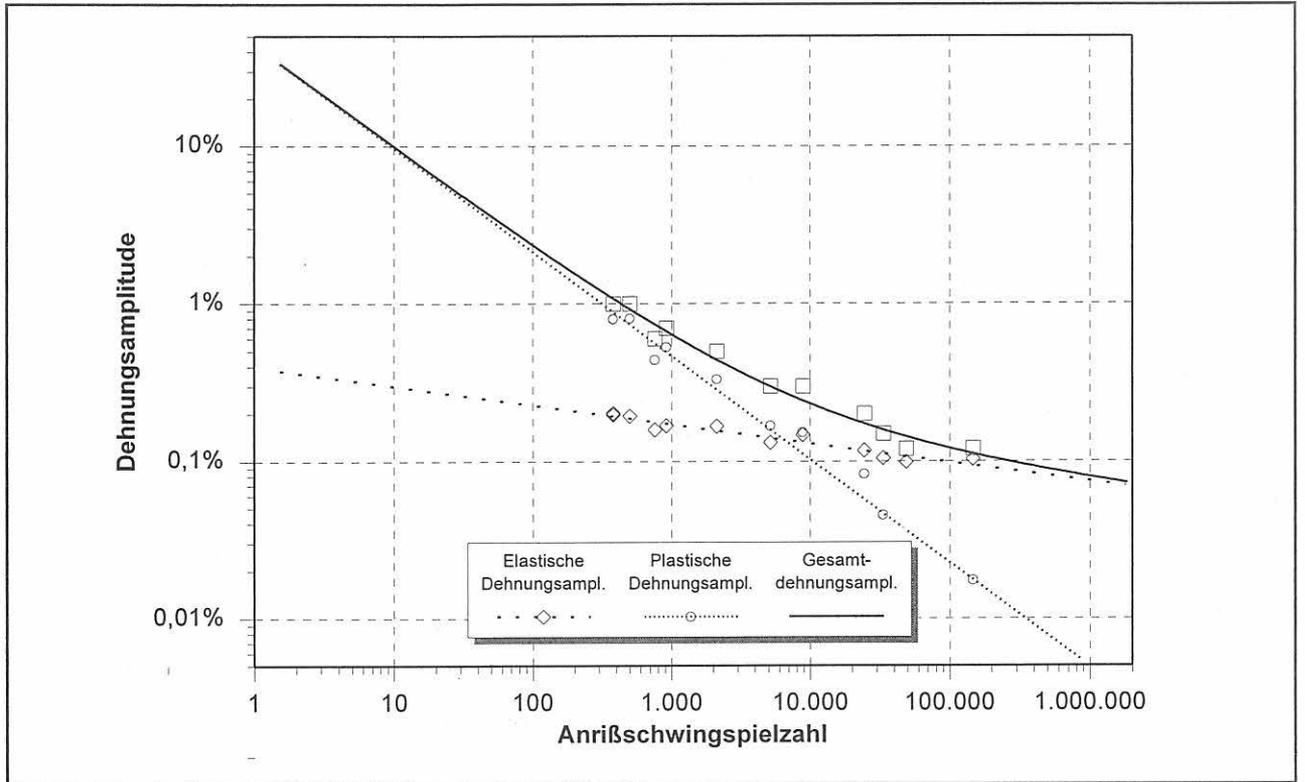


Bild 5-10: Nb-Stahl, Manson-Coffin-Diagramm (Dehnungswöhlerlinie)

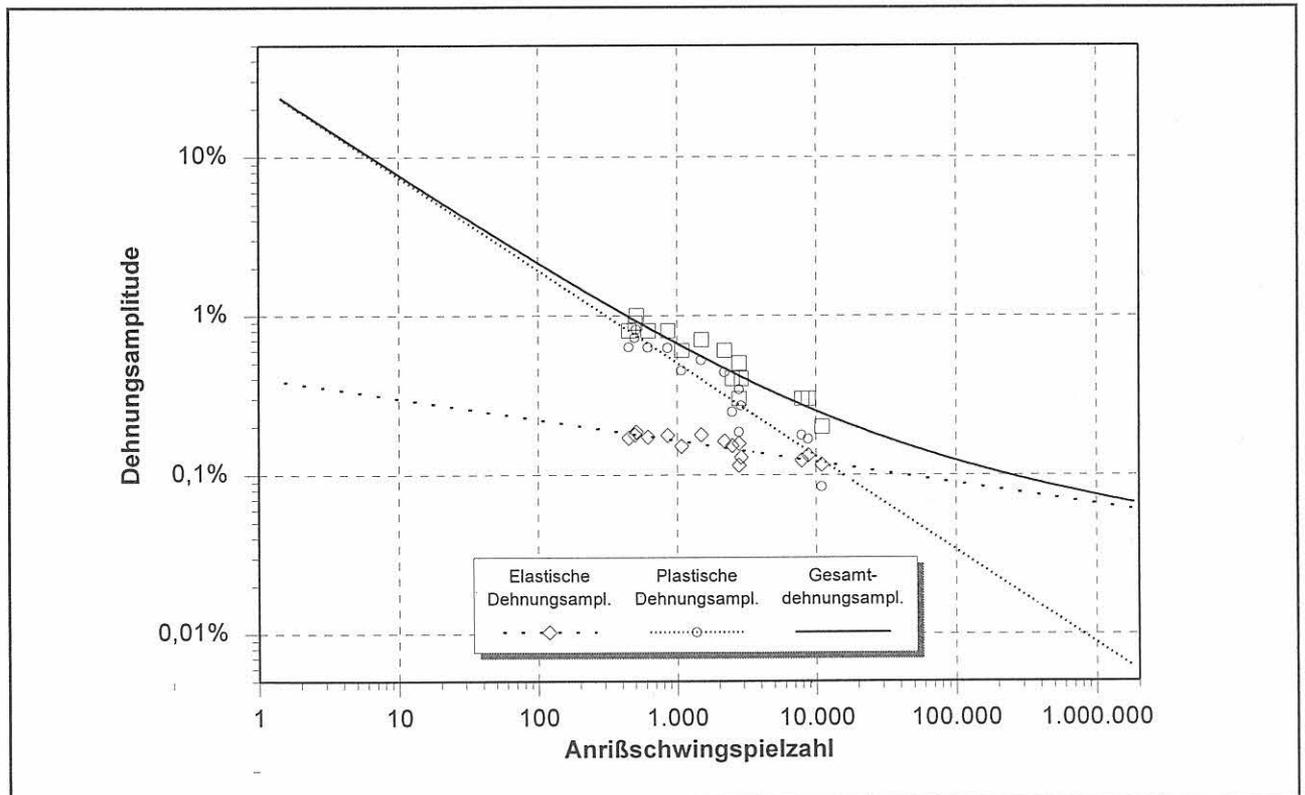


Bild 5-11: P-Si-Stahl, Manson-Coffin-Diagramm (Dehnungswöhlerlinie)

Tabelle 5-2: Koeffizienten aus den Manson-Coffin-Diagrammen

Werkstoff	Anzahl Vers.	σ_f' in N/mm ²	b	ϵ_f'	c	E-Modul in N/mm ²
FeP04	12	532	-0,109	0,172	-0,533	194.100
DP400	20	564	-0,076	0,081	-0,411	206.700
DP500	18	979	-0,130	0,143	-0,493	210.300
Nb-Stahl*	12	860	-0,121	0,443	-0,658	216.100
P-Si-Stahl*	15	832	-0,131	0,287	-0,586	204.900

* bake-hardened

Aus Bild 5-12 bis Bild 5-16 sind die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven zu ersehen. In diese Diagramme wurden zusätzlich die bei zügiger Belastung gemessenen Kurvenverläufe eingetragen. Anhand des Vergleichs der beiden Kurven läßt sich erkennen, in welchem Maße und bei welcher Beanspruchung zyklische Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge stattfinden. Der elastische Bereich der Kurven ist zu höheren Spannungen hin extrapoliert, um den Beginn der plastischen Verformung zu verdeutlichen. Die im Bild 5-15 und im Bild 5-16 erkennbare ausgeprägte Streckgrenze bei zügiger Belastung ist eine Folge der Bake-Hardening-Behandlung (Auslagerung 20 min bei 170 °C) des Nb- und

des P-Si-Stahls. Im Bild 5-17 ist eine Zusammenstellung aller zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven dargestellt. Aus Bild 5-18 sind die zyklischen Fließkurven zu ersehen. In diesen ist die „wahre“ Spannung in Abhängigkeit von der plastischen Dehnungsamplitude dargestellt. Die „wahre“ Spannung - definiert als Quotient aus Kraft und tatsächlichem Querschnitt - wurde unter Anwendung des Prinzips der Volumenkonstanz und Einbeziehung der Querkontraktion ermittelt. In Gleichung (4) im Abschnitt 4.2 wurde die analytische Beschreibung der zykl. Spannungs-Dehnungs-Kurven durch K' und n' bereits beschrieben.

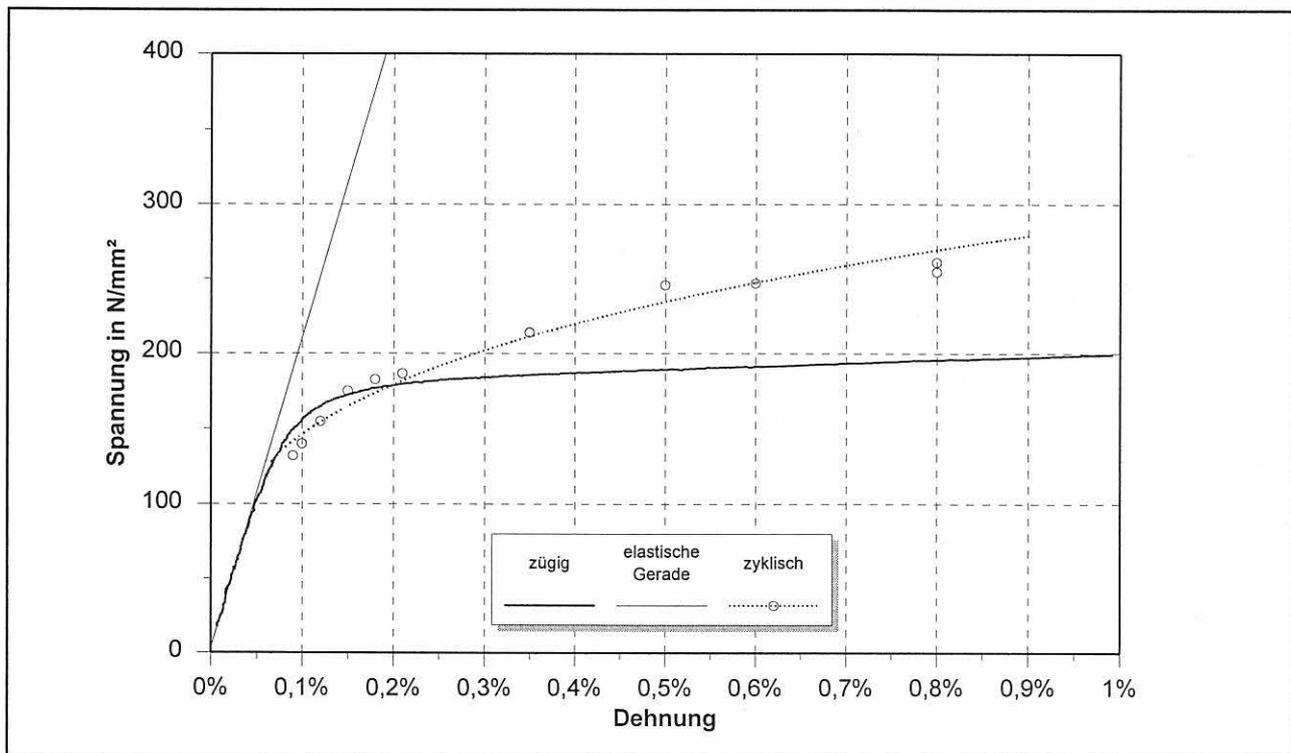


Bild 5-12: FeP04, zügige und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

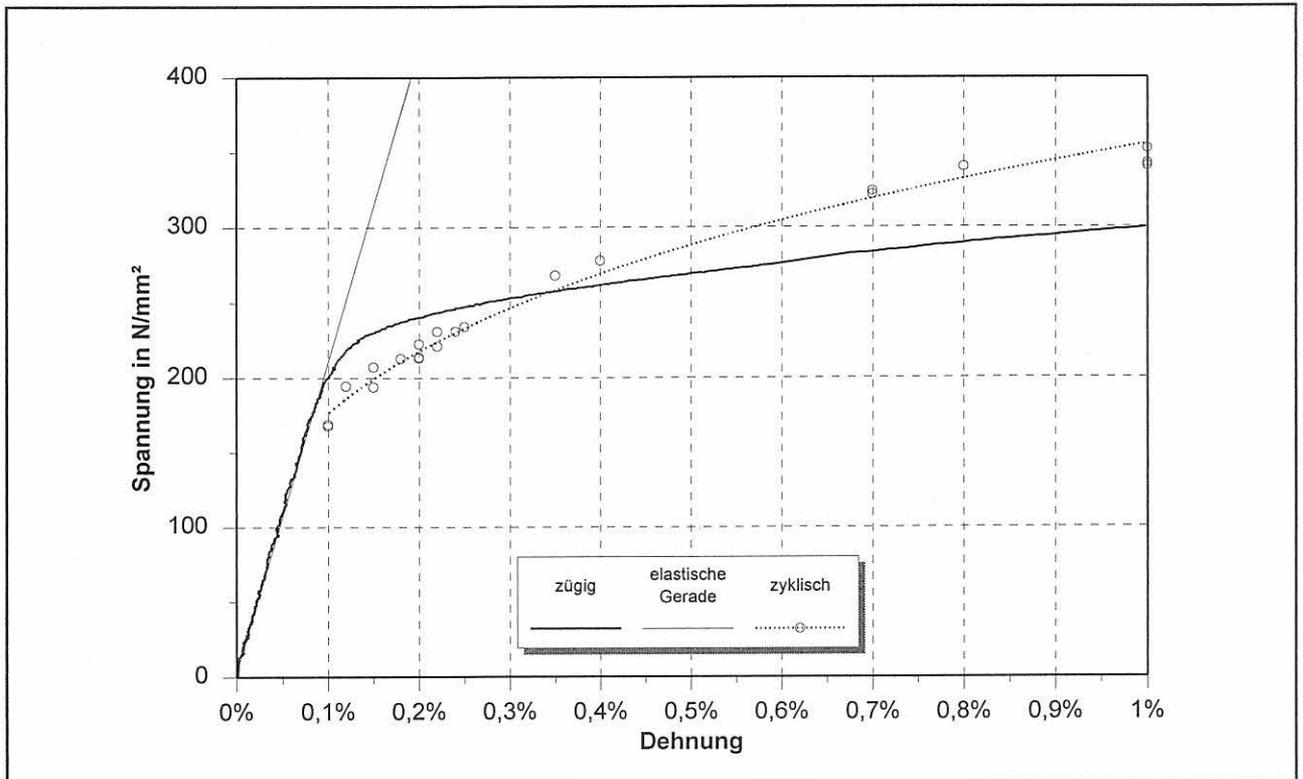


Bild 5-13: DP400, zügige und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

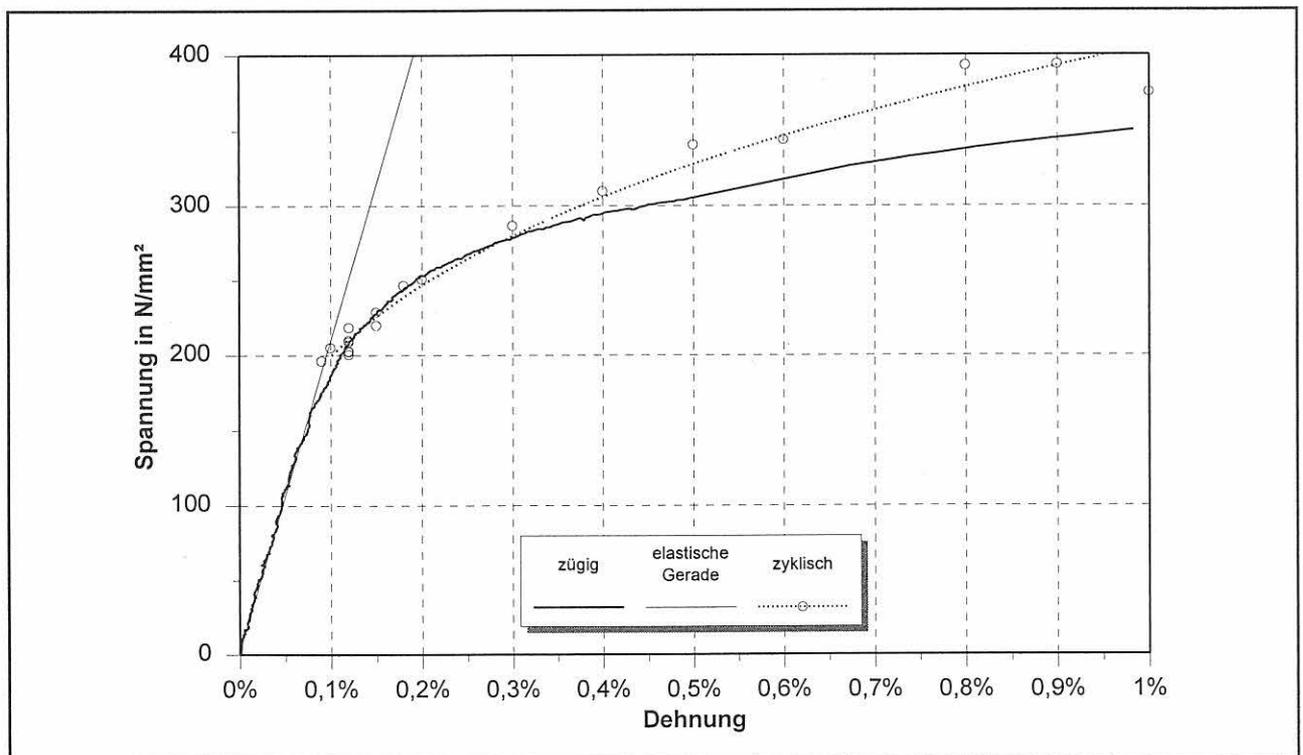


Bild 5-14: DP500, zügige und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

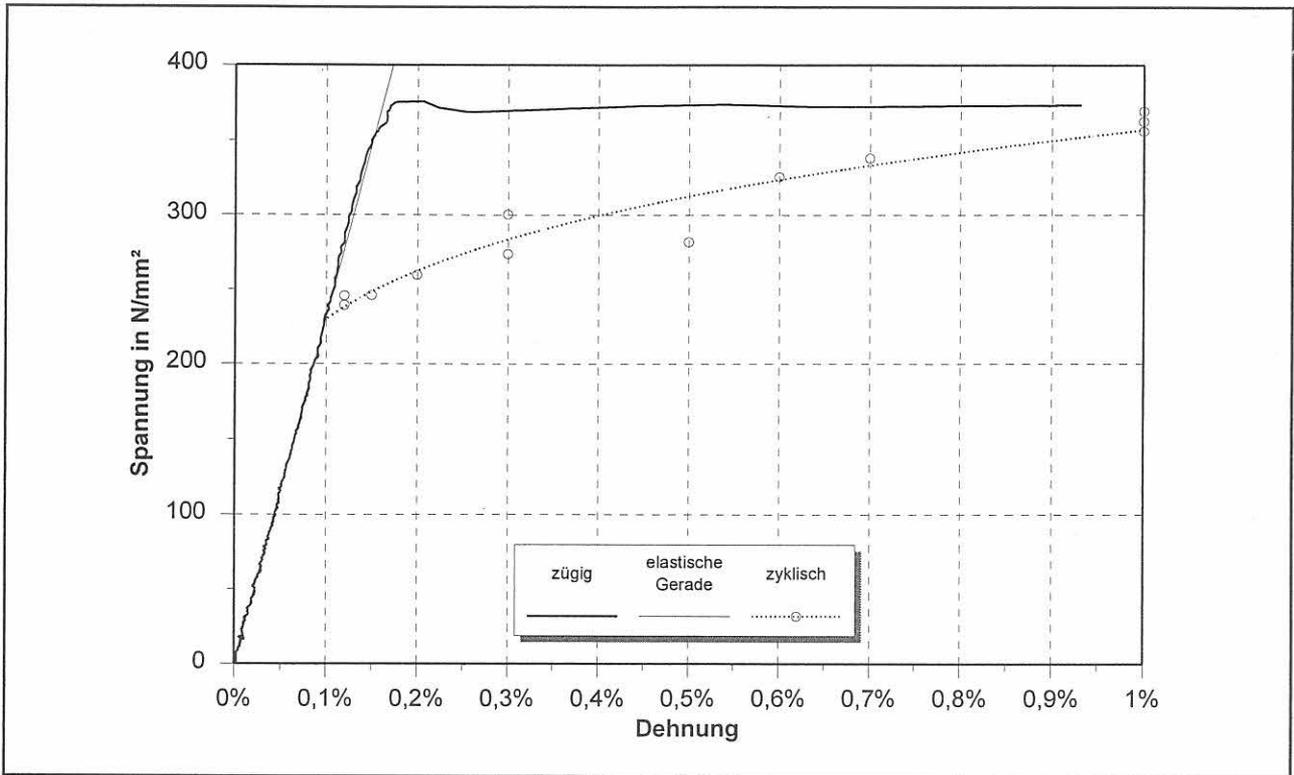


Bild 5-15: Nb-Stahl (BH), zügige und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

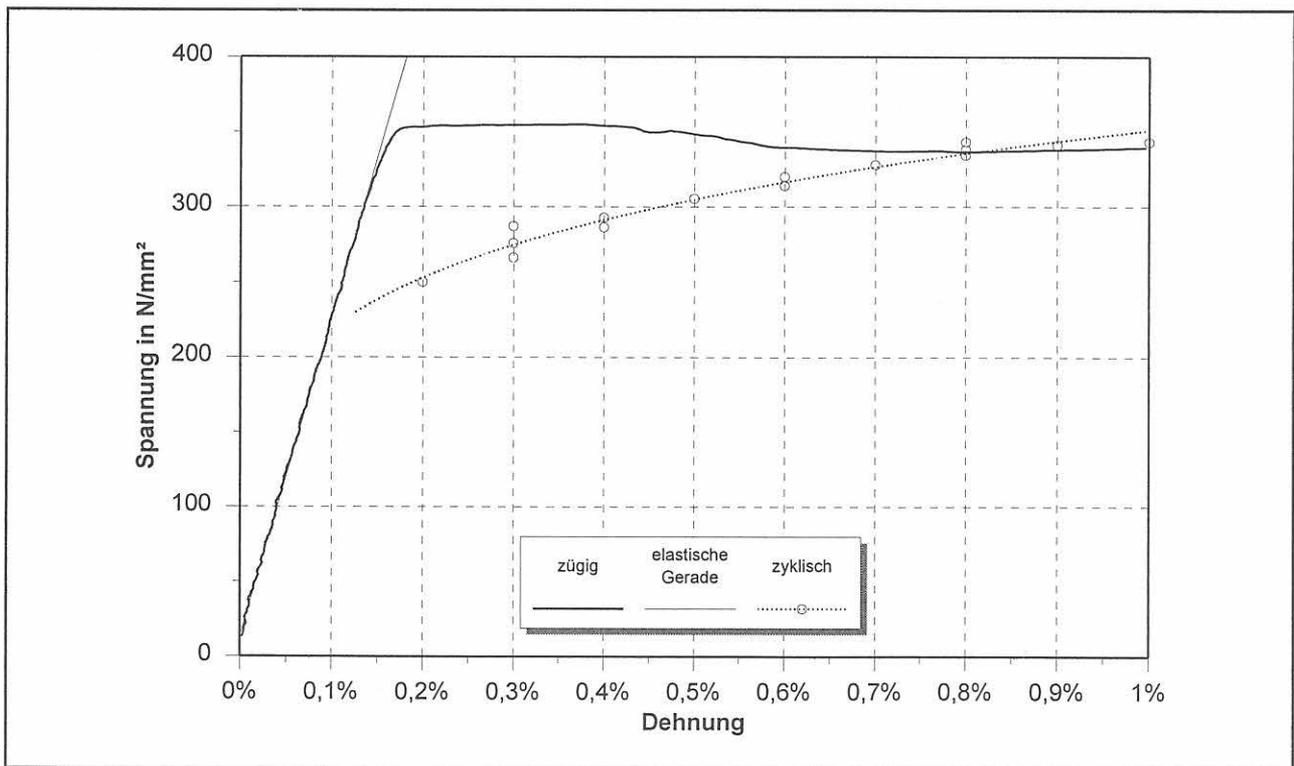


Bild 5-16: P-Si-Stahl (BH), zügige und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

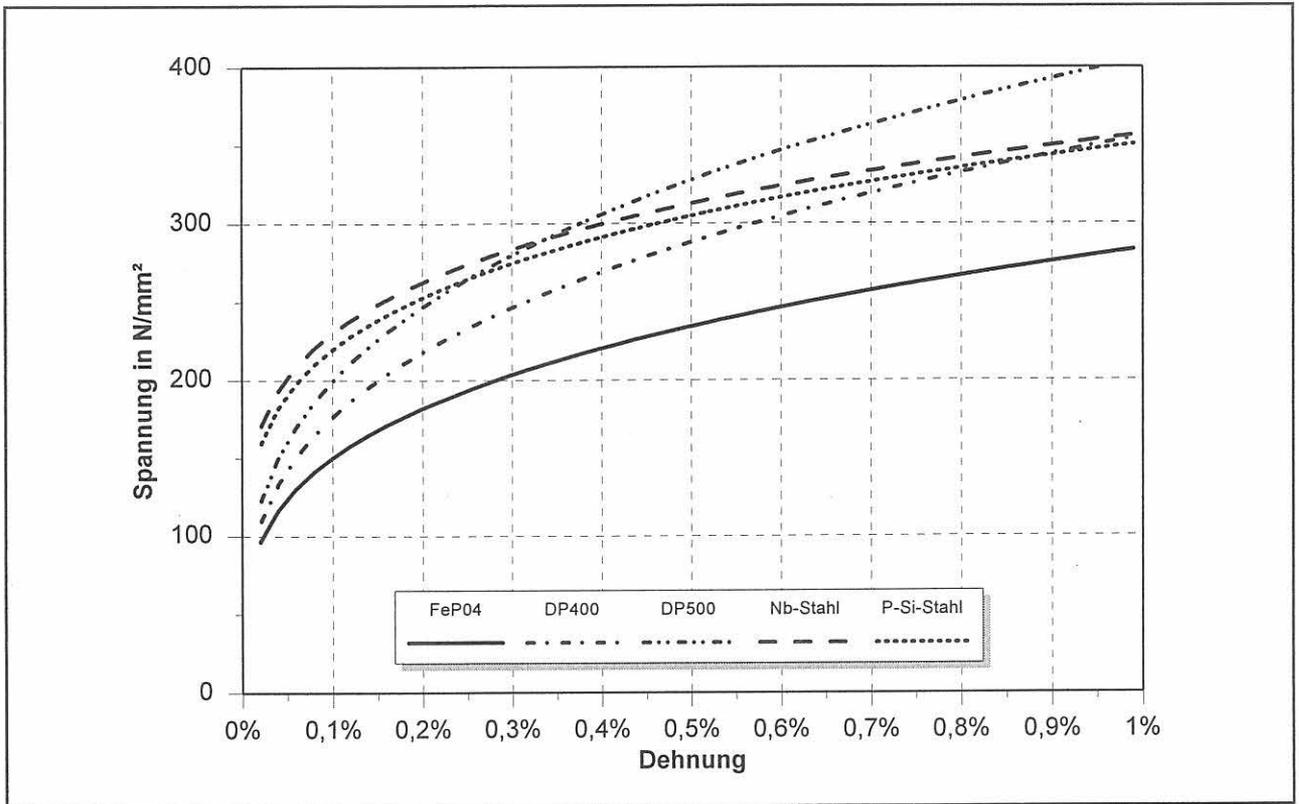


Bild 5-17: Vergleich der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven

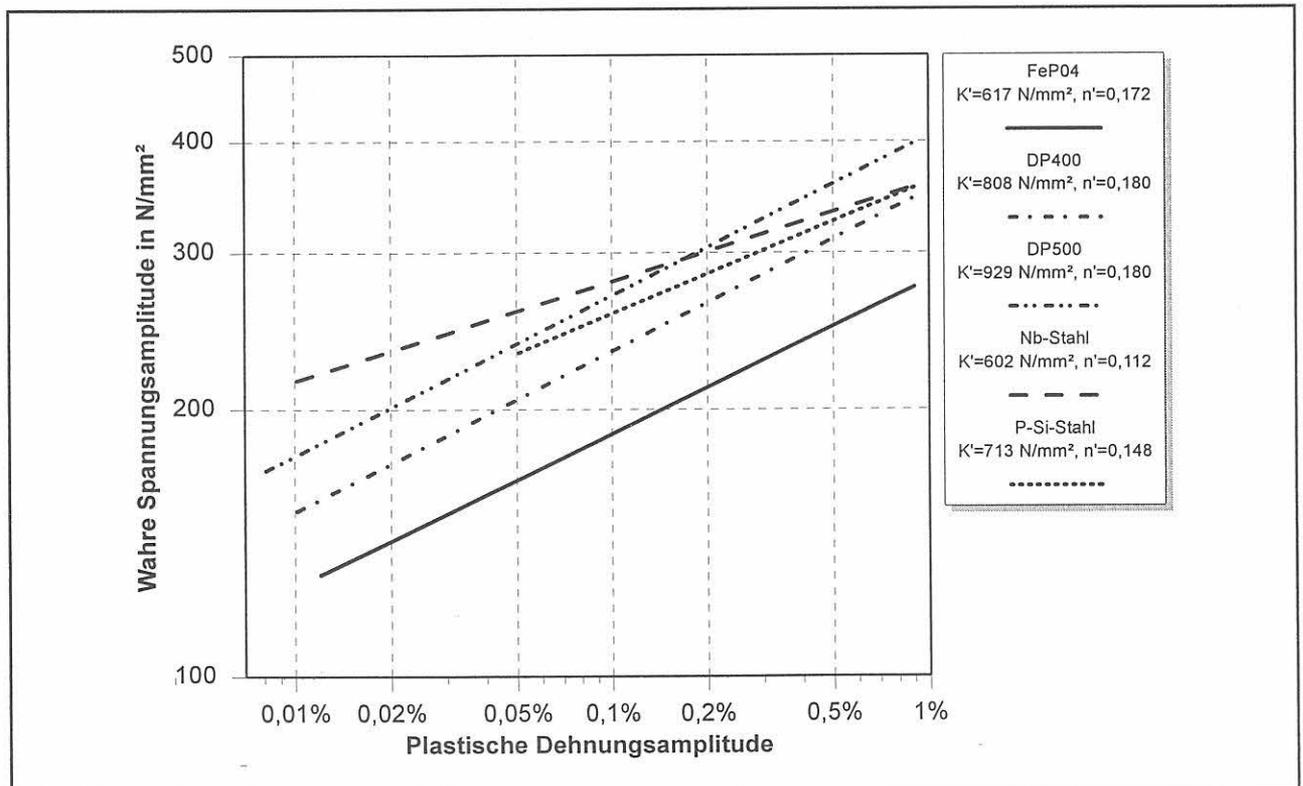


Bild 5-18: Zyklische Fließkurven

5.1.3 Ergebnisse kraft geregelter Betriebsfestigkeitsversuche

Die Lebensdauerlinien einschließlich der Streubänder für die Betriebsfestigkeitsversuche an gekerbten Proben bei $R = -1$ sind in [Bild 5-19](#) bis [Bild 5-23](#) dargestellt. Eine Zusammenstellung aller Ergebnisse ist aus [Bild 5-24](#) zu ersehen; das Bild ermöglicht auch den Vergleich mit den unter Einstufenbeanspruchung ermittelten Wöhlerlinien. Die Lebensdauerlinien wurden durch lineare Regression der logarithmierten Werte gemäß Gleichung (1) im Abschnitt 4.1 ermittelt. In [Tabelle 5-1](#) (S.34) sind unter der Rubrik „Random“ weitere wichtige Kennwerte der Betriebsfestigkeitsversuche aufgeführt:

- Anzahl der Versuche je Werkstoff (Spalte 4)
- Neigung k der Lebensdauerlinie (Spalte 5)
- ertragbare Maximalspannung \hat{S} des Kollektivs bei $N = 2 \cdot 10^6$ (Spalte 6)
- Streuspannen für Spannung $T_{S,80}$ und Lebensdauer $T_{N,80}$ (Spalte 7 u. 8)

Die einzelnen numerischen Ergebnisse (Probenbezeichnung, Beanspruchungshöhe, Lebensdauer) sind in den [Tabellen A8](#) bis [A12](#) im Anhang aufgeführt.

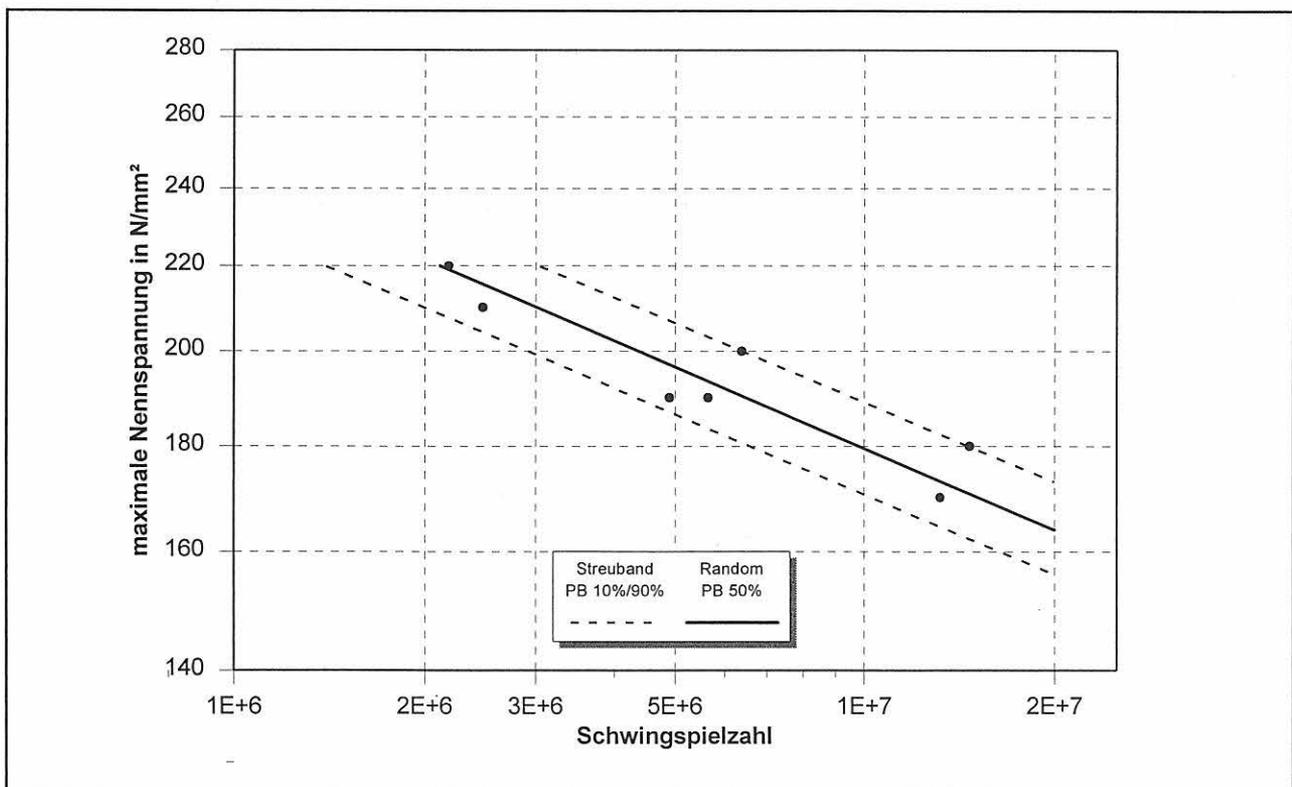


Bild 5-19: FeP04, Lebensdauerlinien, Random, Gauß-99-Kollektiv

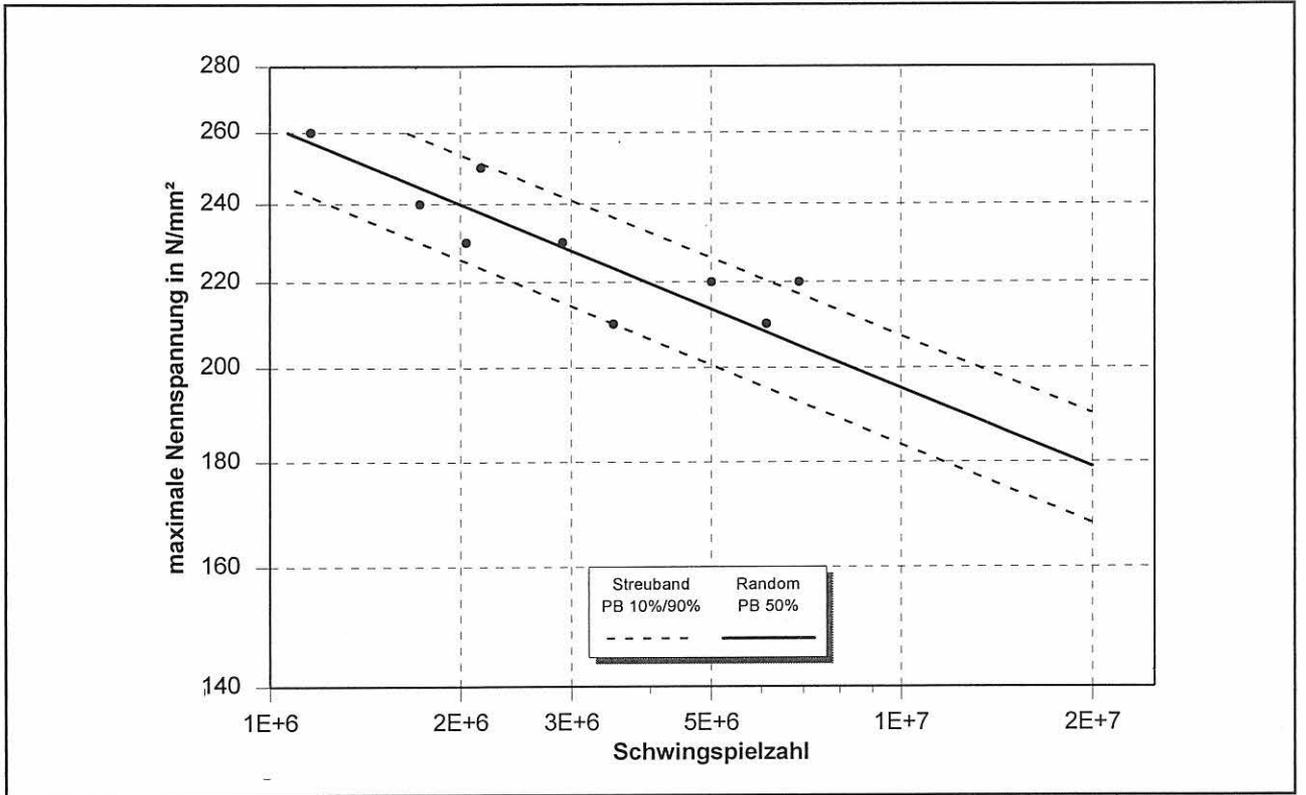


Bild 5-20: DP400, Lebensdauerlinien, Random, Gauß-99-Kollektiv

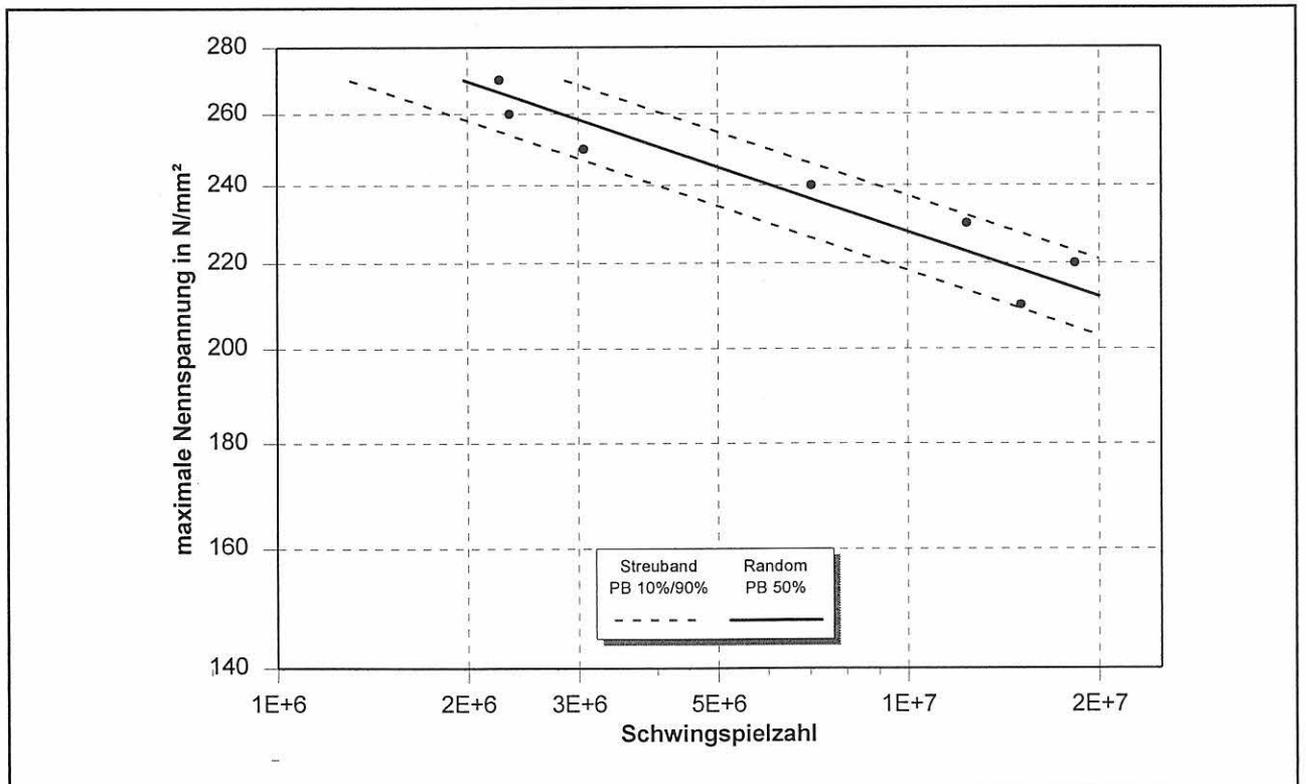


Bild 5-21: DP500, Lebensdauerlinien, Random, Gauß-99-Kollektiv

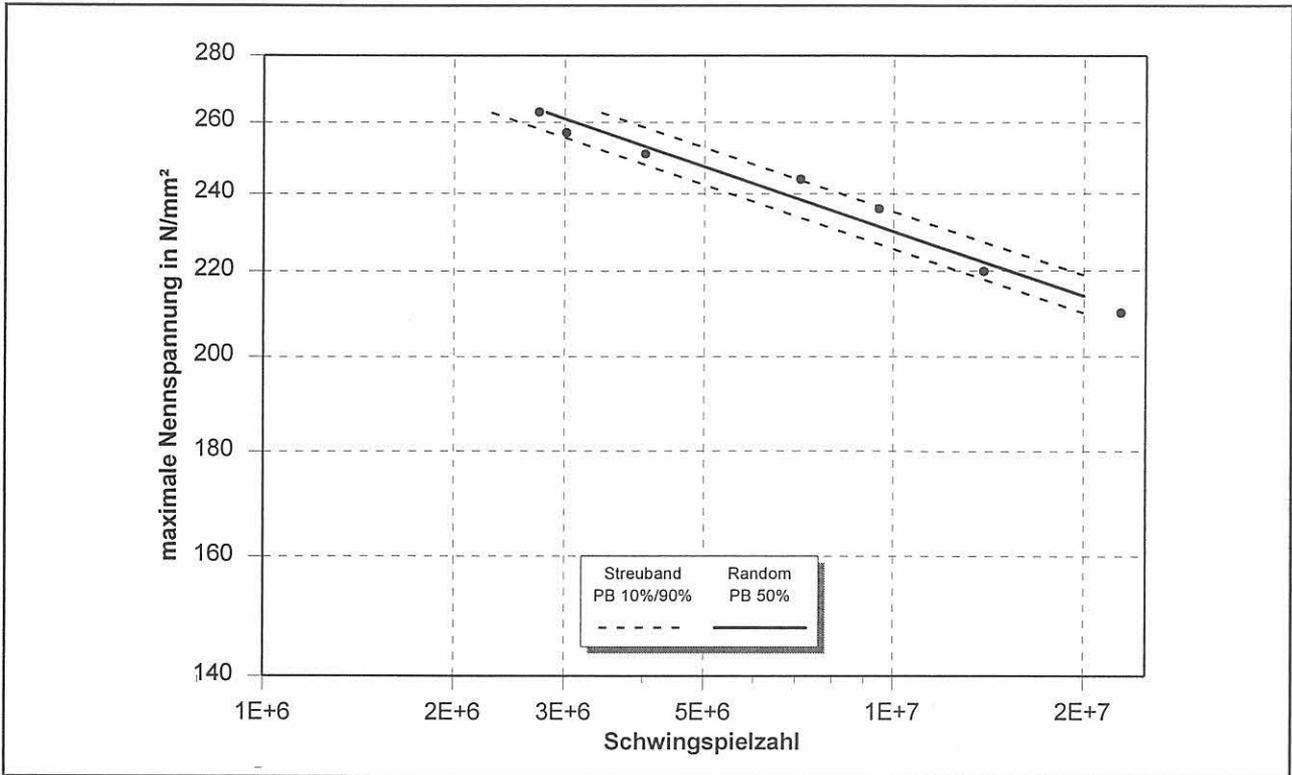


Bild 5-22: Nb-Stahl (BH), Lebensdauerlinien, Random, Gauß-99-Kollektiv

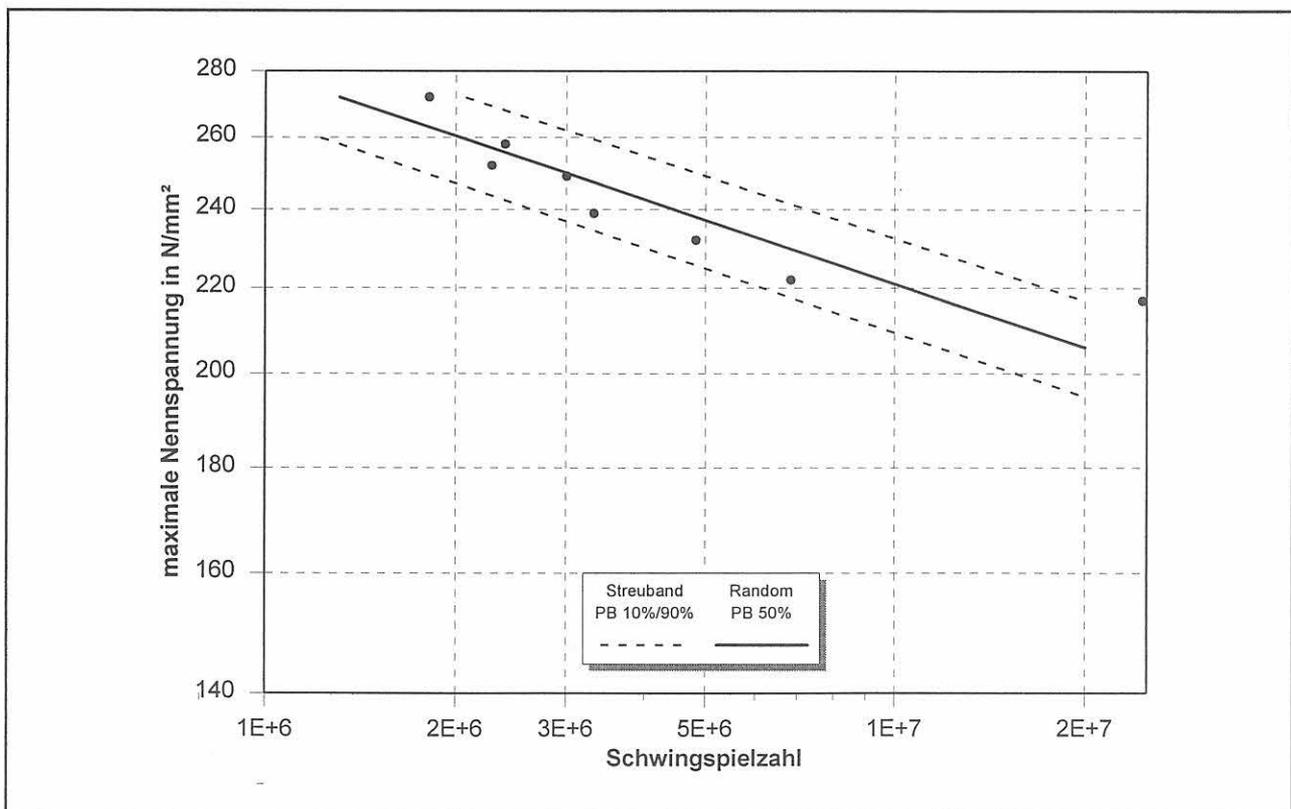


Bild 5-23: P-Si-Stahl (BH), Lebensdauerlinien, Random, Gauß-99-Kollektiv

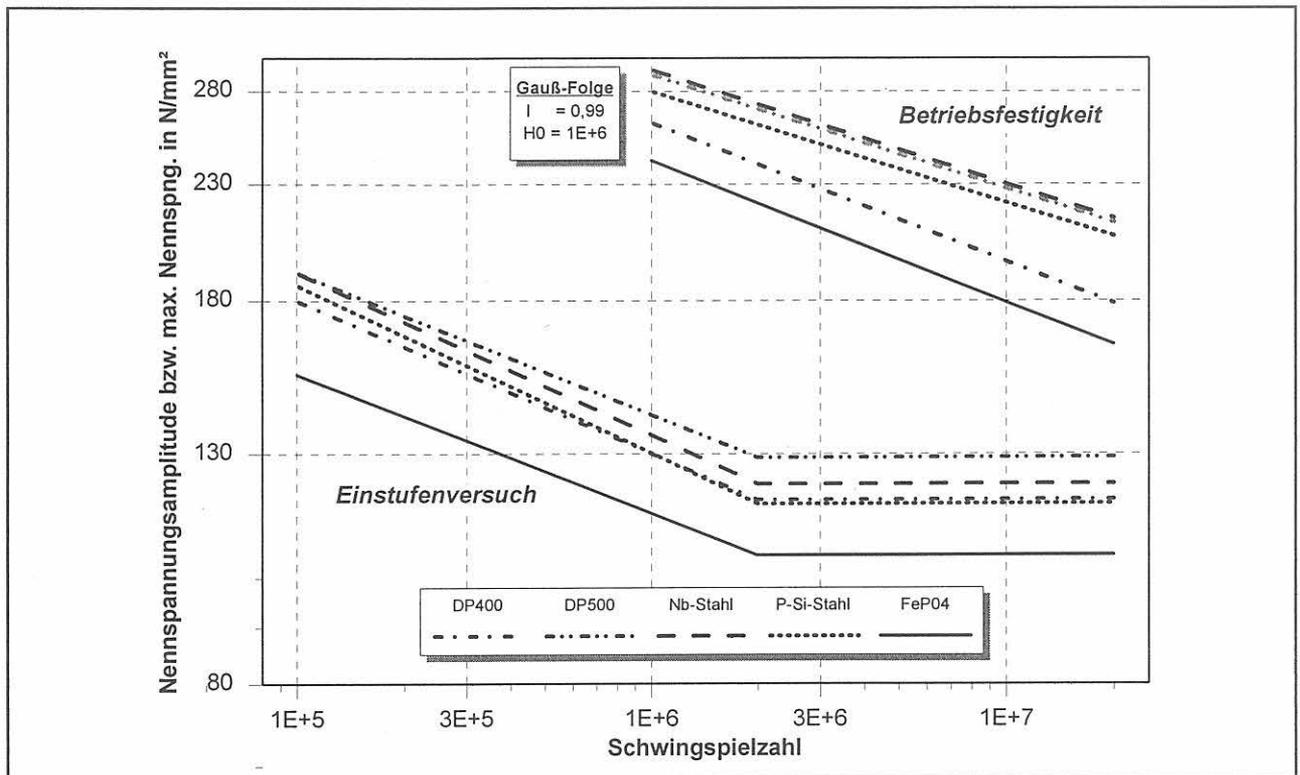


Bild 5-24: Zusammenstellung der Wöhler- und Lebensdauerlinien bei einstufiger und Random-Beanspruchung (gekerbte Flachproben mit $K_t = 3,0$, $R = -1$, $P_B = 50\%$)

5.1.4 Einfluß des Werkstoffs

a) Kraftgeregelte Versuche an ungekerbten und gekerbten Flachproben

Ausgehend vom Referenzstahl FeP04 ergab sich mit zunehmender statischer Werkstofffestigkeit eine wachsende Schwingfestigkeit. Die Erhöhung der Dauerfestigkeitswerte war aber im Vergleich geringer als die der statischen Kennwerte. Dies galt erwartungsgemäß verstärkt für gekerbte Proben. Dieses Schwingfestigkeitsverhalten gekerbter Proben manifestiert sich auch in einer Erhöhung der Kerbwirkungszahl von 1,41 für FeP04 auf 1,67 (Nb-Stahl) bzw. 1,69 (P-Si-Stahl), vgl. Tabelle 5-1, Spalte 14.

Sehr wichtig für die Ermüdung von metallischen Werkstoffen unter zyklischer elasto-plastischer Verformung war die aus der Versetzungsbewegung resultierende plastische Verformung. Die statischen und zyklischen Werkstofffestigkeitswerte ließen sich durch Behinderung der Versetzung durch Ausscheidungen, Korngrenzen und Zweitphasen erhöhen. Anhand von elektronenmikroskopischen Befunden (vgl. Abschnitt 6.3.1) ließ sich zeigen, daß in den ferritischen Bereichen legierungsabhängig Ausscheidungen vorhanden waren, an denen die Versetzungen in großer Zahl lokalisiert waren. Im P-Si-legierten Stahl lag Mischkristallverfestigung (Gitterverspannung) vor, während im Nb-legierten Stahl neben dem Mechanismus der Ausscheidungsverfestigung auch Kornfeinungseffekte vorhanden waren. Bei den Dualphasenstählen ergab sich durch die Martensitphase ein Festigkeitsgewinn bei niedrigem Streckgrenzenverhältnis. Diese Stähle ermöglichten dadurch eine ver-

gleichsweise günstigere Umsetzung der statischen Festigkeitswerte in Schwingfestigkeitswerte. Im Gegensatz zu den Nb- und P-Si-Stählen betrug die Kerbwirkungszahl nur rund 1,5. Bedingt durch die Martensitkörner war ein stärkeres Fließen der benachbarten Ferritbereiche unter Belastung zu verzeichnen. Im Fall gekerbter Proben führte die an jedem Martensitkorn lokalisierte plastische Verformung in der Summe zu einer weiter in die Probe hineinreichenden Spannungsumlagerung mit einem entsprechend flacheren Spannungsverlauf. Die geometrische Kerbe wurde so vom Werkstoff stärker ausgeglichen als bei homogener mikrostruktureller Verformung, wie sie für die Einphasenstähle näherungsweise vorstellbar ist.

Im Gegensatz zu den Ergebnissen unter konstanter Amplitude war der Unterschied in der Schwingfestigkeit bei veränderlichen Amplituden (s. Bild 5-24) zwischen dem Nb-, dem P-Si-legierten und dem Dualphasenstahl DP500 gering. Insgesamt schien bei zeitlich veränderlicher Beanspruchung bei den hier untersuchten gekerbten Proben die statische Werkstofffestigkeit größeren Einfluß zu haben als der Verfestigungsmechanismus unter einstufiger, zyklischer Beanspruchung.

b) Dehnungsgeregelte Versuche an ungekerbten Flachproben

Die Gegenüberstellung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme (Bild 5-17) zeigte erwartungsgemäß, daß die höherfesten Stähle bei plastischer Verformung für gleiche Totaldehnungsamplituden höhere Prüfkräfte erforderten. Gleichzeitig war am Beispiel des Nb-mikrolegierten

und des P-Si-Stahls der Einfluß einer durch Bake-Hardening bewirkten Werkstoffalterung zu beobachten. Diese beiden Stähle wurden bei einer Temperatur von 170 °C 20 Minuten lang an Luft wärmebehandelt. Dabei wanderten Kohlenstoffatome an die Versetzungen, die durch die sich bildenden Cottrell-Wolken in ihrer weiteren Beweglichkeit behindert wurden. Für die Ausbildung des Bake-Hardening-Effekts mußte der Diffusionsweg der Kohlenstoffatome zur nächsten Ausscheidung lang sein, damit die Versetzungen überhaupt erreicht wurden. Zusätzlich mußte eine Mindestzahl von blockierfähigen Versetzungen vorhanden sein, die gegebenenfalls durch vorhergehende Kaltverformung in dem Werkstoff erzeugt werden müßten.

Der Vergleich der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme mit den im Zugversuch erhaltenen Diagrammen (Bild 5-12 bis Bild 5-16) zeigte, daß im Fall der Dualphasenstähle oberhalb einer Schwingamplitude von 0,3 % Wechselverfestigung eintrat. Im Bereich großer plastischer Verformungen resultierte ein entsprechend starker Spannungsanstieg. Im Gegensatz hierzu stand das Verhalten der beiden anderen höherfesten Stahlsorten. Durch die Bake-Hardening-Behandlung war zunächst der wirksame elastische Bereich zu höheren Verformungsamplituden erweitert. Mit weiterer Erhöhung der Belastung wurden die blockierten Versetzungen lauffähig. Infolge der im Bereich größerer Dehnungsamplituden vergleichsweise geringeren Verfestigungsneigung zeigten die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme im Fall der einphasigen höherfesten Stähle einen flachen Verlauf. Sowohl beim Nb-mikrolegierten wie auch beim P-Si-Stahl trat als Folge der Wärmebehandlung eine ausgeprägte Streckgrenze auf, die im Schwingversuch während der ersten Schwingspiele in den Hystereseschleifen erkennbar war.

5.1.5 Einfluß einer Vorverformung

In Zusammenarbeit mit dem Kooperationspartner Institutet för Metallforskning in Stockholm (IM) wurden kraftgeregelte Einstufenversuche im Zeitfestigkeitsgebiet mit $R = -1$ an gekerbten Proben aus DP 400 durchgeführt. Der Blechwerkstoff wurde vor der Probenfertigung in (der späteren) Beanspruchungsrichtung um 10 % uniaxial vorgereckt. Der

Vergleich der Wöhlerlinien des nicht vorverformten mit dem vorverformten Zustand zeigte keinen signifikanten Unterschied. Im IM wurden darüber hinaus Versuche mit $R = 0,05$ durchgeführt. Hierbei ergab sich die Schwingfestigkeit des vorgereckten Zustands zu rund 150 N/mm^2 bei $N = 10^5$. Der Wert des Anlieferungszustands betrug rund 125 N/mm^2 . Bei $N = 10^6$ zeigte sich praktisch kein Unterschied zwischen den Werten beider Werkstoffzustände. Die Untersuchungen zum Einfluß einer Vorverformung auf das Schwingfestigkeitsverhalten gekerbter Proben sind im Abschlußbericht des IM [28] detailliert erörtert.

5.2 Bauteilähnliche Probanden

5.2.1 Ergebnisse

Bei bauteilähnlichen, gefügten Probanden gab es eine Vielzahl möglicher Kombinationen der Ergebnisdarstellung. Da die Aufgabe der BAM im Rahmen dieses Vorhabens im wesentlichen darin bestand, den *Werkstoffeinfluß* zu verdeutlichen, wurden in ein Wöhlerdiagramm jeweils nur eine Füge- bzw. Bauart, aber verschiedene Werkstoffe aufgenommen. Der Einfluß der vielfältigen Fertigungsparameter auf das Schwingfestigkeitsverhalten ist in den Abschlußberichten der weiteren Partner [25, 26, 27] erläutert.

Die unter Zugschwellbeanspruchung mit $R = 0,1$ ermittelten Bauteilwöhlerlinien sind aus Bild 5-25 bis Bild 5-37 zu ersehen. Aus Tabelle 5-3 können die wichtigsten numerischen Angaben zu den Wöhlerlinien (Anzahl der geprüften Proben, Anzahl der für die Auswertung infrage kommenden Proben, Steigung k , Achsenabschnitt b , Korrelationskoeffizient r^2 und Streuspanne $T_{N,80}$) entnommen werden. In der (mehreseitigen) Tabelle A18 im Anhang sind alle Einzelergebnisse der bauteilähnlichen Probanden aufgeführt. Diese Tabelle enthält - zur Dokumentation des gesamten Prüfaufwands der BAM bei den Bauteilprüfungen - auch die in diesem Bericht nicht aufgeführten Prüfserien, die mit Probanden ermittelt wurden, deren Fertigungsqualität nicht einwandfrei war. Die Bilder stellen nur die Ergebnisse der entsprechenden nachgelieferten, verbesserten Ausführungen dar.

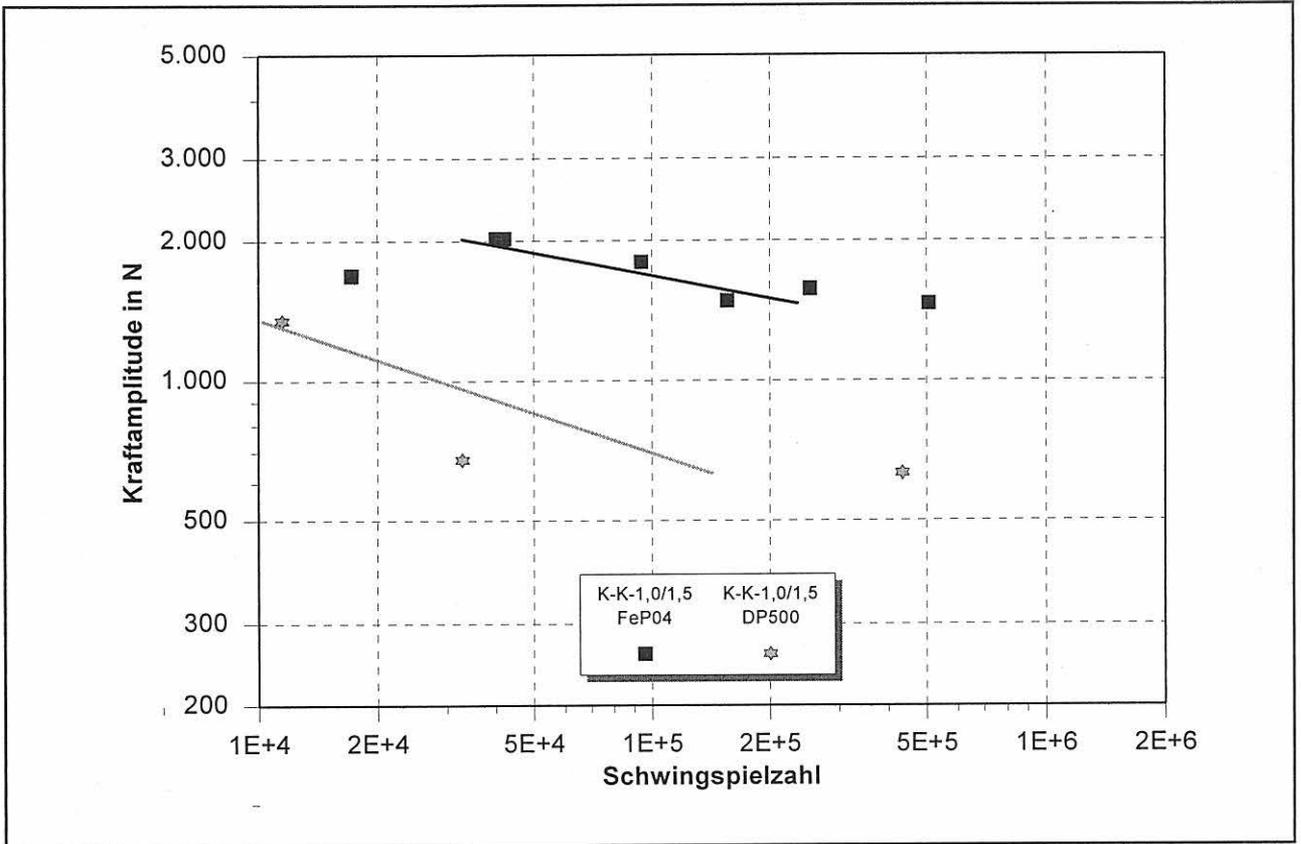


Bild 5-25: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, geklebter Proben

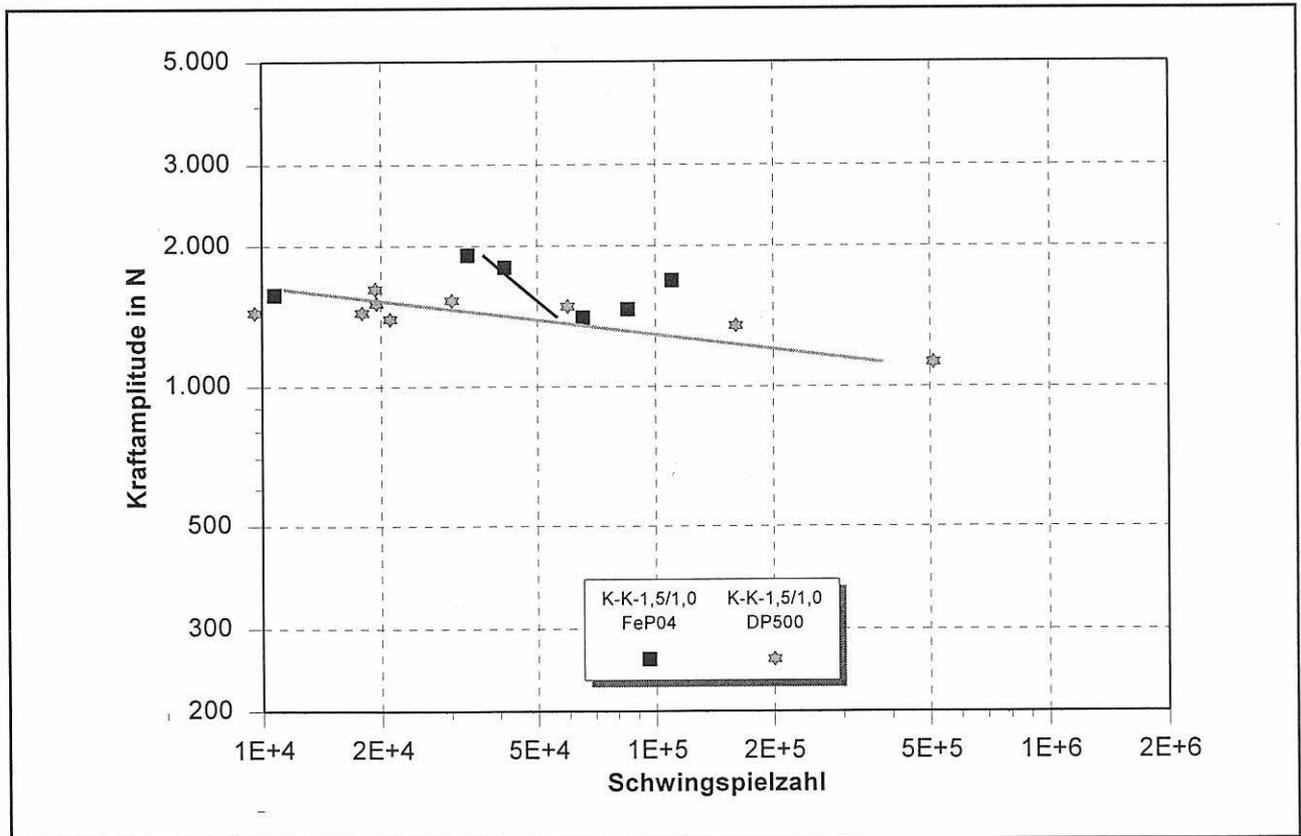


Bild 5-26: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, geklebter Proben

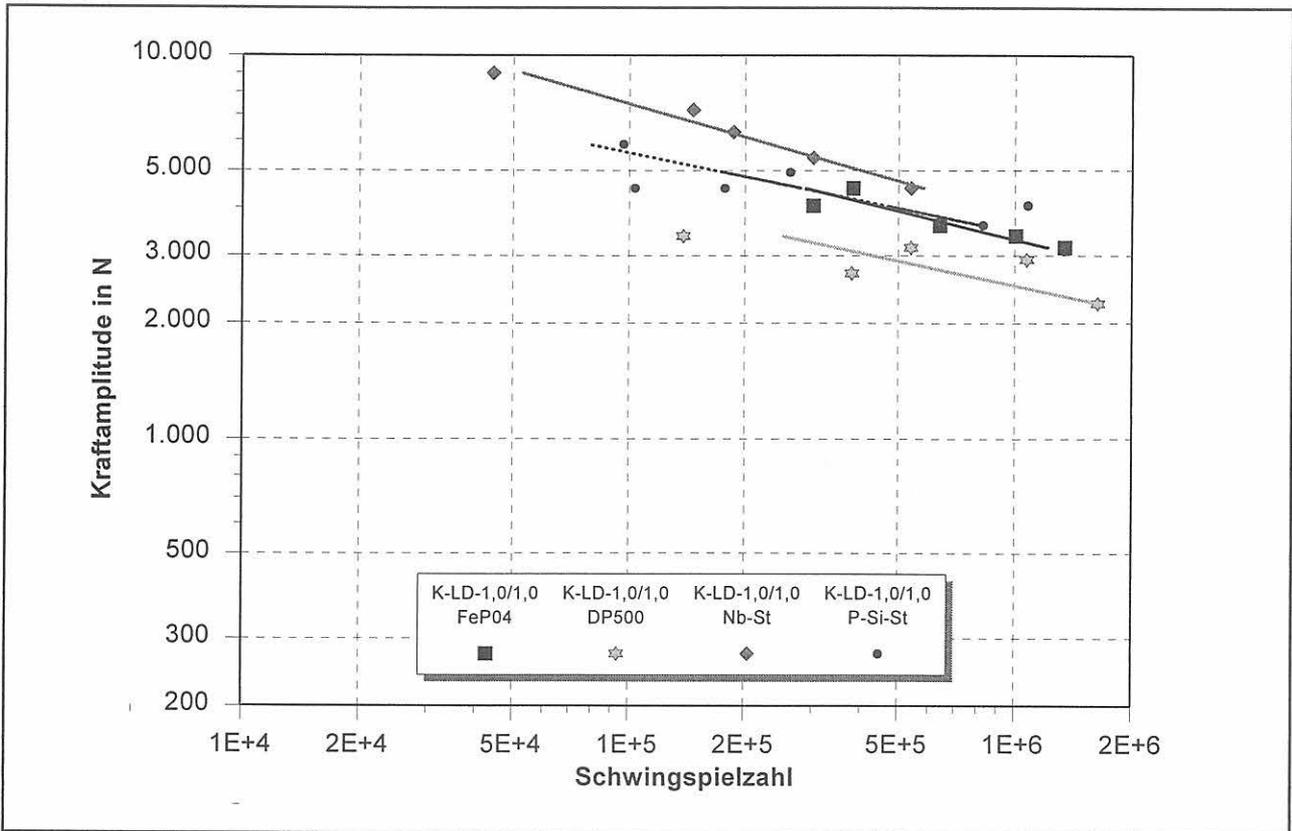


Bild 5-27: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, laserstrahlgeschweißter Proben

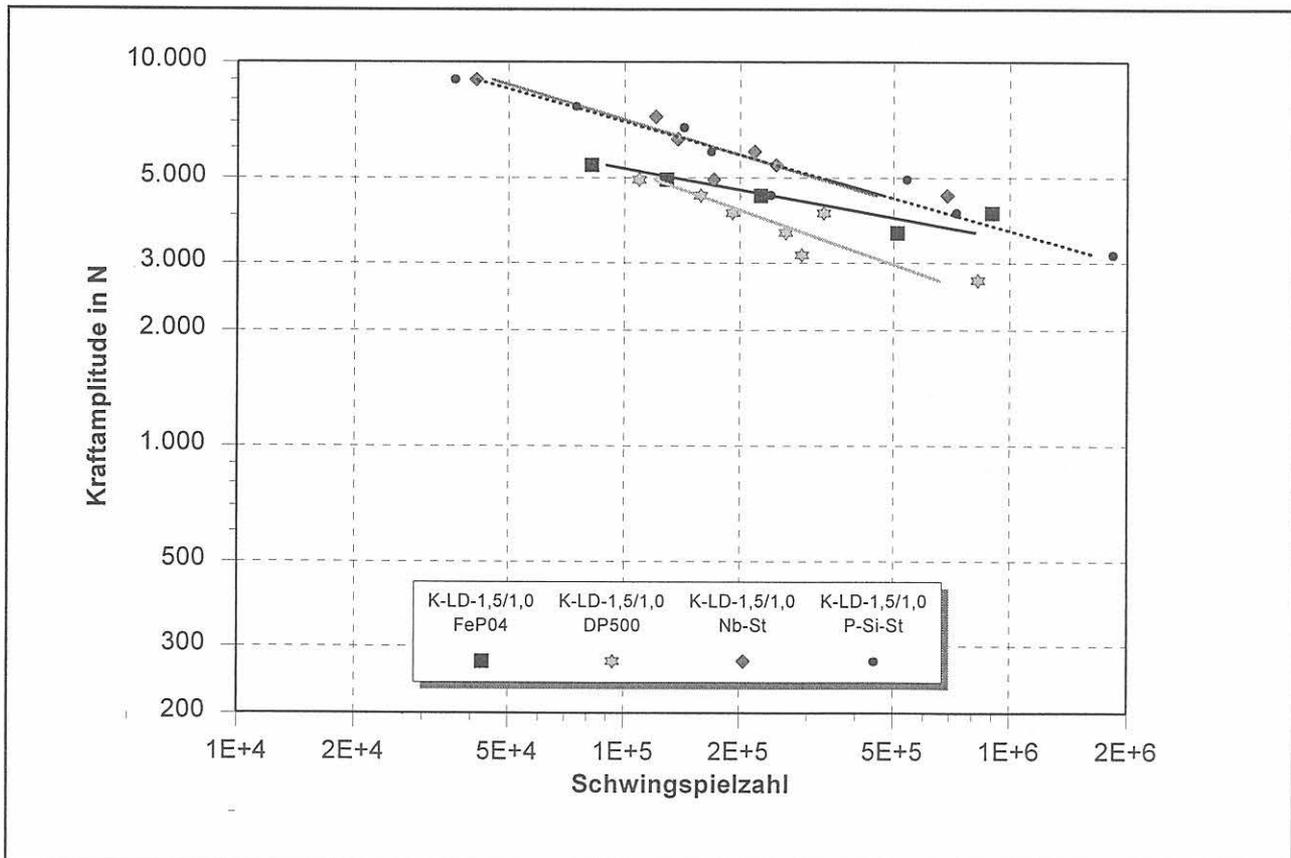


Bild 5-28: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, laserstrahlgeschweißter Proben

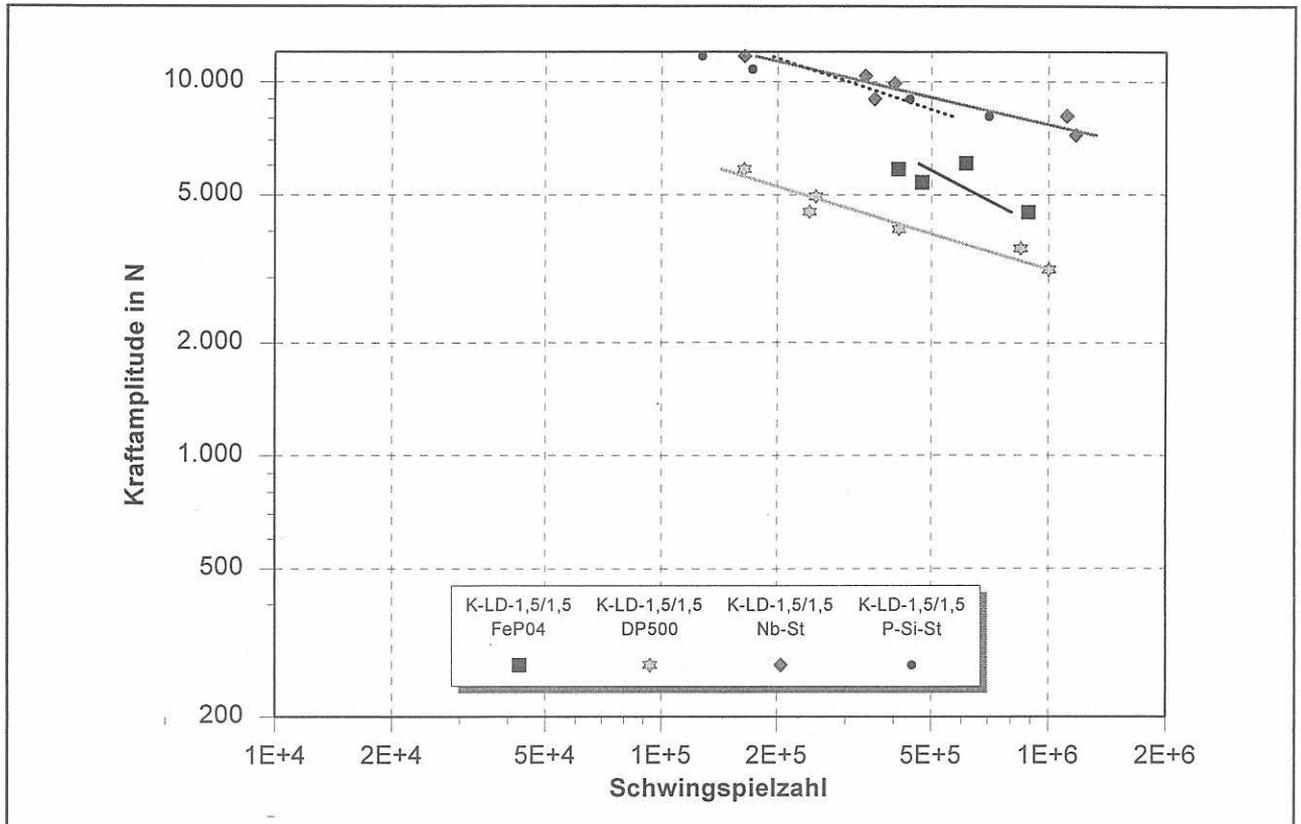


Bild 5-29: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, laserstrahlgeschweißter Proben

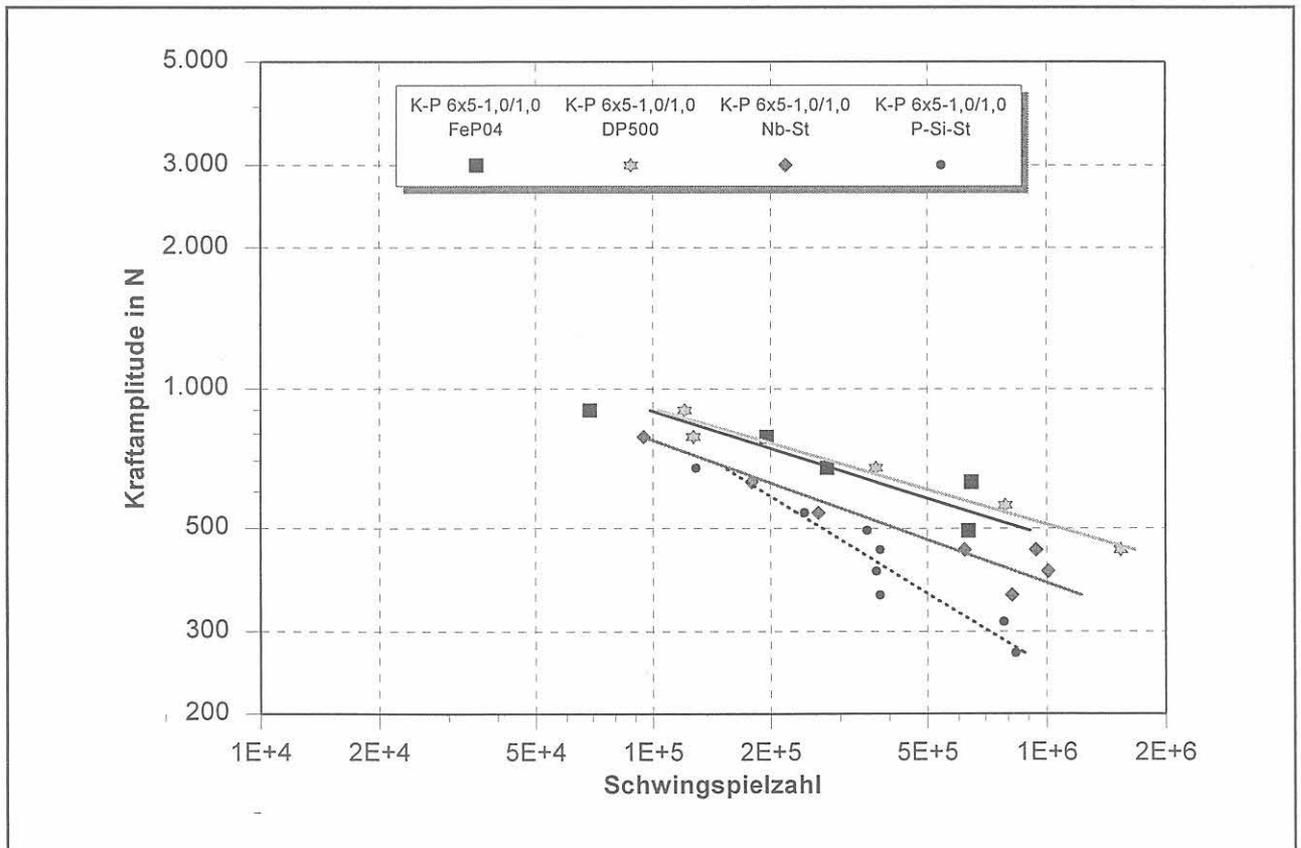


Bild 5-30: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, punktgeschweißter Proben

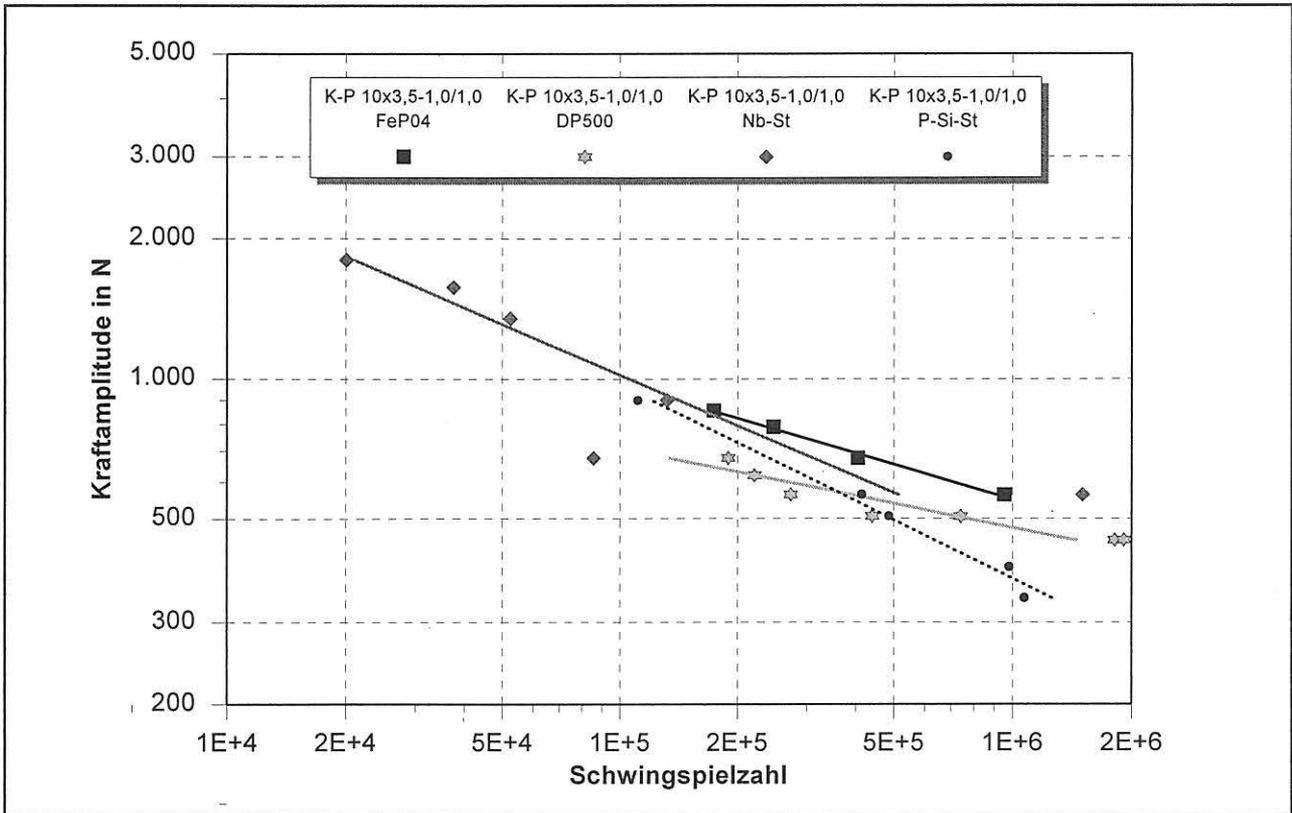


Bild 5-31: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, punktgeschweißter Proben

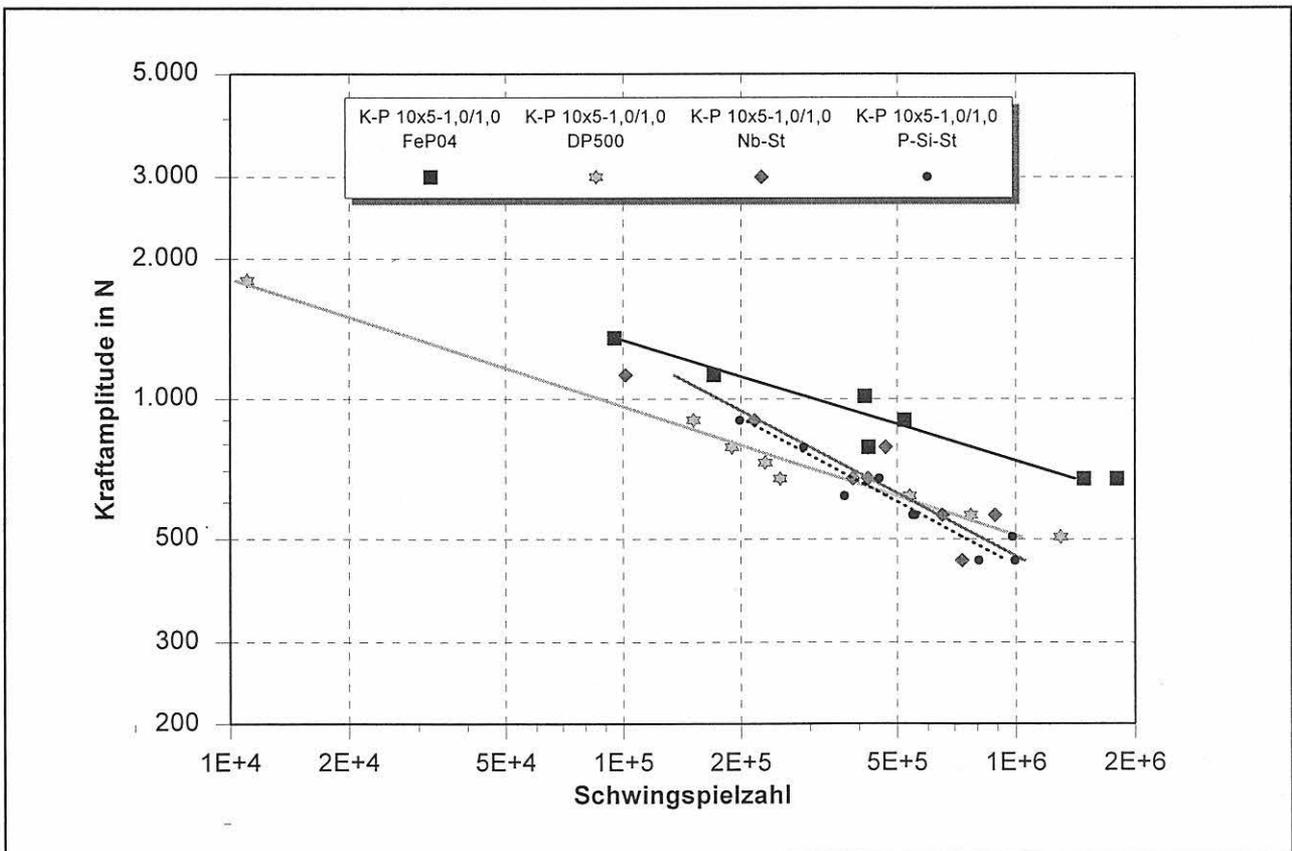


Bild 5-32: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, punktgeschweißter Proben

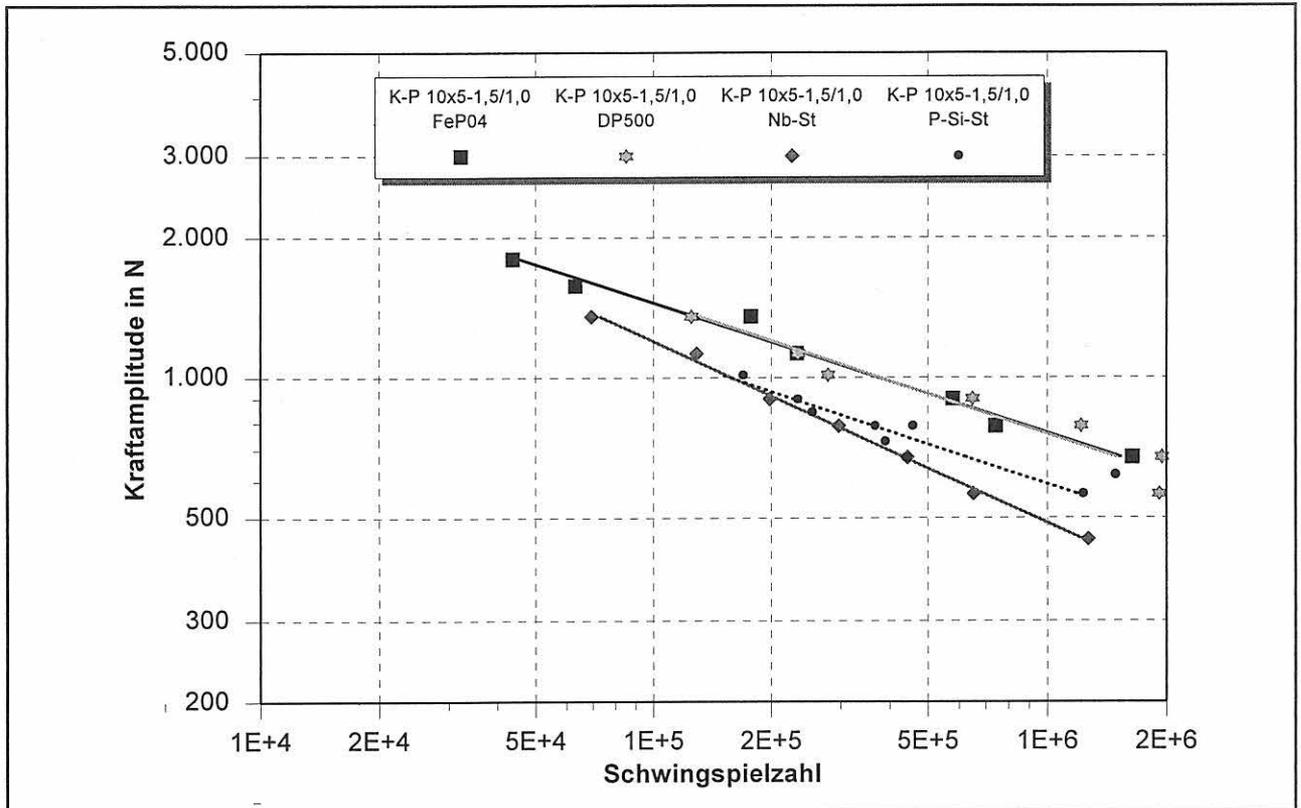


Bild 5-33: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, punktgeschweißter Proben

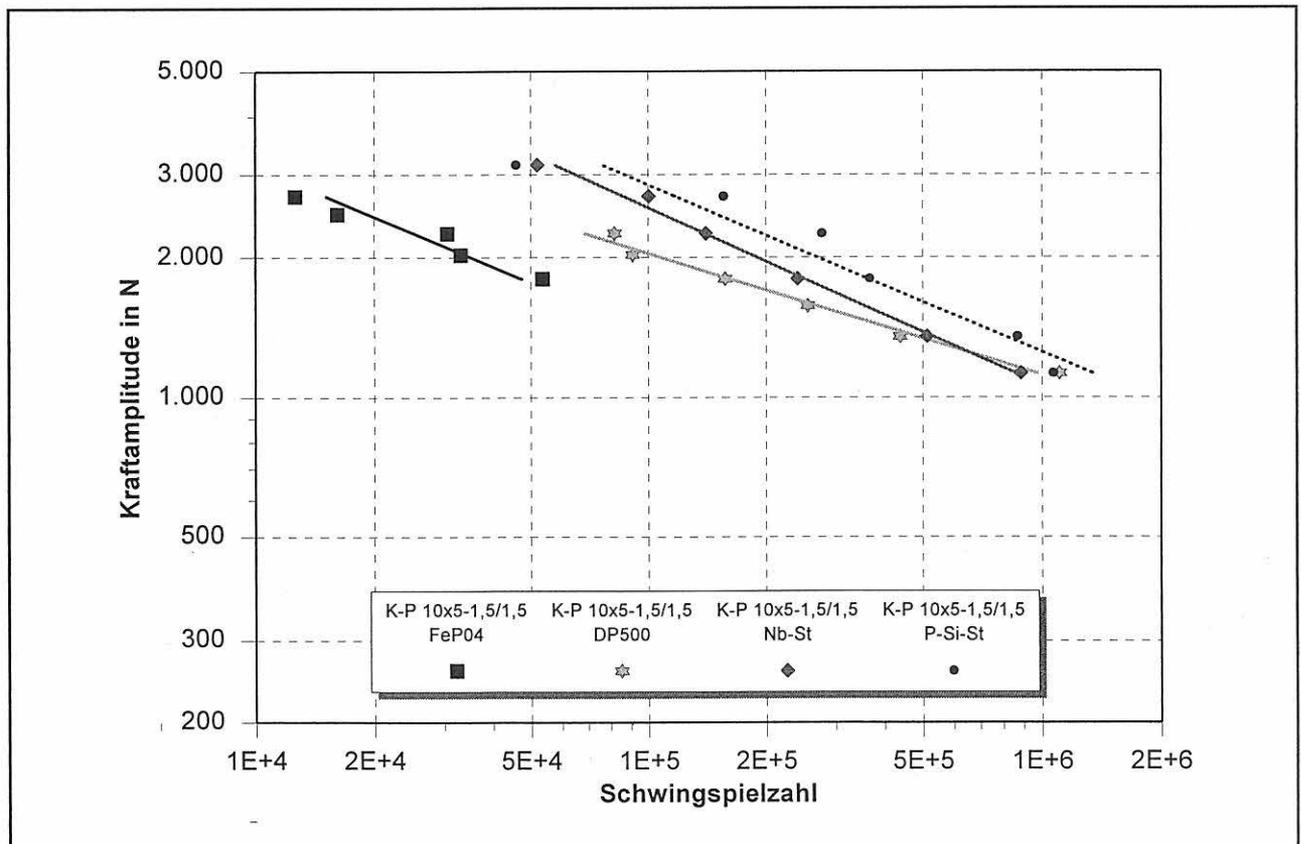


Bild 5-34: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, punktgeschweißter Proben

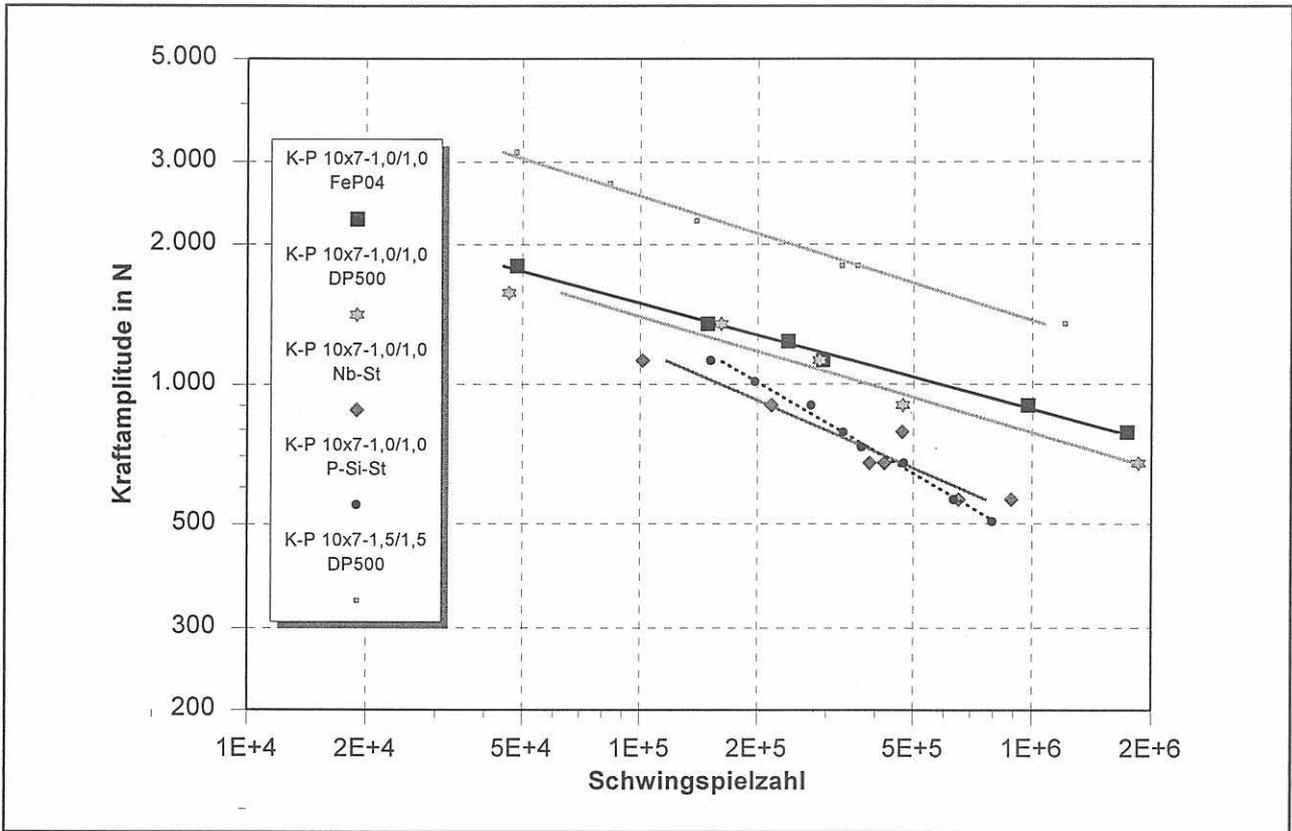


Bild 5-35: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, punktgeschweißter Proben

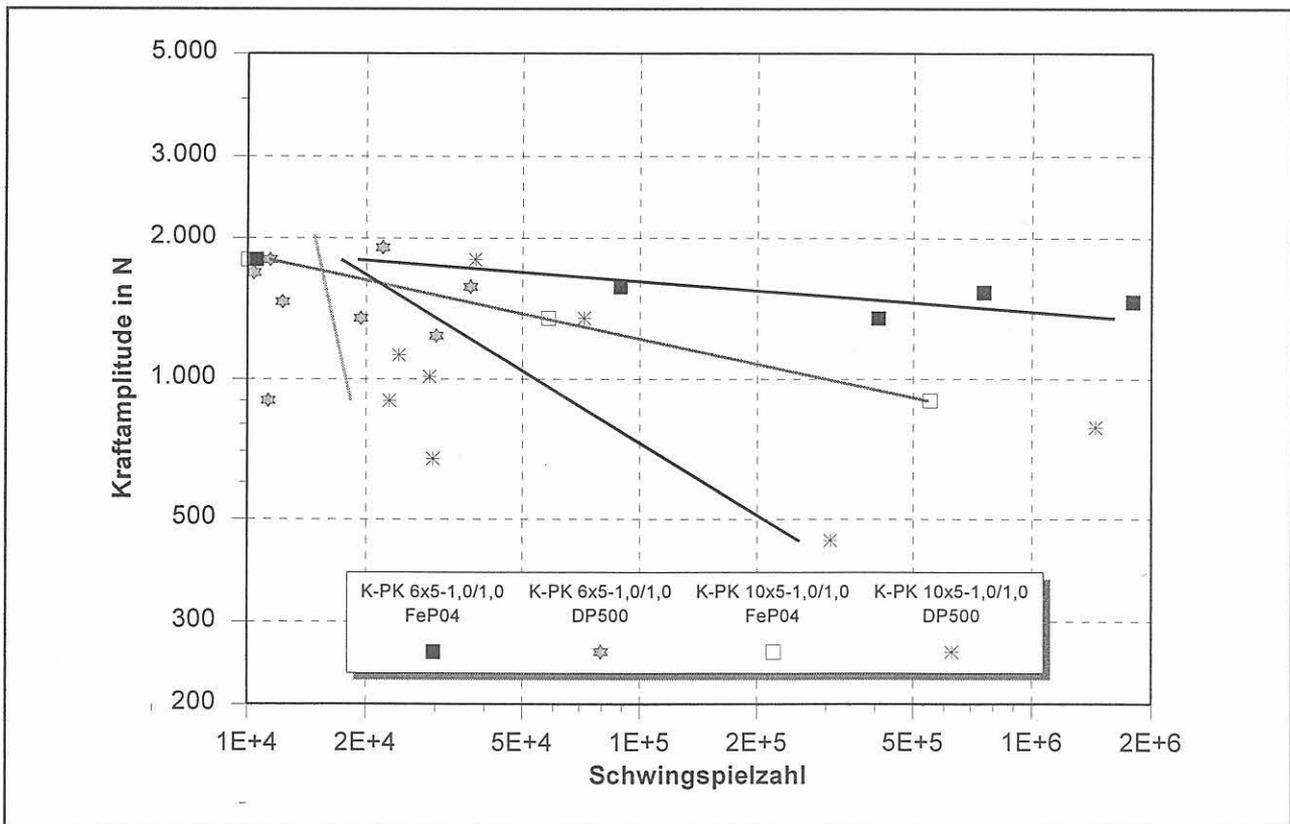


Bild 5-36: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, punktgeschweißter/geklebter Proben

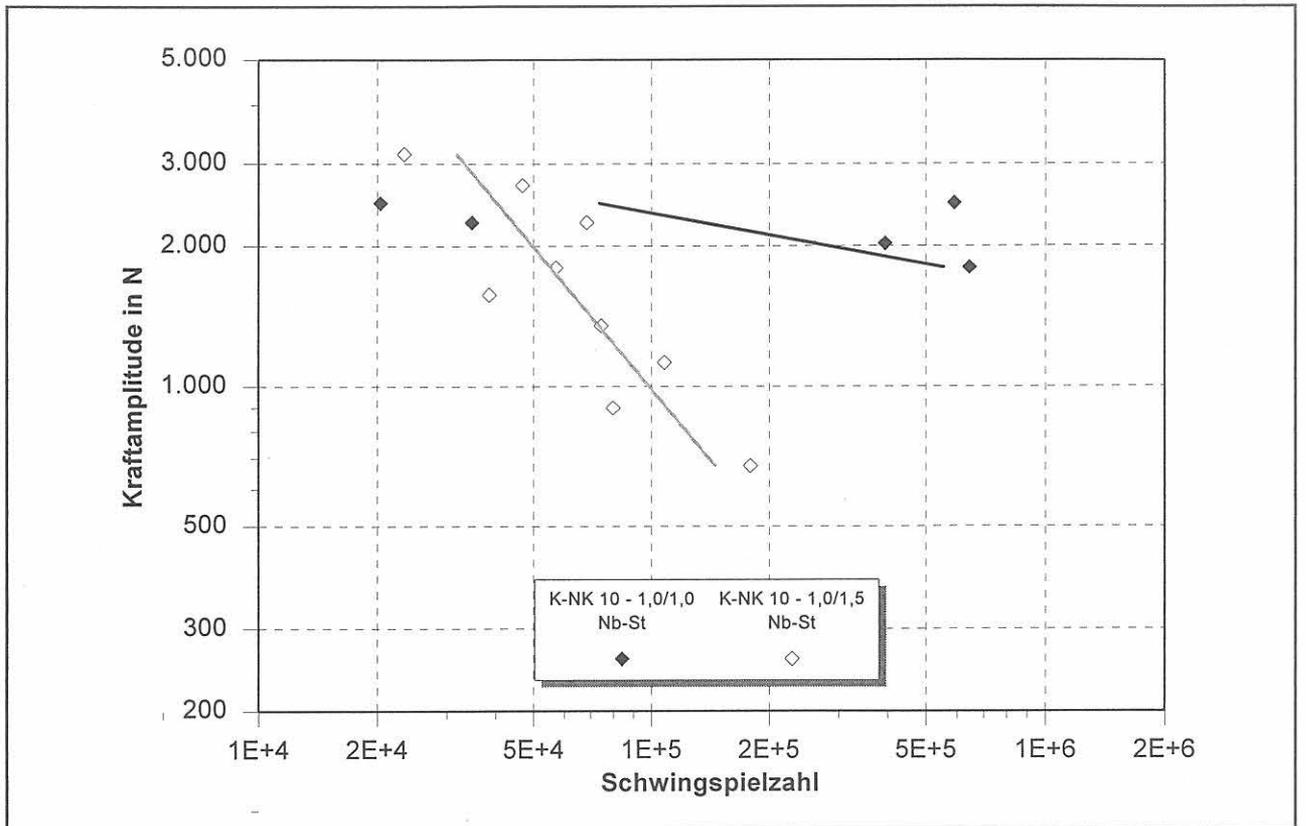


Bild 5-37: Bauteilwöhlerlinien kopfzugbeanspruchter, genieteter/geklebter Proben

Tabelle 5-3: Weitere Angaben zur Charakterisierung der Bauteilwöhlerlinien

Probenserie	Werkst.	Anzahl geprüft	Anzahl ausgew.	k	b	r ²	T _{N,80}
K-K - 1,0/1,0 *	FeP04	9	8	1,46	0,16	0,00	1 : 28,31
K-K - 1,0/1,5	FeP04	9	7	-6,06	24,56	0,49	1 : 10,62
K-K - 1,5/1,0	FeP04	7	6	-1,42	9,22	0,04	1 : 10,48
K-LD - 1,0/1,0	FeP04	8	5	-4,05	20,25	0,84	1 : 2,10
K-LD - 1,5/1,0	FeP04	8	5	-5,45	25,29	0,79	1 : 3,72
K-LD - 1,5/1,5	FeP04	8	4	-1,84	12,61	0,52	1 : 2,08
K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	9	5	-3,72	15,98	0,83	1 : 3,15
K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	10	4	-4,00	16,96	0,99	1 : 1,21
K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	10	7	-3,87	17,11	0,91	1 : 2,40
K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	9	7	-3,58	16,31	0,98	1 : 1,61
K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	9	9	-2,82	13,87	0,97	1 : 1,51
K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	10	7	-3,15	15,07	0,79	1 : 4,70
K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	7	5	-15,43	54,51	0,65	1 : 34,00
K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	7	4	-5,58	22,21	1,00	1 : 1,32
K-K - 1,0/1,0 *	DP 500	5	5	-18,10	60,81	0,87	1 : 3,96
K-K - 1,0/1,5	DP 500	5	3	-3,45	14,80	0,60	1 : 71,11
K-K - 1,5/1,0	DP 500	9	9	-9,59	34,84	0,62	1 : 8,51
K-LD - 1,0/1,0	DP 500	10	5	-4,64	21,78	0,57	1 : 6,37
K-LD - 1,5/1,0	DP 500	10	7	-2,81	15,46	0,83	1 : 2,13
K-LD - 1,5/1,5	DP 500	8	6	-3,16	17,07	0,93	1 : 1,73
K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	9	5	-4,02	16,88	0,97	1 : 1,86
K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	10	7	-5,87	21,74	0,89	1 : 2,47
K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	10	8	-3,63	15,84	0,98	1 : 1,72
K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	10	7	-3,51	16,11	0,94	1 : 2,14
K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	9	6	-3,82	17,65	0,98	1 : 1,42
K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	8	5	-3,98	17,54	0,96	1 : 2,20
K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	9	6	-3,75	17,77	0,99	1 : 1,33
K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	10	9	-0,27	5,05	0,02	1 : 4,03
K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	9	9	-1,94	10,56	0,29	1 : 38,28
SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	11	2	-	-	-	-
SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	10	1	-	-	-	-
SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	9	2	-	-	-	-
SQ-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	3	1	-	-	-	-
K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	9	5	-3,46	18,40	0,97	1 : 1,59
K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	10	7	-3,31	17,75	0,84	1 : 2,61
K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	10	7	-4,16	22,16	0,94	1 : 1,88
K-NK 10 - 1,0/1,0	Nb-St	8	5	-6,35	26,40	0,27	1 : 65,80
K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	10	9	-0,99	7,95	0,73	1 : 2,33
K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	10	7	-3,27	14,45	0,91	1 : 2,20
K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	10	6	-2,75	13,26	0,75	1 : 8,83
K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	10	8	-2,25	11,98	0,85	1 : 2,14
K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	8	7	-2,57	12,90	1,00	1 : 1,17
K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	9	6	-2,62	13,94	0,99	1 : 1,28
K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	10	7	-2,71	13,35	0,91	1 : 1,85
K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	10	0	-	-	-	-
K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	10	0	-	-	-	-
K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	10	6	-4,83	23,08	0,61	1 : 6,42
K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	10	8	-3,52	18,55	0,93	1 : 2,52
K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	10	5	-2,94	17,23	0,72	1 : 3,04
K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	10	8	-1,91	10,60	0,91	1 : 1,66
K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	10	5	-2,40	12,16	0,98	1 : 1,43
K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	10	9	-2,21	11,85	0,92	1 : 1,55
K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	10	10	-3,52	15,76	0,84	1 : 2,11
K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	P-Si-St	9	6	-2,79	14,64	0,92	1 : 2,52
K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	P-Si-St	10	8	-2,02	11,38	0,99	1 : 1,14
K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	10	0	-	-	-	-
K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	10	0	-	-	-	-

5.2.2 Einfluß des Werkstoffs

a) Geklebte Proben (Bild 5-25, Bild 5-26)

Geklebte Kopfbogenproben haben wenig zufriedenstellende Ergebnisse geliefert, wie aus Bild 5-25 und Bild 5-26 zu ersehen ist. Zwei Wöhlerlinien, (K-K-1,0/1,0 für FeP04 und DP500) wurden erst gar nicht grafisch dargestellt, da sich hier ein sehr ungewöhnliches Verhalten mit positiver Steigung k ergeben hätte, vgl. Tabelle 5-3. Die Ursache für dieses ungünstige Verhalten geklebter Probanden liegt nach [27] in einer uneinheitlichen Alterung nach der Probenfertigung. Gleichermaßen „exotische“ Versuchsergebnisse lieferten die geklebten Scherzugproben (drei Serien SQ-K, vgl. Tabelle 5-3) aus DP500. Die Wahl geeigneter Lasthorizonte, mit denen Versagensschwingspielzahlen zwischen 10^4 und $2 \cdot 10^6$ erreicht werden sollten, erwies sich als sehr schwierig. Die geklebten Scherzugproben wurden entweder sofort nach dem Anschwingen zerstört oder sie liefen bis zu $2 \cdot 10^6$ Schwingspielen durch. Die Ursache für dieses von allen bisher untersuchten Probenreihen abweichende Verhalten lag gemäß [27] in der Ausführung der Klebeverbindung: Die Verteilung des Klebstoffs war hier sehr ungleichmäßig. Dadurch entstanden im Überlappungsbereich Klebflächen unterschiedlicher Größe und somit unterschiedlicher Tragfähigkeit. Der an den Einzelwerten dieser Serien interessierte Leser sei auf die Tabelle A18 im Anhang verwiesen.

b) Laserstrahlgeschweißte Proben (Bild 5-27...Bild 5-29)

Aus Bild 5-27 bis Bild 5-29 geht hervor, daß bei den mit durchgehender Naht laserstrahlgeschweißten Probanden kein eindeutiger Vorteil eines Werkstoffs erkennbar wird. Die Versuchspunkte der einzelnen Werkstoffe für jede der drei untersuchten Blechdickenkombinationen ließen sich ohne weiteres in ein gemeinsames Streuband einordnen. Tendenziell liegen hierbei die DP500-Werte an der unteren Seite des Streubands. Hier wurden die Risse ausschließlich am Übergang von der Schweißnaht zum Blechwerkstoff oder sogar ausschließlich im Material der Verbindungsnaht gefunden. Eine genaue Betrachtung der Schweißnähte dieser Probengruppe zeigte, daß die Qualität und geometrische Lage der Naht von ausschlaggebender Bedeutung ist. Die Nahtqualität wies starke Schwankungen auf: In einigen Fällen war die Verbindung nicht durchgeschweißt oder die Schmelze war aus der Naht herausgetropft. Die Nahtansatzstelle wies z. T. deutlich erkennbare Kerben auf. Da die Verfahrensoptimierung im Rahmen dieses Vorhabens nicht zu den Aufgaben der BAM zählte, wurde dem Problem nicht weiter nachgegangen.

c) Punktgeschweißte Proben (Bild 5-30 ... Bild 5-35)

Die untersuchten Kopfbogenproben sind jeweils aus einem U-förmigen und zwei L-förmigen Teilen zusammengesetzt. An punktgeschweißten Kopfbogenproben aus FeP04 wurde zunächst der Einfluß der Blechdicke, des Punktdurchmessers und der Zahl der Schweißpunkte ermittelt. Da die Proben

bis zu einem Frequenzabfall von $\Delta f = 10$ Hz mit entsprechendem Steifigkeitsverlust geprüft wurden, waren die erzielten Risse sehr groß. Ein Vergleich der Rißlängenverteilung innerhalb einer Probenreihe zeigte dabei, daß mit abnehmender Belastungsamplitude der Unterschied der Rißabmessungen zwischen den einzelnen Schweißpunkten geringer wurde. Hatten alle Elemente eine einheitliche Blechstärke, befanden sich alle Risse auf der Seite der L-förmigen Teilstücke. Wurde allein für die L-Teile eine höhere Blechdicke verwendet, so befanden sich die Risse auf der Seite des U-förmigen Teilstücks.

Die Erhöhung der Anzahl von Schweißpunkten von 6 auf 10 bei gleichbleibendem Punktdurchmesser (5 mm) ergab nur eine geringe Zunahme an ertragbarer Schwingkraft, vgl. Bild 5-30 und Bild 5-32.

Eine Vergrößerung des Schweißpunktdurchmessers von 3,5 auf 5 bzw. 7 mm bei gleichgehaltener Anzahl von Punkten (10) führte jeweils zu einer geringen Erhöhung der zyklischen Beanspruchbarkeit, vgl. Bild 5-31, Bild 5-32 und Bild 5-35.

Bei der Variation der Blechdicken dominierten stets diejenigen Kombinationen mit den größeren Dicken. Hierbei war der Werkstoffeinfluß nicht ausschlaggebend, sondern vielmehr die geometrischen Gegebenheiten, vgl. Bild 5-33 und Bild 5-34. Zur Wöhlerlinie für FeP04 in Bild 5-34 sei bemerkt, daß dieses Ergebnis relativ früh von Audi ermittelt wurde und das Versagenskriterium hierbei (noch) einem Frequenzabfall von $\Delta f = 1$ Hz entsprach; den übrigen Linien in diesem Diagramm liegt jedoch das allgemeine Versagenskriterium „40 % Steifigkeitsabfall“ zugrunde. Besonders ausgeprägt ist der Blechdickeneinfluß beim DP500 (vgl. Bild 5-35).

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß der Werkstoffeinfluß bei den gefügten Kopfbogenproben vergleichsweise schwach ausgeprägt war. Demgegenüber dominierte der Einfluß der Punkteanzahl und des Punktedurchmessers. Allen hier untersuchten höherfesten Blechgüten muß konzediert werden, daß sie keineswegs ungünstigere Schwingfestigkeitseigenschaften als der konventionelle Tiefziehstahl FeP04 aufweisen. Es wird empfohlen, die Qualität der Fertigung zukünftig in engen Grenzen zu halten und intensiv zu kontrollieren.

d) Proben mit kombinierten Fügeverfahren (Bild 5-36, Bild 5-37)

Die kombiniert gefügten Probenreihen K-PK6x5-1,0/1,0 und K-PK10x5-1,0/1,0, jeweils FeP04 und DP500, zeigen gemäß Bild 5-36 lediglich für den FeP04 zufriedenstellende Ergebnisse. Die Ursache für dieses ungünstige Verhalten geklebter Probanden liegt nach [27] in einer uneinheitlichen Alterung des Klebstoffs nach der Probenfertigung. Dies wird anhand des Vergleichs der FeP04- mit den DP500-Probanden im Bild 5-36 verdeutlicht: Die FeP04-Proben wurden relativ kurz nach der Fertigung bei Audi geprüft; die DP500-Proben jedoch ca. ein Jahr später in der BAM.

Gleiches gilt sinngemäß für die im [Bild 5-37](#) dargestellten Wöhlerlinien kombiniert genietet-geklebt gefügter Proben aus Nb-Stahl: Relativ schwache Korrelationskoeffizienten r^2 und hohe Streuspannen $T_{N,80}$ lassen das dargestellte Gesamtergebnis sehr zweifelhaft erscheinen. Hieraus kann gefolgert werden, daß die Lagerungsbedingungen durch Kleben gefügter Proben für mögliche zukünftige Schwingfestigkeitsuntersuchungen präziser als bisher definiert und überwacht werden müssen.

6 Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen

6.1 Lichtmikroskopische Werkstoffbefunde am Grundwerkstoff

Das Gefüge des Grundwerkstoffs wurde bereits in den Abschnitten 3.1.1 bis 3.1.5 beschrieben; die entsprechenden Schlibfbilder sind im Anhang, [Bild A1](#) bis [A9](#) wiedergegeben.

In einer Nebenuntersuchung wurde mit einem Ultraschallmikroskop der Versuch unternommen, kleine Oberflächenrisse (small cracks) in gekerbten, entsprechend schwingbeanspruchten Flachproben aus FeP04 und DP400 zu detektieren. Die in einer Veröffentlichung [37] dargelegten Ergebnisse werden wegen ihrer grundlegenden Bedeutung im Hinblick auf die Detektierung von Rissen im folgenden skizzenhaft wiedergegeben.

Bei den Untersuchungen wurde ein sogenanntes akustisches Raster-Reflexions-Mikroskop, Typ Elsam (Leitz AG) mit Punktfokus-Linsen für den Frequenzbereich von 100 MHz bis 2 GHz verwendet. Bei entsprechend optimierten Abildungsparametern konnten bei den untersuchten Tiefziehblechen Ermüdungsrisse ab 40 μm Länge bei polierten Oberflächen und ab 300 μm Länge an Walzoberflächen abgebildet werden. Als zerstörungsfreies Verfahren gestattet diese Methode gegenüber dem Raster-Elektronenmikroskop, auch größere Proben oder gar Bauteile zu untersuchen. Die Unterscheidung transkristalliner Risse von interkristallinen gelang jedoch nicht. Einige Befunde geben Anlaß zu der Vermutung, daß auch oberflächennahe Eigenspannungszustände quantitativ erfaßt werden könnten. Dazu wären jedoch weitere Untersuchungen notwendig.

6.2 Lichtmikroskopische Werkstoffbefunde an gefügten Probanden

In den [Bildern A12](#) bis [A14](#) (Anhang) sind Querschliffe durch die Nähte von mit dem Laserstahl geschweißten Kopfbzugproben (Überlappstoß mit I-Naht an verzinkten Blechen) dargestellt. In diesen Bildern liegt das U-förmige Teil stets unten. Der metallographische Querschliff durch die Laser-naht zeigte im Bereich der schmelzflüssigen Zone ein Härtinggefüge mit im Zentrum sehr feinen stengelförmigen

Kristallen. Der erkennbare Bereich der Wärmeeinflußzone betrug etwa ein Drittel der Blechdicke. Im Bereich der Nahtwaren - je nach Probe - Spalten von rund 4 ... 10 % der Blechdicke zwischen den verbundenen U- und L-förmigen Probenanteilen verblieben. Aus [Bild A12](#) wird ersichtlich, daß der Schwingungsriß im U-förmigen Teil am Übergang des schweißnahtmittigen Gußgefüges zur Aufhärtungszone entstand. Entstehungsort war die im [Bild A13](#) gut erkennbare, sehr scharfe Kerbe zwischen dem Schweißgut im Spalt und der Blechoberfläche des U-Teils. Die ausgeprägte Nahtunterwölbung ist vermutlich eine Folge des zu breiten (ca. 0,18 mm) Spalts ([Bild A13](#)). Bei zu schmalen Spalten zwischen den zu fügenden Teilen ist gemäß [38] die Entgasung des Zinkdampfes behindert. Als Folge davon können im aufgeschmolzenen Bereich Poren und Löcher entstehen, die bei einigen in der BAM geprüften Proben auch beobachtet wurden. Im [Bild A13](#) ist sehr deutlich die nicht optimal durchgeschweißte Wurzel zu erkennen: Bei anderen als den hier untersuchten Beanspruchungsarten der Naht wäre hier infolge der Kerbwirkung ein Schwingungsriß „vorprogrammiert“. In der Literatur [38] finden sich Hinweise, daß Bleche mit verzinkten Oberflächen relativ hohe Streckenergien bedingen, da diese Oberflächen die Energie des Laserstrahls vergleichsweise schlecht absorbieren. Eine nicht optimierte Streckenergie könnte somit die Ursache für die ungünstige Ausbildung der Wurzel sein. In den Gefügen der in den [Bildern A12](#) bis [A14](#) dargestellten Schweißnähte wurden Härtemessungen (HV 0,1) vorgenommen. Beim DP 500 (FeP04) trat hierbei eine Härtesteigerung von 162 HV (128 HV) im Grundwerkstoff auf 380 HV (234 HV) in der Wärmeeinflußzone auf. Dieses nicht unerwartete Verhalten könnte ein Grund für das vergleichsweise günstige Schwingfestigkeitsverhalten der laserstrahlgeschweißten Probanden aus FeP04 sein.

Aus den [Bildern A15](#) und [A16](#) ist das Gefüge eines Schweißpunktes (FeP04) im Flachslibf zu ersehen. Der erkennbare Schwingungsriß hat die für punktgeschweißte Verbindungen typische Form und Lage. Am Übergang des Grundgefüges zur Wärmeeinflußzone wird erkennbar, daß dort infolge der Wärmeeinbringung bei gleichzeitiger Verformung durch die Elektroden ein relativ feinkörniges, rekristallisiertes Gefüge entstand. Die dunklen Körner sind vermutlich Zwischenstufen- oder Perlitbereiche.

Der Querschliff durch einen 3,5 mm bzw. 7,0 mm durchmessenden Schweißpunkt zeigte nach [Bild A17](#) bzw. [Bild A18](#) im Bereich des aufgeschmolzenen Bereiches entsprechend in Richtung des größten Wärmegradients erstarrte stengelförmige Kristalle mit einer umgebenden Wärmeeinflußzone. Wegen der mangelhaften Kontaktlage der zu verbindenden Bleche wurde der Formschiuß erst durch den Druck der Punktschweißzange hergestellt, s. [Bild A17](#). Die Rißeinleitung erfolgte im Schweißpunkt an der Stoßstelle zwischen U- und L-förmigen Teilen an der nach außen (im Bild rechts) gerichteten Seite. Die Risse wuchsen stets in Richtung der strukturell schwächeren (weniger biegesteifen) Seite bis zur Oberfläche des Schweißpunkts. Im Fall einer *einheitlichen* Blechstärke befanden sich alle Risse auf der Seite der L-förmigen Teilstücke, s. [Bild A17](#) und [Bild A18](#).

Wurde allein für die L-Teile eine *höhere* Blechdicke verwendet, so befanden sich die Risse auf der Seite des U-förmigen Teilstücks, s. [Bild A19](#). Die in den [Bildern A17](#) bis [A19](#) zu beobachtende Rißwachstumsrichtung ist nach der Initiierung zunächst horizontal in der Fügeebene orientiert; bei weiterer Beanspruchung biegt die Ausbreitungsrichtung unter 45 ° zur Horizontalen ab: Dies deutet darauf hin, daß in diesem Stadium ein erheblicher Biegespannungsanteil die Risse wachsen ließ. Aus [Bild A20](#) ist das Gefüge eines angerissenen Schweißpunkts (7 mm Ø) einer Kopfzugprobe aus DP500 ersichtlich. Hier ist zum einen die Wachstumsrichtung des Risses und zum anderen die Härteverteilung von Interesse: Der Riß wuchs hier bis zum Zeitpunkt des Versuchsabbruchs in der Trennebene zwischen den Teilen. Die Härte (HV 0,1) lag bei 155 HV im Grundwerkstoff und stieg in der Mitte des Punktes um rund das Dreifache auf 450 HV an.

Eine klassische Bruchflächenauswertung erbrachte bei den punktgeschweißten Proben keine Ergebnisse, die über das Maß der bisher dargestellten Befunde deutlich hinausreichen. Werkstoffspezifische Bruchtopographien konnten nicht beobachtet werden. Deswegen wird im folgenden auf die Wiedergabe einer Vielzahl optischer Aufnahmen verzichtet. Lediglich das oben bereits beschriebene Bruchverhalten eines Schweißpunkts bei gleicher und bei ungleicher Blechdicke ist wegen seiner grundlegenden Bedeutung dargestellt.

Im [Bild A21](#) ist eine nach der Schwingbeanspruchung zerlegte punktgeschweißte Kopfzugprobe dargestellt. Zum Trennen der L-förmigen Teile vom U-förmigen Teil wurde diese Probe bis zur statischen Bruchkraft beansprucht. Die L-Teile wurden umgeklappt, damit ihr Bild in der Fügeebene sichtbar wird. Das Bild dokumentiert, daß - wie weiter oben bereits dargelegt - im Falle gleicher Blechdicken der Riß von der Fügeebene ausging und durch den Schweißpunkt in Richtung der Oberfläche des strukturell schwächeren (weniger biegesteifen) L-Teils voranschritt, vgl. auch [Bild A17](#) und [A18](#).

Das Rißverhalten einer in gleicher Weise – wie vorstehend beschrieben – aufgebrochenen Probe aus ungleichen Blechdicken ist aus [Bild A22](#) zu ersehen. In diesem Fall ging der Riß gleichfalls von der Fügeebene aus; er schritt jedoch in Richtung des hier strukturell schwächeren (dünnere) U-Teils voran, vgl. auch [Bild A19](#). Dieses Rißverhalten und der für Schwingungsrisse durch Schweißpunkte typische Ausknöpfungbruch wird anhand der [Bilder A23](#) und [A24](#) deutlich. Der Anteil der durch das Aufreißen erzeugten Gewaltbruchfläche ist aus diesen Bildern relativ gut zu ersehen.

6.3 Versetzungsstruktur durch zyklische Beanspruchung

Während in [Bild 5-17](#) (S. 41) die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme dargestellt sind, zeigt [Bild 5-18](#) (S. 41) die daraus entwickelten zyklischen Fließkurven aller in die Untersuchung einbezogenen Stahlqualitäten. Die Ge-

genüberstellung zeigte erwartungsgemäß, daß die höherfesten Stähle bei plastischer Verformung für gleiche Totaldehnungsamplituden höhere Prüfkraft erfordern. Gleichzeitig ist am Beispiel des Nb-mikrolegierten und des P-Si-Stahls der Einfluß einer durch Bake-Hardening bewirkten Werkstoffalterung zu beobachten. Diese beiden Stähle wurden nach Rücksprache mit dem Hersteller (Krupp Hoesch Stahl AG) bei einer Temperatur von 170 °C 20 Minuten lang an Luft wärmebehandelt. Dabei wanderten Kohlenstoffatome an die Versetzungen. Die sich nun bildenden Cottrell-Wolken wurden dadurch in ihrer weiteren Beweglichkeit behindert. Für die Ausbildung des Bake-Hardening-Effekts mußte der Diffusionsweg der Kohlenstoffatome zur nächsten Ausscheidung lang sein, damit die Versetzungen überhaupt erreicht wurden. Zusätzlich mußte eine Mindestzahl von blockierfähigen Versetzungen vorhanden sein; diese war durch vorhergehende Kaltverformung in dem Werkstoff erzeugt worden.

Der Vergleich der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme mit den im Zugversuch erhaltenen Diagrammen (s. S. 38, [Bild 5-12](#), bis [Bild 5-16](#)) zeigte, daß im Fall der Dualphasenstähle oberhalb einer Schwingamplitude von 0,3 % Wechselverfestigung eintrat. Im Bereich großer plastischer Verformungen resultierte ein entsprechend starker Spannungsanstieg. Im Gegensatz hierzu stand das Verhalten der beiden anderen höherfesten Stahlsorten. Durch die Bake-Hardening-Behandlung war zunächst der wirksame elastische Bereich zu höheren Verformungsamplituden erweitert. Mit weiterer Erhöhung der Belastung wurden die blockierten Versetzungen lauffähig. Durch den im Bereich größerer Schwingamplituden vergleichsweise geringen Festigkeitszuwachs zeigten die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme im Fall der einphasigen höherfesten Stähle einen flachen Verlauf ([Bild 5-18](#), S. 41), woraus niedrige zyklische Verfestigungsexponenten resultierten. Sowohl beim Nb-mikrolegierten wie auch beim P-Si-Stahl trat als Folge der Wärmebehandlung eine ausgeprägte Streckgrenze auf, die im Schwingversuch während der ersten Schwingenspiele lastabhängig in Erscheinung trat.

6.3.1 Ergebnisse der TEM-Untersuchungen

6.3.1.1 Tiefzieh-(Referenz-)Stahl FeP04

In [Bild A25](#) ist in einer Übersichtsaufnahme ein komplettes Ferritkorn dargestellt. Neben einigen großen, rundlichen Zementitausscheidungen enthält es eine Vielzahl von sehr feinen Ausscheidungen. Nach den Untersuchungen von Krupp Hoesch Stahl AG [30] handelte es sich um kantige Aluminiumnitrid- und mehr rundlich ausgebildete Mangansulfidausscheidungen. Die Zahl der Versetzungen war in Bereichen mit erhöhter Ausscheidungsichte größer. Die Versetzungslinien endeten überwiegend an den Ausscheidungen. In ausscheidungsarmen Bereichen waren innerhalb der Ferritkörner zu Subkorngrenzen angeordnete Versetzungsnetzwerke vorhanden ([Bild A26](#)).

In dem einer Schwingbeanspruchung (Dehnungsamplitude $\epsilon_a = 0,12\%$, akkumulierte Arbeit $A_A = 1260 \text{ Nm}$, $N/N_A \approx 1$) unterworfenen Gefüge hatten sich die Versetzungen nach [Bild A27](#) zu einer Labyrinthstruktur angeordnet. Die Ausbildung der Versetzungswände resultierte aus der Anordnung der Ausscheidungen, auf die sich die Versetzungen jetzt im Gegensatz zum Ausgangszustand konzentrierten. Daneben waren nach [Bild A28](#) in weiteren Körnern auch Büschelstrukturen und die Bildung von Versetzungszellen zu beobachten. Das Zellinnere wies eine nur geringe Zahl von (Schrauben-) Versetzungen auf, die jeweils in den Zellwänden endeten. In Ferritkörnern mit vielen Zementitausscheidungen wurden nach [Bild A29](#) keine Versetzungsanordnungen gebildet.

Das Mikrogefüge von Proben, die mit großen Schwingamplituden von $\epsilon_a = 0,8\%$ bis zum Erreichen einer akkumulierten Arbeit von 183 Nm ($N/N_A \approx 1$) ermüdet wurden, zeigte nach [Bild A30](#) eine stärker ausgebildete Zellstruktur. Die Versetzungszellen waren unterschiedlich groß und besaßen eine Vorzugsausrichtung. Die inneren Zellbereiche waren gering gegeneinander verkippt. Der untere Teil des Bildes zeigt, daß die Bildung einer dichten Versetzungswand durch eine große Zahl flächig angeordneter Versetzungen behindert wurde. In Anlehnung an [Bild A29](#) wurde auch bei großen plastischen Beanspruchungsamplituden die Bildung einer übergeordneten Versetzungsstruktur durch die Gegenwart zahlreicher großer Zementitausscheidungen behindert ([Bild A31](#)).

6.3.1.2 Dualphasenstahl DP400

Die Ferritkörner des Ausgangsgefüges enthielten nach [Bild A32](#) bis zu 500 nm lange, nadelförmig wirkende (möglicherweise plattenförmige) und zusätzliche kleinere, ungleichmäßig geformte Ausscheidungen. Die länglichen Ausscheidungen besaßen offenbar eine kristallographische Beziehung zum Ferritgitter. In unmittelbarer Nachbarschaft lagerten sich Versetzungen z. T. in großer Dichte an. Alle Versetzungslinien enden an den Ausscheidungen. Ausscheidungsarme Ferritbereiche besitzen weniger Versetzungen. In Ferritbereichen, die an Martensitkörnern grenzen, war die Versetzungsdichte in Teilgebiete bis zu 1000 nm von der gemeinsamen Korngrenze erhöht ([Bild A33](#)). Da der Dualphasenstahl dressiert angeliefert wurde, war die Bestimmung, ob diese Versetzungen während der Martensitbildung oder der Kaltumformung erzeugt wurden, nicht möglich.

Da der DP400 sehr frühzeitig zur Verfügung stand, konnte in verschiedenen Versuchsreihen die Gefügeentwicklung verfolgt werden. Gleichzeitig konnte mit ihnen die Vorgehensweise bei der Probenbehandlung der nachfolgenden Versuche an den Vergleichsstählen festgelegt werden. In der ersten Serie wurden Proben, die zur Bestimmung des Manson-Coffin-Diagramms verwandt wurden, für die TEM-Beobachtung präpariert. Diese Probanden waren mit Ausnahme von Durchläufern angerissen. Um durchlaufende Proben zu erhalten, durfte die Gesamtdehnungsamplitude

einen Wert von $\epsilon_a = 0,09\%$ nicht überschreiten. Das Gefüge zeigte im TEM nach der Schwingbelastung keinen eindeutigen Unterschied zum Ausgangszustand ([Bild A34](#) und [Bild A35](#)). Auf die Bestimmung der Versetzungsdichte wurde mit Rücksicht auf den Probenumfang verzichtet. Weder in der Nähe der Martensitkörner noch an den Ausscheidungen war eine deutliche Änderung der Versetzungsstruktur zu beobachten.

Die Erhöhung der Dehnungsamplitude auf $\epsilon_a = 0,1\%$ führte zum Probenversagen nach ca. 500.000 Schwingspielen. Der erhöhte plastische Anteil führte nach [Bild A36](#) zur Bildung von Versetzungszellen mit breiten Zellwänden. Die im Ferrit lokalisierten länglichen Ausscheidungen waren dabei in die Zellwände integriert. In Bereichen mit einer für die Versetzungsstruktur ungeeigneten Ausrichtung der Ausscheidungen erfolgte keine Versetzungszellbildung. Wegen der unterschiedlichen Kornorientierung zur Belastungsrichtung und Gefügeinhomogenitäten war die lokale Materialbeanspruchung variabel. Folglich existierten nach [Bild A37](#) auch Gefügebereiche ohne oder mit nur geringfügiger Änderung der Versetzungsstruktur. Mit Erhöhung der Belastungsamplitude wurde der Materialbereich, in dem ein wirksamer plastischer Dehnungsanteil vorhanden war, größer. So fand man in nahezu allen Ferritbereichen von Proben, die mit einer Gesamtdehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,15\%$ bis zum Versagen schwingbeansprucht wurden, zumindest den Beginn einer Zellbildung. [Bild A38](#) dokumentiert dies in sehr anschaulicher Weise am Beispiel von zwei benachbarten Ferritkörnern, die aufgrund von Orientierungsunterschieden verschieden stark entwickelte Versetzungsstrukturen aufwiesen. Die Größe der teilweise unvollständigen Versetzungszellen paßte sich der Ausscheidungsdichte an ([Bild A39](#)). Auch die weitere Erhöhung der Dehnungsamplitude auf $\epsilon_a = 0,2\%$ führte zur Bildung gefügeabhängiger Versetzungsstrukturen. Bei geringem Abstand benachbarter Ausscheidungen wurde die Versetzungszellbildung nahezu vollständig unterdrückt ([Bild A40](#)). Im Gegensatz war in anderen Bereichen ([Bild A41](#)) die Zahl der Ausscheidungen gering. Der geradlinige Verlauf der Zellwände führte dort zu einer eckigen Ausbildung der Zellen.

Um die Entwicklung der Versetzungsstruktur im Laufe der Schwingbeanspruchung zu verfolgen, wurden Proben mit einer Gesamtdehnungsamplitude von $\epsilon_a = 1,0\%$ bis zum Erreichen bestimmter Schwingspielzahlen belastet. Bereits nach 11 Schwingspielen besaßen die Proben in den Ferritkörnern unvollständig ausgebildete Versetzungszellen ([Bild A42](#)). Die Zellbildung war in Gefügebereichen mit hoher Ausscheidungsdichte erschwert ([Bild A43](#)). Nach 100 Schwingspielen erstreckte sich die Versetzungszellbildung über alle Ferritbereiche. Die Zellen waren weitestgehend geschlossen. Die Zellgröße änderte sich in unmittelbarer Nachbarschaft zu Martensitkörnern nicht merklich ([Bild A44](#)). Da die länglichen Ausscheidungen überwiegend in den Zellwänden lokalisiert waren, war die Zellform von ihrer Ausrichtung abhängig und besaß in diesem Stadium der Schwingbelastung eine entsprechend eckige Erscheinung ([Bild A45](#)). Diese milderte sich durch Verbreiterung der Zellwände in Proben, die bis zur Anrißbildung schwing-

beansprucht wurden ([Bild A46](#)). Die Innenbereiche der einzelnen Zellen waren z. T. erheblich gegeneinander verkippt, so daß nur vereinzelt größere zusammenhängende Gefügebereiche in Kontraststellung gebracht werden konnten.

Weitere Proben wurden bis kurz vor Beginn des Anrisses schwingbeansprucht. Das sich einstellende Mikrogefüge bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,12\%$ und einer akkumulierten Arbeit von $A_A = 800\text{ Nm}$ ($N/N_A = 8\%$) ist in [Bild A47](#) und [Bild A48](#) dargestellt. In Übereinstimmung mit den vorhergehenden Beobachtungen und unter Berücksichtigung der hohen Ausscheidungsichte besteht die Versetzungsstruktur nur aus Zellfragmenten. Die länglichen (plattenförmigen) Ausscheidungen sind von Bereichen stark erhöhter Versetzungsdichte umgeben, deren Breite näherungsweise der Ausscheidungsdicke entspricht. [Bild A49](#) zeigt den Gefügestand nach erfolgter Schwingbelastung mit einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 1,0\%$ bis zum Erreichen einer akkumulierten Arbeit von $A_A = 151\text{ Nm}$ ($N/N_A \approx 1$). Durch eine für die Zellbildung günstige Verteilung der Ausscheidungen haben sich vollständige Versetzungszellen mit dem offenbar bevorzugten Zelldurchmesser von 1000 nm gebildet.

6.3.1.3 Dualphasenstahl DP500

Das Ausgangsgefüge (exakte Daten zur Abschreckbehandlung und zum Dressieren waren nicht erhältlich) zeigte in den Ferritkörnern eine Vielzahl der Größe nach abgestufter feiner Ausscheidungen. Die gröberen Ausscheidungen wurden in den Untersuchungen von Krupp Hoesch Stahl [30] als Aluminiumnitride identifiziert, während die feineren als Titancarbonitride und Mangansulfide eingestuft wurden. Eine Vielzahl der im Kontrast befindlichen Versetzungslinien war insbesondere mit den größeren Ausscheidungen verbunden ([Bild A50](#)). Zusätzlich existierten in einigen Gefügebereichen sehr grobe Zementitausscheidungen ([Bild A51](#)). Die letztgenannte Aufnahme zeigt zugleich den Gefügestand nach einem Ermüdungsversuch mit einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,12\%$, der bei knapp 438.000 Schwingspielen abgebrochen wurde, nachdem die in der Probe akkumulierte Arbeit einen Wert von 3402 Nm ($N/N_A \approx 1$) erreicht hatte. Es lag eine ungeordnete Versetzungsstruktur mit einer erhöhten Versetzungsdichte im Bereich des Martensitkorns vor. Im Gegensatz bildeten sich nach [Bild A52](#) innerhalb ungestörter ferritischer Bereiche isolierte Versetzungswände, die durch einzelne Schraubenversetzungen verbunden waren. Durch Erhöhung der Gesamtdehnungsamplitude auf $\epsilon_a = 1,0\%$ (akkumulierte Arbeit 233 Nm , $N/N_A = 93\%$) fand sich nach [Bild A53](#) in einem Teil der Ferritkörner diese Wandstruktur in verstärkter Form mit Tendenz zur Versetzungszellbildung. In anderen ferritischen Gefügebereichen wurden ([Bild A54](#) und [A55](#)) vollständige Versetzungszellen gefunden, deren Durchmesser wie beim Dualphasenstahl DP400 im Mittel 1000 nm beträgt.

6.3.1.4 Nb-mikrolegierter Stahl

Dieser Stahl wurde im Gegensatz zu den Vergleichsstählen zur Erzeugung des Bake-Hardening-Effekts wärmebehandelt. Der Ausgangszustand war somit durch die letzte Stichabnahme während des Dressiervorganges und die Wärmebehandlung geprägt. Das ausschließlich ferritische Gefüge war durch eine hohe Ausscheidungs- und Versetzungsdichte charakterisiert. Die Versetzungslinien endeten teilweise in den Ausscheidungen, diese führten jedoch nicht zu einer lokalen Erhöhung der Ausscheidungsichte. Vielmehr existierte ein großer Ausscheidungsanteil, der nicht von einer Versetzungslinie berührt wurde ([Bild A56](#)). In [Bild A57](#) tritt die reihen- bzw. gruppenweise Anordnung der vom Niob gebildeten Carbonitride in Erscheinung, die in dieser Konfiguration die Versetzungsstruktur beeinflussen.

Bei den Ermüdungsversuchen wurde der durch Bake-Hardening erzielte Festigkeitsgewinn mit Auftreten von plastischen Verformungsanteilen beseitigt. Als Folge zeigten die Proben während der ersten Schwingspiele ein Werkstoffverhalten mit ausgeprägter Streckgrenze (vgl. S. 40, [Bild 5-15](#), u. [Bild 5-16](#)). Das im Ermüdungsversuch mit einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,12\%$ erzeugte Gefüge ist in [Bild A58](#) und [Bild A59](#) dargestellt. Besonders die reihenförmig angeordneten Nb(C, N)-Ausscheidungen blockierten die Versetzungsbewegung durch Bildung von Versetzungswänden. Ein ähnliches Verhalten war auch in mit einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 1,0\%$ schwingbelasteten Proben zu finden ([Bild A60](#)). Neben einigen Versetzungswänden waren zahlreiche Einzelversetzungen vorhanden. Es existierten auch Ferritbereiche ([Bild A61](#), [Bild A62](#)) ohne Bildung einer übergeordneten Versetzungsanordnung. Daneben ließen sich ([Bild A63](#)) auch Bereiche mit Versetzungszellbildung nachweisen. In den Zellwänden war dabei ein hoher Ausscheidungsanteil integriert, so daß die Zellform auch von der Ausscheidungsverteilung bestimmt wurde.

6.3.1.5 P-Si-Stahl

Wegen der zeitlichen Befristung des Vorhabens und infolge der relativ späten Auslieferung des Probenmaterials war die Untersuchung des P-Si-Stahls im TEM auf den Anlieferungszustand beschränkt.

Ebenso wie der Nb-mikrolegierte Stahl wurde der P-Si-Stahl einer Wärmebehandlung zur Erzielung der durch Bake-Hardening bewirkten Festigkeitserhöhung unterzogen. Das ferritische Gefüge wies ebenfalls ein breites Spektrum an Ausscheidungen auf. Waren in einem Gefügebereich nur die auch in den anderen Stahlsorten nachgewiesenen Ausscheidungen (z.B. AlN, MnS) vorhanden, zeigte das Gefüge ein gleichmäßiges Versetzungsnetzwerk ([Bild A64](#)). In einigen Ferritbereichen traten nach Angaben von Krupp Hoesch Stahl [30] in Gruppen angeordnete, Si-haltige Teilchen auf. Wie [Bild A65](#) zeigt, waren die Versetzungen in diesem Fall verstärkt an Ausscheidungen lokalisiert mit der Folge einer inhomogenen Versetzungsdichte.

6.3.2 Diskussion

6.3.2.1 Zyklische Beanspruchung und Mikrostruktur

Die untersuchten Stahlsorten ließen sich entsprechend ihres Verhaltens im dehnungsgeregelten Schwingversuch in zwei Merkmalsgruppen aufteilen. Zur ersten Gruppe zählten der Tiefzieh-(Referenz-)stahl FeP04 und die beiden Dualphasenstähle DP400 und DP500. Diese zeichneten sich im Zugversuch durch ein geringes Streckgrenzenverhältnis aus. Im dehnungsgeregelten Schwingversuch zeigten alle Stähle dieser Gruppe oberhalb einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,3\%$ wechselverfestigendes Verhalten und bildeten ausgeprägte Versetzungsstrukturen.

Zur zweiten Gruppe gehörten der Nb-mikrolegierte und der P-Si-Stahl. Das Streckgrenzenverhältnis beider Stähle war im Testfeld am oberen Ende des Wertebereichs angeordnet. Dies wurde durch eine gegenüber den anderen Vergleichsstählen höhere Streckgrenze und eine im Vergleich zu den Dualphasenstählen geringere Zugfestigkeit bewirkt. Die Werkstofffestigkeit dieser beiden Stähle beruhte im wesentlichen auf Gefügemerkmalen, die mit dem Herstellungsprozeß in den Werkstoff eingebracht wurden. Dies waren im Fall des Nb-legierten Stahles zusätzliche, größere Carbonitride und ein durch Kornfeinung gegenüber FeP04 und DP400 erzielter kleinerer Korndurchmesser. Im P-Si-Stahl stellten die Si-Teilchen und die durch Einbau von Fe-substituierenden Elementen als Fremdatome bewirkte Mischkristallverfestigung den Hauptanteil zur Erhöhung der Werkstofffestigkeit dar. Zur Mischkristallverfestigung trugen sowohl Phosphor- und Siliziumatome durch Störung der Gitterkräfte bei. Die anziehende Wechselwirkung der sie umgebenden Spannungsfelder bewirkte eine Bindung der Fremdatome und Versetzungen. Die den Bake-Hardening-Effekt auslösende Wärmebehandlung veranlaßte die im Ferrit in Lösung gehaltenen Kohlenstoffatome, an die Versetzungen zu diffundieren. Die sich bildenden Cottrell-Wolken umlagerten die Versetzungskerne unter weiterer Steigerung der Werkstofffestigkeit.

Im Ermüdungsversuch mit geringer Dehnungsamplitude erfolgte zunächst eine Werkstoffentfestigung. Durch den Dressierstich war in allen Stählen ein gewisser Betrag an Kaltverfestigung vorhanden. Zusätzlich ergaben sich in den Dualphasenstählen durch die Martensitbildung weitere Kaltverfestigungsanteile. Unter Schwingbeanspruchung wurden sie abgebaut. Gleichzeitig riß sich ein Teil der durch Ausscheidungen und Gitterfehlstellen blockierten Versetzungen bei der Lastumkehrung los. In Abhängigkeit von Kornorientierung und Gefügeinhomogenitäten lösten sich die Versetzungen am Anfang nur in eng begrenzten Gefügebereichen. Diese konnten insbesondere im Fall der Dualphasenstähle kleiner als ein Korn sein. Der schwingbeanspruchte Probenbereich verformte sich zu Versuchsbeginn inhomogen. Mit einsetzender Beweglichkeit der Versetzungen verlagerten sich die lokalen Spannungen in benachbarte Gefügebereiche, bis sich hier Versetzungen lösten. Simultan wurde wiederum ein Teil der lauffähigen

Versetzungen blockiert. Die Werkstoffentfestigung endete mit Eintritt in das stabilisierte Spannungsniveau, bei dem Entfestigungs- und Verfestigungseffekte miteinander im Gleichgewicht standen.

Wie gezeigt, waren in dem Nb-mikrolegierten und dem P-Si-Stahl überwiegend festigkeitssteigernde Mechanismen enthalten, die auf eine Anhebung der Streckgrenze zielten. Ferrit besitzt mit seinem krz-Gitter einen welligen Gleitcharakter, der sich unter Wechselverformung durch Erhöhung der Versetzungsdichte und Bildung von Versetzungsstrukturen auszeichnet. In dem Nb-mikrolegierten Stahl trat im Vergleich zu FeP04 und den Dualphasenstählen die Bildung von Versetzungsstrukturen in sehr begrenztem Umfang auf. Offenbar war die Ausscheidungsichte so hoch, daß der Laufweg (Reaktionsweg) einer Versetzung zwischen Loslösung von der ersten Ausscheidung bis zur erneuten Blockierung durch die zweite kurz war gegenüber derjenigen Strecke, die zum Einbeziehen in den Aufbau einer Versetzungsstruktur notwendig wäre. Die Festigkeit war in diesem Fall sowohl bei den geringeren als auch den größeren Dehnungsamplituden im wesentlichen von der konstanten Zahl nicht schneidbarer Ausscheidungen abhängig. Als Folge war der resultierende zyklische Verfestigungsexponent gering.

Der Tiefzieh-(Referenz-)stahl zeigte das umgekehrte Verhalten. Im Anlieferungszustand wurde seine Werkstofffestigkeit neben der Zahl interstitieller C-Atome und dem Korngrenzenvolumen von den Ausscheidungen und der eingebrachten Kaltverfestigung bestimmt. Diese strukturell und prozeßbedingt vorhandenen Eigenschaften erfuhren bei der Schwingbeanspruchung qualitativ dieselben Änderungen wie der Nb-mikrolegierte Stahl. Im Gegensatz bildeten sich schon bei geringen Dehnungsamplituden die ersten Labyrinth- und Zellstrukturen; gleichzeitig erfolgte eine starke Erhöhung der Wechselverfestigung. Bereits bei einer Dehnungsamplitude von $\epsilon_a = 0,2\%$ waren die im Schwingversuch resultierenden Spannungen größer als im Zugversuch, vgl. [Bild 5-12](#), S. 38. Mit wachsender Belastungsamplitude erstreckte sich die Zellbildung über alle in Kontraststellung sichtbaren Gefügebereiche bei weiter steigender Wechselverfestigung. Neben den ebenfalls weiter vorhandenen „gefügebedingten“ Festigkeitsanteilen (Korngrenzen, Ausscheidungen, interstitiell gelöste Atome) trug die gegenüber dem Nb-mikrolegierten Stahl zusätzliche Bildung von Versetzungsstrukturen zur weiteren Steigerung der Werkstofffestigkeit mit wachsender Belastungsamplitude bei. Der resultierende zyklische Verfestigungsexponent war näherungsweise um diesen Anteil größer.

Der in den Dualphasenstählen gebildete Martensit trug in mehrfacher Weise zur Festigkeitssteigerung bei. Zunächst bewirkte die Volumenzunahme bei der Austenit-Martensit-Umwandlung eine Verformung und eine dadurch resultierende Verfestigung des umliegenden Ferritgefüges. Dieser Festigkeitsanteil wurde mit Beginn der sich anschließenden Schwingbeanspruchung abgebaut. Gleichfalls erzwang der Martensit unter Einwirkung einer äußeren Last das verstärkte Fließen benachbarter Ferritbereiche und damit wie-

derum eine erhöhte Verfestigung. Die untersuchten Dualphasenstähle DP400 und DP500 zeigten jedoch nur in wenigen Fällen in Martensitnähe eine erhöhte Versetzungsdichte oder einen reduzierten Zelldurchmesser. Wegen des relativ geringen Martensitgehaltes und der kleinen Abmessungen der Martensitkörner erstreckte sich die Dehnungsverlagerung über größere Ferritbereiche. Sehr wirksam dürfte sich der Martensit bei der Blockierung sich nähernder Versetzungen verhalten haben. Im Vergleich zum Tiefzieh-(Referenz-)stahl FeP04 bewirkte die Anwesenheit von Martensit zunächst eine strukturbedingte Erhöhung der Werkstofffestigkeit, indem mit Beginn der Versuchsbelastung die Versetzungsbewegung eingeschränkt wurde. Folglich ergab sich eine erhebliche Anhebung der Streckgrenze. Die Ferritkörner wiesen stark unterschiedliche Ausscheidungen auf. Die länglichen Zementitausscheidungen im Dualphasenstahl DP400 waren dabei während der interkritischen Glühung in Konkurrenz zur Aufkohlung der sich zurückziehenden Austenitkörner entstanden. Wie gezeigt wurde, beeinflussten sie die Ausbildung der Versetzungsstruktur ganz wesentlich. Dabei stellte sich eine Zellstruktur nur in dem Fall ein, in dem zwischen benachbarten Ausscheidungen ein Mindestabstand eingehalten wurde. Im Verlauf des Schwingversuches lagerten sich in Abhängigkeit von der Belastungsamplitude die Versetzungen an den länglichen Ausscheidungen an und bildeten Wandstücke, die aufeinander zuwuchsen. In der frühen Phase der Zellbildung orientierten sich die Zellwände an der Ausrichtung der Ausscheidungen. Nach Schließung der Zellen erhöhte sich die Wanddicke. Durch die Verkipfung einzelner Versetzungszellen wurden die dazwischen befindlichen Ausscheidungen ausgerichtet.

Auch der Dualphasenstahl DP500 zeigte eine mit steigender Dehnungsamplitude einsetzende Bildung von Versetzungsstrukturen. Diese bestanden bei geringeren Dehnungsamplituden zunächst aus isolierten Zellwänden, die mit steigender Belastung zusammenwuchsen. Die Bildung von Versetzungszellen erfolgte im Vergleich zu DP400 erst bei höheren Dehnungsamplituden. In einer Untersuchung [7], in der die Eigenschaften von Dualphasenstählen mit verschiedenen Martensitmorphologien untersucht wurden, zeigte die Variante mit netzwerkförmig angeordnetem Martensit die höchste Wechselverfestigung. Auch in dieser Untersuchung wies der DP500 zusammen mit dem DP400 die höchsten Werte für den zyklischen Verfestigungsexponenten n' auf. Ähnlich wie beim FeP04 fiel die Erhöhung gegenüber dem Nb-mikrolegierten Stahl mit dem Auftreten von sich während der Ermüdung bildenden Versetzungsstrukturen zusammen. Wie am Beispiel des Dualphasenstahls DP400 gezeigt wurde, erfolgte unter Belastung mit hohen Dehnungsamplituden die Bildung von Versetzungsstrukturen sehr frühzeitig. Während des weiteren Versuches wurde eine kontinuierliche Wechselverfestigung mit einer sich im Mikrogefüge verstärkender Zellstruktur beobachtet. Im Gegensatz dazu besaßen Proben, die im dehnungsregulierten Versuch mit einer Belastungsamplitude von $\varepsilon_a = 0,12\%$ beansprucht wurden, nach erfolgter Entfestigung am Beginn des stabilisierten Niveaus keine Versetzungsstrukturen [39]. Diese konnten erst in

bis zum Lebensdauerende schwingbeanspruchten Proben nachgewiesen werden.

Die durch den Herstellungsprozeß bedingten Gefügemerkmale (Korngrenzenvolumen, Zahl interstitieller Atome, Zahl der Fremdatome, zweite Phase, Kaltverfestigung) legten zunächst die Höhe der Streckgrenze (oder die eines anderen bei kleinen plastischen Verformungen aufgenommenen Kennwertes) fest. Mit der Schwingbeanspruchung wurde durch die zu Versuchsbeginn zu beobachtende Wechselverfestigung die Werkstofffestigkeit schrittweise bis zum Erreichen des stabilisierten Niveaus verringert. Wegen der früher einsetzenden Wechselverfestigung ging in Versuchen mit höheren Dehnungsamplituden der Einfluß der Wechselverfestigung zurück. Die Wechselverfestigung des Nb-mikrolegierten Stahls beruhte auf der verstärkten Blockierung beweglicher Versetzungen durch Gefügemerkmale, die in ihrer Wirkung und Anzahl während der Wechselbeanspruchung konstant blieben. Sowohl FeP04, DP400 und DP500 bildeten zusätzlich festigkeitssteigernde Versetzungsstrukturen, die zu einer Erhöhung des zyklischen Verfestigungsexponenten führten.

Anm.: Für eine *vollständige* Analyse des Subgefüges ist ergänzend die quantitative Erfassung der Versetzungsdichte erforderlich (d. h. für jeden Probenzustand jeweils mindestens 10 Gefügaufnahmen zzgl. Foliendickenbestimmung). Neben der Darstellung der Versetzungsanordnung liefert die Kenntnis der lokalen Versetzungsdichte Aussagen über die Versetzungsbildung und -annihilation. Schon für Versetzungen desselben Gleitsystems (im krz-Gitter: Primärgleitsystem $\{110\}\langle 111\rangle$, zusätzliche Gleitsysteme: $\{211\}\langle 111\rangle$ und $\{321\}\langle 111\rangle$) können Bildungs- und Annihilationsraten in verschiedenen Stählen gefügeabhängig unterschiedlich sein. Eine Interpretation des Mikrogefüges durch ausschließliche Betrachtung der Versetzungsanordnung ist somit nur unter den genannten Einschränkungen gültig.

6.3.2.2 Übertragbarkeit auf die kraftregulierten Schwingversuche

Untersuchungsschwerpunkt der Schwingprüfungen war die Durchführung kraftregelter Versuche unter Einstufen- und Randombeanspruchung an glatten (ungekerbten) und gekerbten ($K_t = 3$) Proben. Eine Zusammenfassung der ermittelten Wöhlerkurven (Bild 5-6, S. 33, Bild 5-24, S. 45 und [40]) zeigte, daß der Nb-mikrolegierte und der P-Si-Stahl im Fall der ungekerbten Proben bei gleicher Lebensdauer höhere Spannungsamplituden ertrugen als die Dualphasenstähle. Der Tiefzieh-(Referenz-)stahl FeP04 folgte mit weitem Abstand. Bei dieser Probengeometrie waren die lokalen Spannungsamplituden trotz hoher Nennspannungsamplituden gering und bedingten nur geringe plastische Anteile, die Werten bei Belastung unterhalb der technischen Streckgrenze entsprachen. Der Übergang auf den gekerbten Probentyp führte zu einer Änderung in der Abfolge der Wöhlerlinien zugunsten der Dualphasenstähle. So ergaben sich nun für den Dualphasenstahl DP500 bei gleicher Lebensdauer die höchsten Nennspannungsamplituden. Auch der Dualphasenstahl DP400 zog mit den beiden anderen

höherfesten Stahlsorten gleich. Der Festigkeitsabfall zum FeP04 wurde entscheidend verringert. Hieraus resultierend besaß der Referenzstahl die kleinste Kerbwirkungszahl K_t , die sich im Vergleich mit den anderen Stahlsorten über die Dualphasenstähle bis zum Nb-mikrolegierten und zum P-Si-Stahl erhöhte, vgl. Tabelle 5-1, S. 34. Die Kerbwirkungszahl wuchs mit steigendem Streckgrenzenverhältnis. Funktional umgekehrt dazu stand das Verhalten des zyklischen Verfestigungsexponents. Im Fall gekerbter Proben traten im Kerbgrund große plastische Dehnungsamplituden auf, die abhängig von den zyklischen Verfestigungsexponenten unterschiedliche lokale Werkstoffverfestigungen verursachten und damit die Lebensdauer beeinflussten.

Das ursächliche Probenversagen durch Werkstoffermüdung beruht auf dem lokalen Effekt der Rißbildung an prädestinierten Zonen der Probenoberfläche. Die Lebensdauer im kraftgeregelten Versuch resultierte dabei aus der Zahl der Schwingspiele im nicht angerissenen Probenzustand und dem Anteil Schwingspiele in der Rißwachstumsphase bis zum Erreichen des Abschaltkriteriums. Es konnte gezeigt werden [41], daß die Rißwachstumsgeschwindigkeit im Dualphasenstahl DP400 durch wesentlich geringere Werte des Paris-Exponenten charakterisiert war als diejenige des Referenzstahls FeP04. Neben der lastumleitenden Wirkung der Martensitphase hemmte diese zusätzlich das Rißwachstum. Eine Erhöhung der Rißwachstumsgeschwindigkeit ergab sich bei dem Nb-mikrolegierten und dem P-Si-Stahl als Folge einer höheren Stapelfehlerenergie und durch Nahordnungsvorgänge, die durch Bildung grober Gleitstufen die Spannungskonzentration vor der Rißspitze erhöhten.

Bei den Betriebsfestigkeitsversuchen ergaben sich für DP500 und die beiden höherfesten Einphasenstähle dicht beieinander liegende Lebensdauerlinien. Das durch die stärkere Wechselverfestigung bedingte vorteilhafte Verhalten der Dualphasenstähle als Folge lokaler Dehnungsamplituden trat nicht in Erscheinung. Vielmehr wurden die Schwingproben entsprechend dem gewählten Beanspruchungskollektiv (hoher Crestfaktor bedingt kleinen RMS-Wert) überwiegend mit kleinen Nennspannungsamplituden belastet, so daß die lokale Dehnung im Kerbgrund und die resultierende Wechselverfestigung gering waren. Ungeklärt mußte in diesem Zusammenhang der Reihenfolgeeinfluß und das Verhalten der Versetzungsstruktur unter wechselnden Belastungsamplituden bleiben.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Vlad, C. M.
Eigenschaften von direkt aus der Walzhitze erzeugten Dual-Phasen-Stählen.
Stahl u. Eisen 102 (1982), 1101
- [2] Engl, B., E.-J. Drewes
Neuere Entwicklungen auf dem Gebiet der Fein- und Feinstblechwerkstoffe.
Hoesch Berichte aus Forschung und Entwicklung, Heft 1/1988, S. 19ff.
- [3] El-Sesy, I. A., H.-J. Klaar, A.-H. A. Hussein
Effect of intercritical temperature and cold-deformation on the kinetics of austenite formation during the intercritical annealing of dual-phase steels.
steel research 61 (1990), 131
- [4] Klaar, H.-J., I. A. El-Sesy, A.-H. A. Hussein
Microstructure and properties of a C-Mn-Si-dual-phase steel.
steel research 61 (1990), 85
- [5] Mondal, D. K., R. K. Ray
Effect of chemical composition and initial heat treatment on the structure and properties of a few dual-phase steels.
steel research 60 (1989), 25
- [6] Mondal, D. K., R. K. Ray
Microstructural changes and kinetics of recrystallisation in a few dual-phase steels.
steel research 60 (1989), 33
- [7] Sun, Z., Z. Wang, S. Ai
Effects of morphology on the tensile and fatigue behaviour of a dual-phase steel.
steel research 60 (1989), 215
- [8] Chen, Qi'an, R. Kaspar, O. Pawelski
Contribution to the Deformation Characteristics of Dual-Phase Steels.
Z. Metallkde. (1985), 348
- [9] Mediratta, S. R., V. Ramaswamy, V. Singh, R. Rao
Cyclic work hardening and formation of dislocation substructures during low-cycle fatigue of tempered dual-phase steels.
steel research 61 (1990), 325
- [10] Kim, I. S., U. Reichel, W. Dahl
Effect of bainite on the mechanical properties of dual-phase steels.
steel research 58 (1987), 186
- [11] Fredriksson, K., A. Melander
Fatigue properties in reversed loading of hot rolled and cold rolled steel sheets - a literature review.
Institutet för Metallforskning -Forskningsrapport- Dez. 1988
- [12] Mediratta, S. R., V. Ramaswamy, P. R. Rao
Two stage cyclic work hardening and two slope Coffin-Manson relationship in dual phase steels.
Scripta Met. 20 (1986), 555
- [13] Dutta, V. B., S. Suresh, R. O. Ritchie
Fatigue Crack Propagation in Dual-Phase Steels: Effects of Ferritic-Martensitic Microstructures on Crack Path Morphology.
Met.Trans.A 15 (1984), 1193
- [14] Wasén, J., K. Hamberg, B. Karlsson
The influence of grain size and fracture surface geometry on the near threshold fatigue crack growth in ferritic steels.
Mater.Sci.Engng. A 102 (1988), 217
- [15] Wasén, J., B. Karlsson
Influence of prestrain and ageing on near-threshold fatigue crack growth in fine-grained dual-phase steels.
Int. J. Fatigue U11.(1989), 395
- [16] Zheng, Y., Z. Wang, S. Ai
The influence of prestrain and ageing on near-threshold fatigue-crack propagation in as-rolled and heat-treated dual-phase steels.
steel research 62 (1991), 223
- [17] Korzekwa, D. A., D. K. Matlock, G. Krauss
Dislocation Substructure as a Function of Strain in a Dual-Phase Steel.
Met.Trans.A 15 (1984), 1221
- [18] Sperle, J. O.
Fatigue strength of high strength dual-phase steel sheet.
Int. J. Fatigue 7 (1985), 79
- [19] Melander, A., S. Johansson
Prediction of fatigue life of notched sheet specimens of low and high strength steels.
Scand. J. Metallurgy 17 (1988), 131
- [20] Fredriksson, K., A. Melander
Influence of prestraining and ageing on the fatigue properties of a dual phase sheet steel.
Contr. 7th Int. Conf. Frac. (ICF 7), March 1989, Houston, Texas, USA
- [21] Drewes, E.-J., B. Engl
Contingeglühte höherfeste Stahlsorten für Feinbleche.
Stahl u. Eisen 108 (1988), 987
- [22] Biswas, K.
Persönliche Mitteilung, 06.09.90
- [23] Fredriksson, K., A. Melander, M. Hedman
Influence of prestraining and ageing on fatigue properties of high-strength sheet steels.
Int. J. Fatigue 10 (1988), 139

- [25] Drewes, E.-J., B. Engl, K. Biswas et al.
Neue Stähle mit hoher statischer, dynamischer und Dauerfestigkeit für den Automobilbau (BMFT-Projekt 03M3021).
Abschlußbericht Krupp Hoesch Stahl AG, Dortmund 1995
- [26] Rupp, A., V. Grubisic
Neue Stähle mit hoher statischer, dynamischer und Dauerfestigkeit für den Automobilbau (BMFT-Projekt 03M3021)
Abschlußbericht Nr. 6637/9 des Fraunhofer Instituts für Betriebsfestigkeit (LBF), Darmstadt 1994.
- [27] Singh, S., G. Schmid, H. Kudliczka
Neue Stähle mit hoher statischer, dynamischer und Dauerfestigkeit für den Automobilbau (BMFT-Projekt 03M3021)
Abschlußbericht der Audi AG, Ingolstadt, 1995
- [28] Bergengren, Y., A. Gustavsson, M. Larsson, A. Melander, C.-P. Bork, M. Golmann, J. Hünecke, D. L. McDowell
Fatigue Properties under Constant and Variable Amplitude Loading of Notched Fatigue Specimens of a High Strength Sheet Steel.
Report No. IM-3121, Swedish Institute for Metals Research, Stockholm 1994
- [29] Sperle, J. O., C. Lindgren, M. Jonsson
Fatigue Strength of Spot Welded Beams in High Strength Steels.
SSAB Tunnpå AB, Borlänge 1994
- [30] Werkstoffuntersuchungen zum BMFT-Projekt 03 M 3021 A: Neuartige Feinblechgüten für den Automobilbau.
Interner Bericht der Krupp Hoesch Stahl AG, Dortmund 1993
- [31] Köhler, J.
Statistischer Größeneinfluß im Dauerschwingverhalten ungekerbter und gekerbter metallischer Bauteile.
Dr.-Ing. Diss., TU München, 1975
- [32] Sachs, L.
Angewandte Statistik.
7. Auflage. Springer Verlag Berlin, 1992
- [33] Bressers, J., S. Holdsworth, P. Harris et al.
A Code of Practice for the Measurement of Misalignment Induced Bending in Uniaxially Loaded Tension-Compression Test Pieces. Commission of the European Communities, Joint Research Centre, Institute for Advanced Materials. Petten (NL), 1994
- [34] Dixon, W. J., A. M. Mood
A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data.
Journal of the American Statistical Association 43 (1948) 108-126
- [35] Seeger, T.
Werkstoffmechanisches Konzept der Dauer- und Zeitfestigkeit.
Publ. in: Zeitgemäße Berechnungskonzepte, Nachtrag zum VDI-Bericht 661, (1988)
- [36] Gieske, D.
Kurzbericht zu den Messungen bei der BAM.
Unveröffentlichter Bericht des Laboratoriums für Werkstoff- und Fügetechnik (LWF) der Universität - Gesamthochschule - Paderborn, 1992
- [37] Bergner, F., M. Haubold, J. Hünecke
Ultraschallmikroskopie: Detektieren und Charakterisieren von Ermüdungsrissen in Stählen.
Materialprüfung 36 (1994) 306-309
- [38] Fuest, D.
Laserschweißbarkeit von Dünnscheiben. Publiziert in: Laserschweißgerechtes Konstruieren. Hrsgg. von D. Radaj u. A. Giering.
Forschungsbericht der Daimler Benz AG, Stuttgart, 1993
- [39] Hünecke, J.
8. Zwischenbericht zum Vorhaben 03 M 3021 B: Neue Stähle mit hoher statischer, dynamischer und Dauerfestigkeit für den Automobilbau.
Unveröffentlichter Bericht der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Februar 1994
- [40] Grubisic, V., H. Beenken, K. Biswas, C.-P. Bork, E.J. Drewes, B. Engl, J. Hünecke, A. Rupp, G. Schmid, S. Singh
Verbesserung der Bauteilfestigkeit durch höherfeste Feinblechwerkstoffe und optimierte Fügeverfahren. Diskussionsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises „Betriebsfestigkeit“ am 12. und 13.10.94, Stuttgart (DVM-Bericht 120)
- [41] Hünecke, J.
4. Zwischenbericht zum Vorhaben 03 M 3021 B: Neue Stähle mit hoher statischer, dynamischer und Dauerfestigkeit für den Automobilbau.
Unveröffentlichter Bericht der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, September 1991

8 Anhang

8.1 Verzeichnis der Bilder

8.2 Verzeichnis der Tabellen

8.3 Tabellen A1-A18

8.1 Verzeichnis der Bilder

<u>Bild A.1:</u> Flachschliff FeP04, Vergrößerung 500 x.....	68
<u>Bild A.2:</u> Längsschliff DP400, Vergrößerung 500 x.....	68
<u>Bild A.3:</u> Querschliff DP400, Vergrößerung 500 x.....	69
<u>Bild A.4:</u> Längsschliff DP500, Vergrößerung 500 x.....	69
<u>Bild A.5:</u> Querschliff DP400, Vergrößerung 500 x.....	70
<u>Bild A.6:</u> Längsschliff Nb-mikrolegierter Stahl, Vergrößerung 500 x.....	70
<u>Bild A.7:</u> Querschliff Nb-mikrolegierter Stahl, Vergrößerung 500 x.....	71
<u>Bild A.8:</u> Längsschliff P-Si-Stahl, Vergrößerung 500 x.....	71
<u>Bild A.9:</u> Querschliff P-Si-Stahl, Vergrößerung 500 x.....	72
<u>Bild A.10:</u> Ansicht der 10 kN-Hydropuls-Prüfmaschine mit Stereolupe und Videosystem.....	73
<u>Bild A.11:</u> Flachprobeneinspannung mit eingebauter ungekerbter Probe.....	74
<u>Bild A.12:</u> Querschliff durch Riß in laserstrahlgeschweißter Kopfzugprobe, DP500, 25 x.....	75
<u>Bild A.13:</u> Querschliff durch Laserschweißnaht in Kopfzugprobe, DP500, 25 x.....	75
<u>Bild A.14:</u> Querschliff durch Riß in laserstrahlgeschweißter Kopfzugprobe, FeP04, 40 x.....	76
<u>Bild A.15:</u> Flachschliff durch Schweißlinse (Ø 5 mm) mit Anriß, FeP04, 16 x.....	77
<u>Bild A.16:</u> Ausschnitt aus Bild A.15, Übergang Grundgefüge-Wärmeeinflußzone, 200 x.....	77
<u>Bild A.17:</u> Querschliff angerissener Schweißpunkt (Ø 3,5 mm) in Kopfzugprobe, FeP04, 16 x.....	78
<u>Bild A.18:</u> Querschliff angerissener Schweißpunkt (Ø 7 mm) in Kopfzugprobe, FeP04, 16 x.....	78
<u>Bild A.19:</u> Querschliff angerissener Schweißpunkt (Ø 5 mm) in Kopfzugprobe, FeP04, 16 x.....	79
<u>Bild A.20:</u> Querschliff angerissener Schweißpunkt (Ø 7 mm) in Kopfzugprobe, DP500, 16 x.....	79
<u>Bild A.21:</u> Übersichtsaufnahme Kopfzugprobe K-P 10x7-1,0/1,0, P-Si-Stahl, nach dem Auftreten von Ermüdungsrissen bis zur Bruchkraft belastet.....	80
<u>Bild A.22:</u> Übersichtsaufnahme Kopfzugprobe K-P 10x5-1,5/1,0, P-Si-Stahl, nach dem Auftreten von Ermüdungsrissen bis zur Bruchkraft belastet.....	80
<u>Bild A.23:</u> Vergrößerung des Punktes Nr. 1 aus Bild A.22, U-Seite.....	81
<u>Bild A.24:</u> Vergrößerung des Punktes Nr. 1 aus Bild A.22, L-Seite.....	81
<u>Bild A.25:</u> Subgefüge von FeP04, Anlieferungszustand.....	82
<u>Bild A.26:</u> Subkorngrenze in FeP04, Anlieferungszustand.....	83
<u>Bild A.27:</u> Labyrinthstruktur in FeP04, $\epsilon_a = 0,12\%$, 1260 Nm.....	83
<u>Bild A.28:</u> Zellstrukturen in FeP04, $\epsilon_a = 0,12\%$, 1260 Nm.....	84
<u>Bild A.29:</u> Subgefüge von FeP04, $\epsilon_a = 0,12\%$, 1260 Nm.....	84
<u>Bild A.30:</u> Zellstrukturen in FeP04, $\epsilon_a = 1,0\%$, 183 Nm.....	85
<u>Bild A.31:</u> Zellstrukturen in FeP04, $\epsilon_a = 1,0\%$, 183 Nm.....	85
<u>Bild A.32:</u> Subgefüge in DP400, Anlieferungszustand.....	86
<u>Bild A.33:</u> Subgefüge in DP400, Anlieferungszustand.....	86
<u>Bild A.34:</u> Subgefüge in DP400, $\epsilon_a = 0,09\%$, Durchläufer.....	87
<u>Bild A.35:</u> Subgefüge in DP400, $\epsilon_a = 0,09\%$, Durchläufer.....	87
<u>Bild A.36:</u> Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 0,1\%$, $N = 497.107$	88
<u>Bild A.37:</u> Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 0,1\%$, $N = 497.107$	88
<u>Bild A.38:</u> Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 0,15\%$, $N = 43.001$	89
<u>Bild A.39:</u> Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 0,15\%$, $N = 43.001$	89
<u>Bild A.40:</u> Subgefüge in DP400, $\epsilon_a = 0,2\%$, $N = 43.001$	90
<u>Bild A.41:</u> Deformierte Zellen in DP400, $\epsilon_a = 0,2\%$, $N = 43.001$	90
<u>Bild A.42:</u> Beginn der Bildung von Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$, $N = 11$	91
<u>Bild A.43:</u> Behinderung d. Bildung von Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$, $N = 11$	91
<u>Bild A.44:</u> Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$, $N = 100$	92
<u>Bild A.45:</u> Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$, $N = 100$	92
<u>Bild A.46:</u> Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$, $N = 397$	93
<u>Bild A.47:</u> Unvollständige Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 0,12\%$, 800 Nm.....	93
<u>Bild A.48:</u> Unvollständige Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 0,12\%$, 800 Nm.....	94
<u>Bild A.49:</u> Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$, 151 Nm.....	94
<u>Bild A.50:</u> Substruktur in DP500, Anlieferungszustand.....	95
<u>Bild A.51:</u> Subgefüge in DP500, $\epsilon_a = 0,12\%$, 3.402 Nm.....	95
<u>Bild A.52:</u> Zellwände in DP500, $\epsilon_a = 0,12\%$, 3.402 Nm.....	96
<u>Bild A.53:</u> Verstärkung der Wandstrukturen in DP500, $\epsilon_a = 1,0\%$, 233 Nm.....	96
<u>Bild A.54:</u> Zellstrukturen in DP500, $\epsilon_a = 1,0\%$, 233 Nm.....	97
<u>Bild A.55:</u> Zellstrukturen in DP500, $\epsilon_a = 1,0\%$, 233 Nm.....	97
<u>Bild A.56:</u> Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl. Anlieferungszustand, bake-hardened.....	98

<i>Bild A.57: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl. Anlieferungszustand, bake-hardened.....</i>	98
<i>Bild A.58: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\epsilon_a = 0,12\%$, 771 Nm.....</i>	99
<i>Bild A.59: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\epsilon_a = 0,12\%$, 771 Nm.....</i>	99
<i>Bild A.60: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\epsilon_a = 1,0\%$, 262 Nm.....</i>	100
<i>Bild A.61: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\epsilon_a = 1,0\%$, 262 Nm.....</i>	100
<i>Bild A.62: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\epsilon_a = 1,0\%$, 262 Nm.....</i>	101
<i>Bild A.63: Zellstrukturen im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\epsilon_a = 1,0\%$, 262 Nm.....</i>	101
<i>Bild A.64: Subgefüge in P-Si-Stahl. Anlieferungszustand, bake-hardened.....</i>	102
<i>Bild A.65: Subgefüge in P-Si-Stahl. Anlieferungszustand, bake-hardened.....</i>	102

8.2 Verzeichnis der Tabellen

<i>Tabelle A.1: Einzelergebnisse der Zugversuche, FeP04.....</i>	104
<i>Tabelle A.2: Einzelergebnisse der Zugversuche, DP400.....</i>	105
<i>Tabelle A.3: Einzelergebnisse der Zugversuche, DP500.....</i>	106
<i>Tabelle A.4: Einzelergebnisse der Zugversuche, Nb-Stahl, nicht BH.....</i>	107
<i>Tabelle A.5: Einzelergebnisse der Zugversuche, Nb-Stahl, BH.....</i>	108
<i>Tabelle A.6: Einzelergebnisse der Zugversuche, P-Si-Stahl, nicht BH.....</i>	109
<i>Tabelle A.7: Einzelergebnisse der Zugversuche, P-Si-Stahl, BH.....</i>	110
<i>Tabelle A.8: Einzelergebnisse der Flachproben, FeP04.....</i>	111
<i>Tabelle A.9: Einzelergebnisse der Flachproben, DP400.....</i>	112
<i>Tabelle A.10: Einzelergebnisse der Flachproben, DP500.....</i>	113
<i>Tabelle A.11: Einzelergebnisse der Flachproben, Nb-Stahl.....</i>	114
<i>Tabelle A.12: Einzelergebnisse der Flachproben, P-Si-Stahl.....</i>	115
<i>Tabelle A.13: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche, FeP04.....</i>	116
<i>Tabelle A.14: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche, DP400.....</i>	117
<i>Tabelle A.15: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche, DP500.....</i>	118
<i>Tabelle A.16: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche, Nb-Stahl.....</i>	119
<i>Tabelle A.17: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche, P-Si-Stahl.....</i>	120
<i>Tabelle A.18: Ergebnisse der Versuche an bauteilähnlichen Probanden.....</i>	121

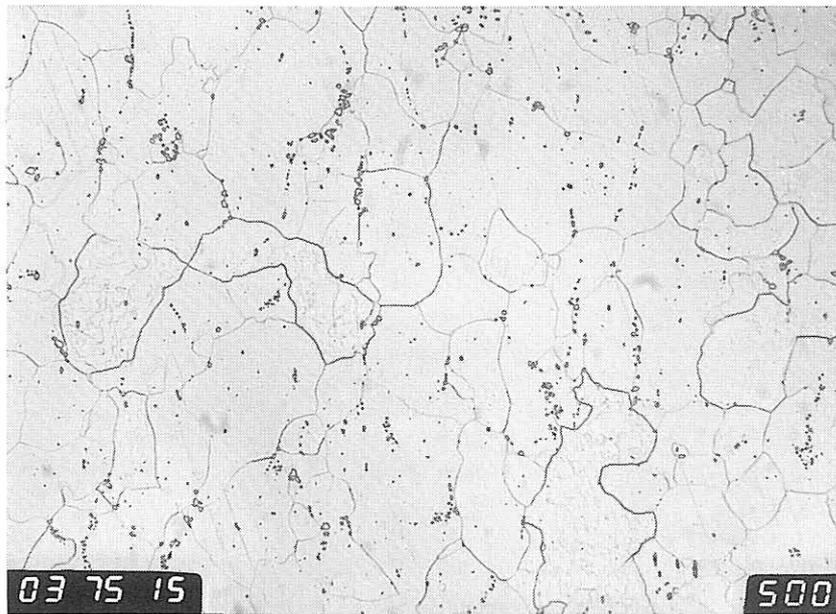


Bild A-1: Flachschliff FeP04, Vergrößerung 500 x

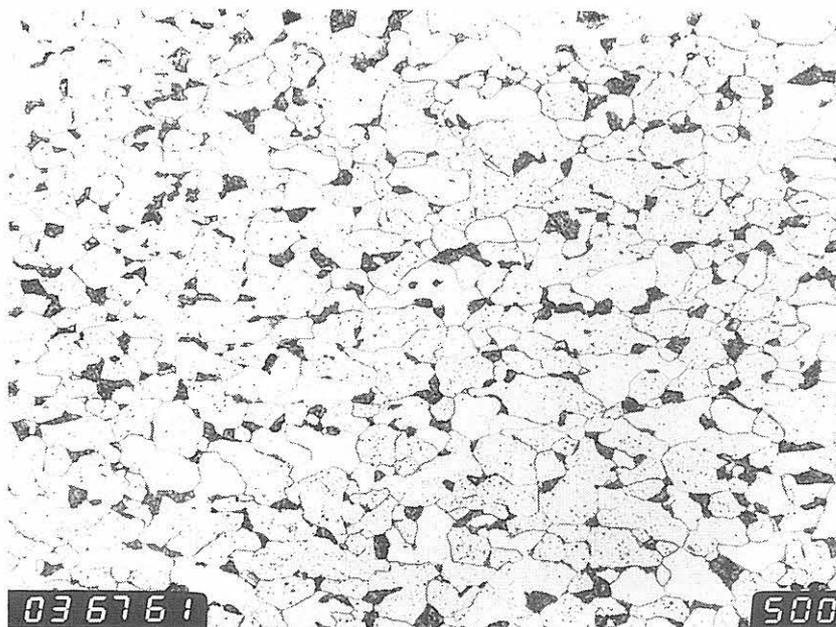


Bild A-2: Längsschliff DP400, Vergrößerung 500 x

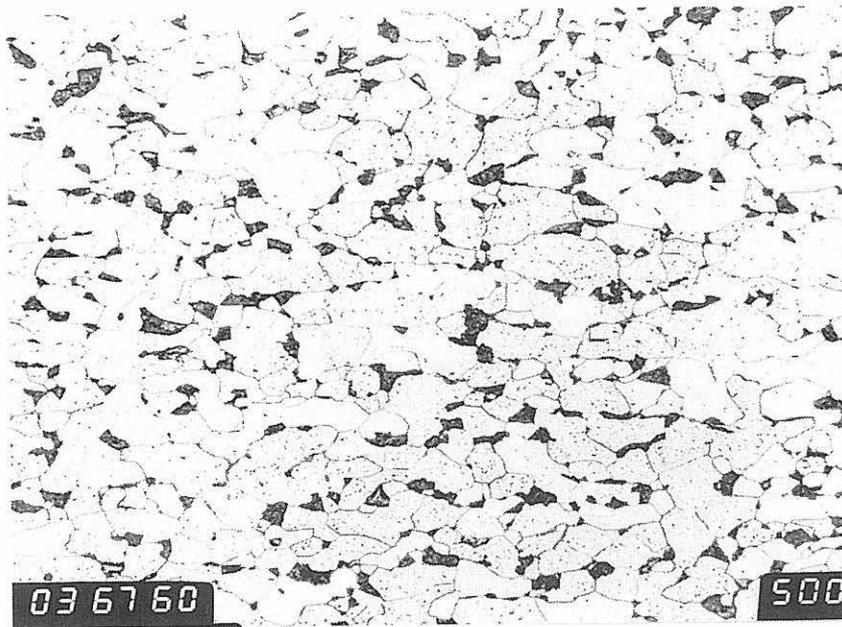


Bild A-3: Querschliff DP400, Vergrößerung 500 x

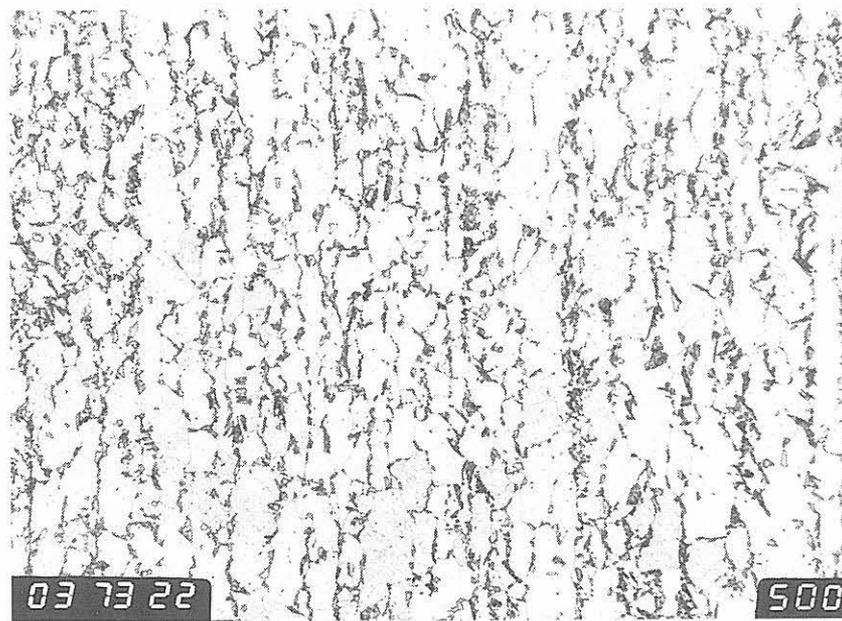


Bild A-4: Längsschliff DP500, Vergrößerung 500 x

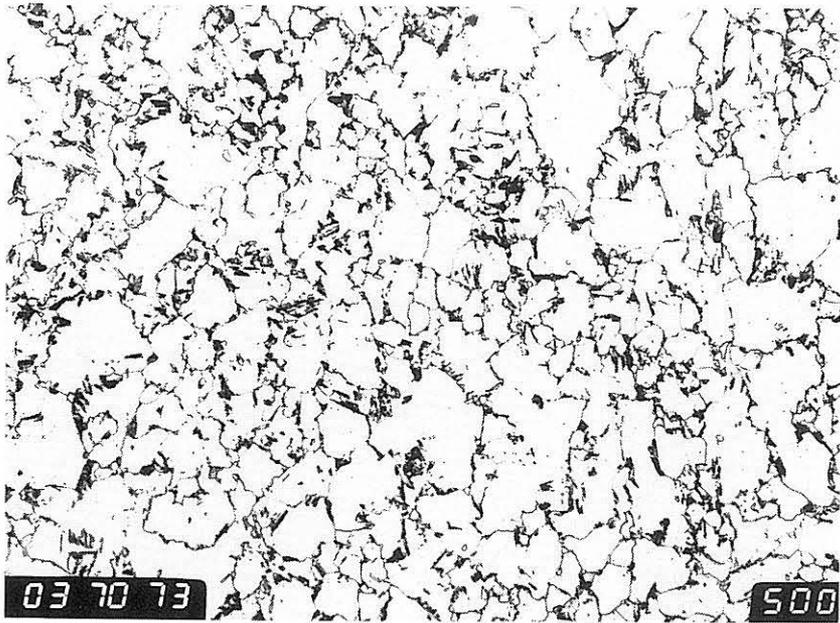


Bild A-5: Querschliff DP400, Vergrößerung 500 x

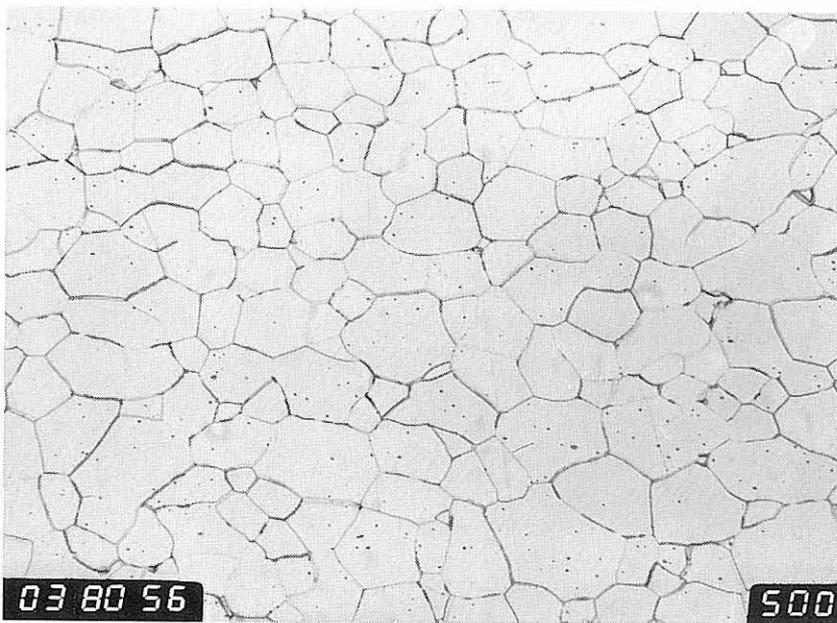


Bild A-6: Längsschliff Nb-mikrolegierter Stahl, Vergrößerung 500 x

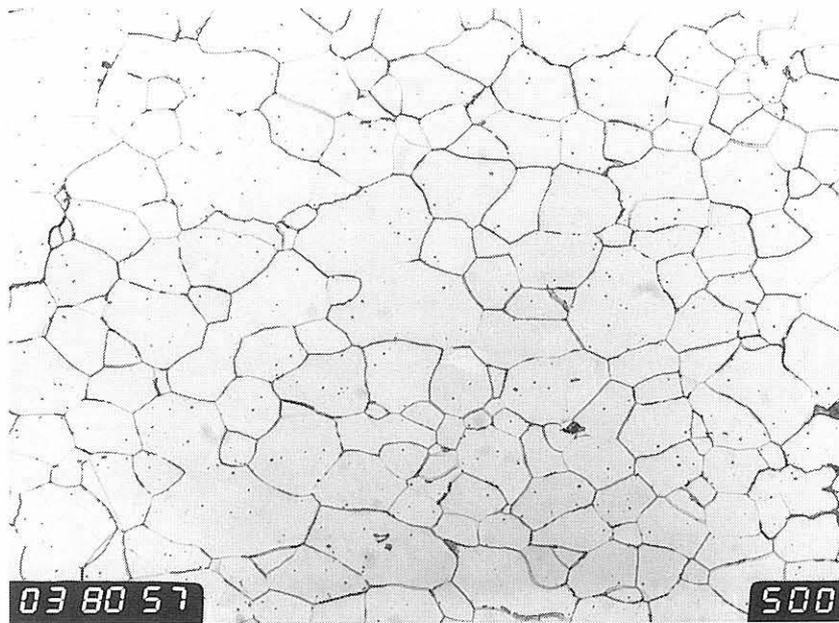


Bild A-7: Querschliff Nb-mikrolegierter Stahl, Vergrößerung 500 x

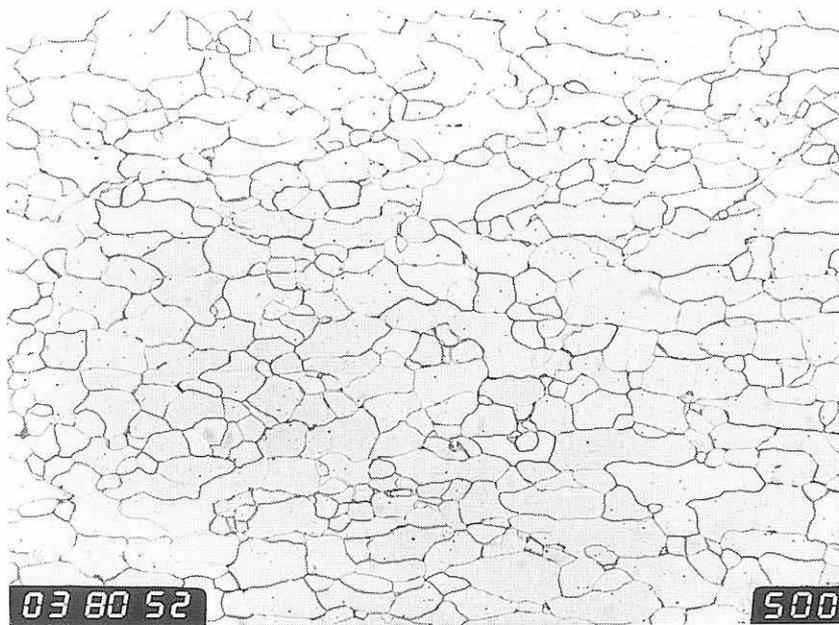


Bild A-8: Längsschliff P-Si-Stahl, Vergrößerung 500 x

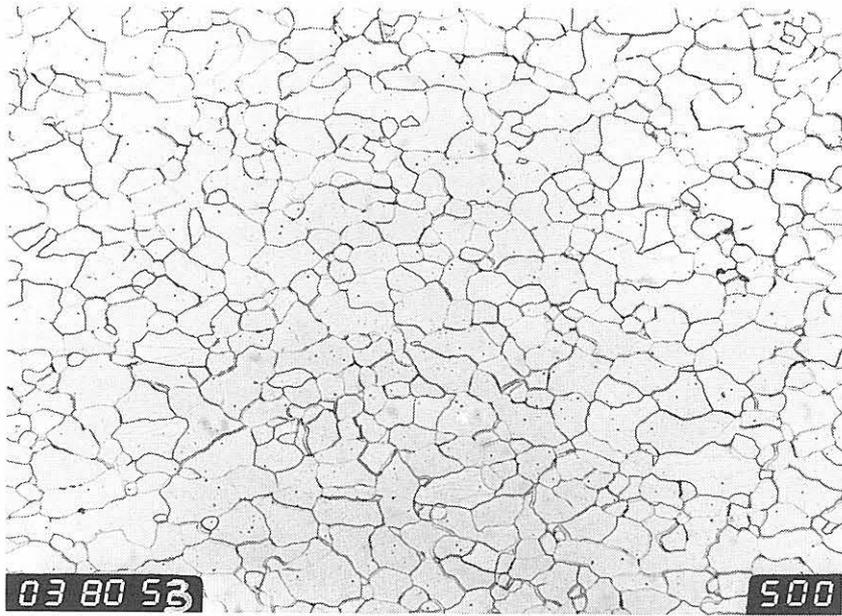


Bild A-9: Querschliff P-Si-Stahl, Vergrößerung 500 x

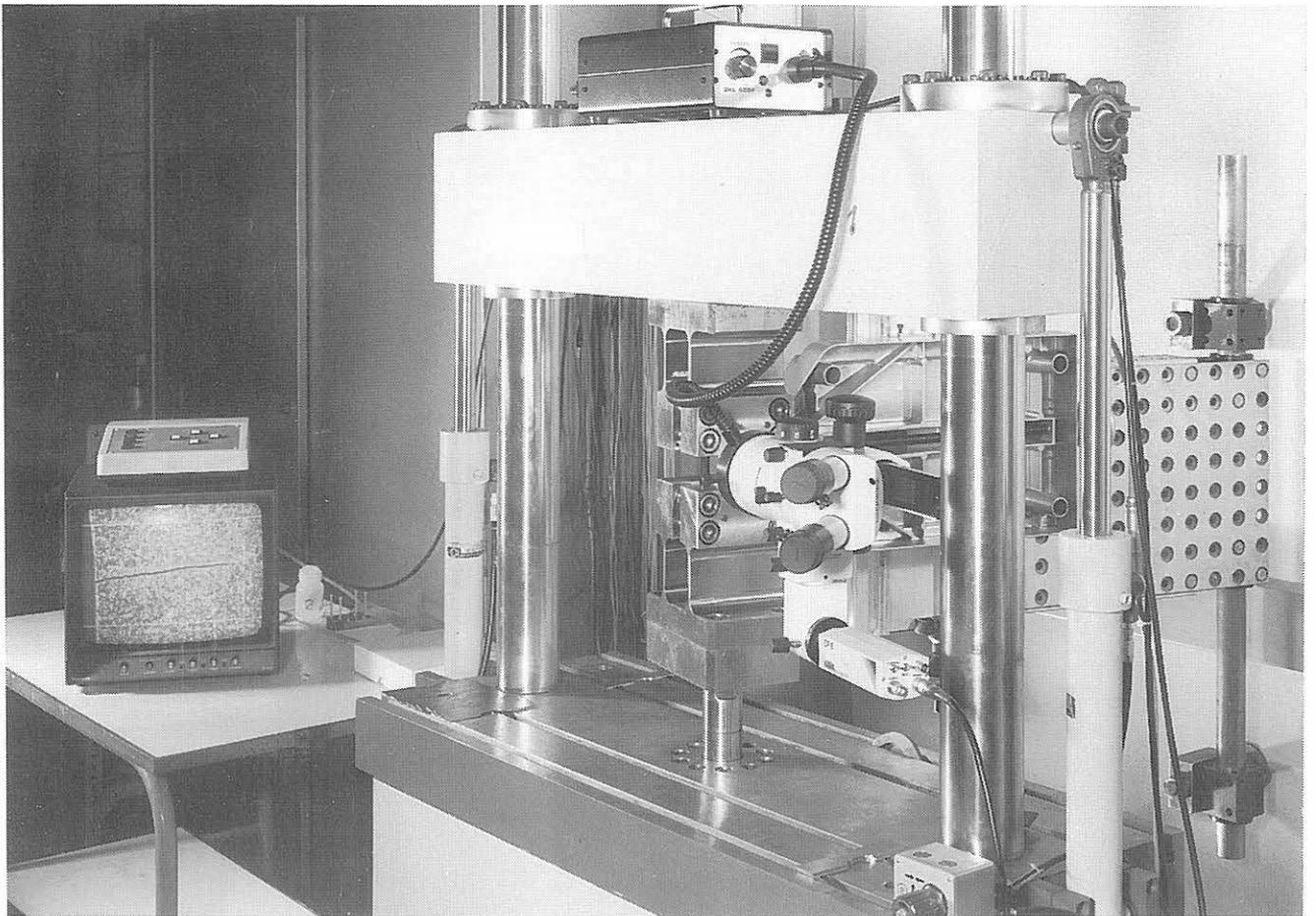


Bild A-10: Ansicht der 10 kN-Hydropuls-Prüfmaschine mit Stereolupe und Videosystem zur Rißbeobachtung und Vermessung

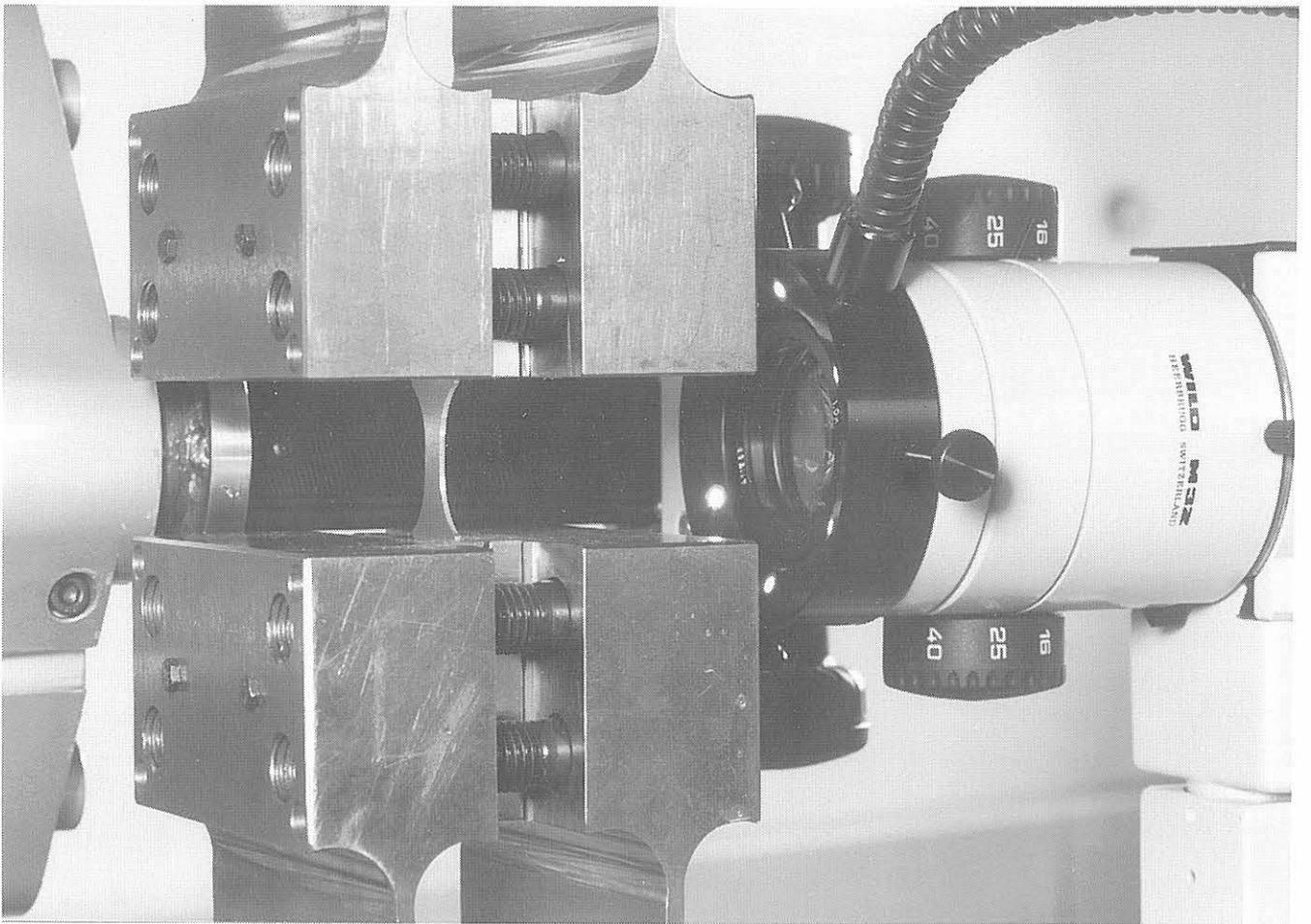


Bild A-11: Flachprobeneinspannung mit eingebauter ungekerbter Probe

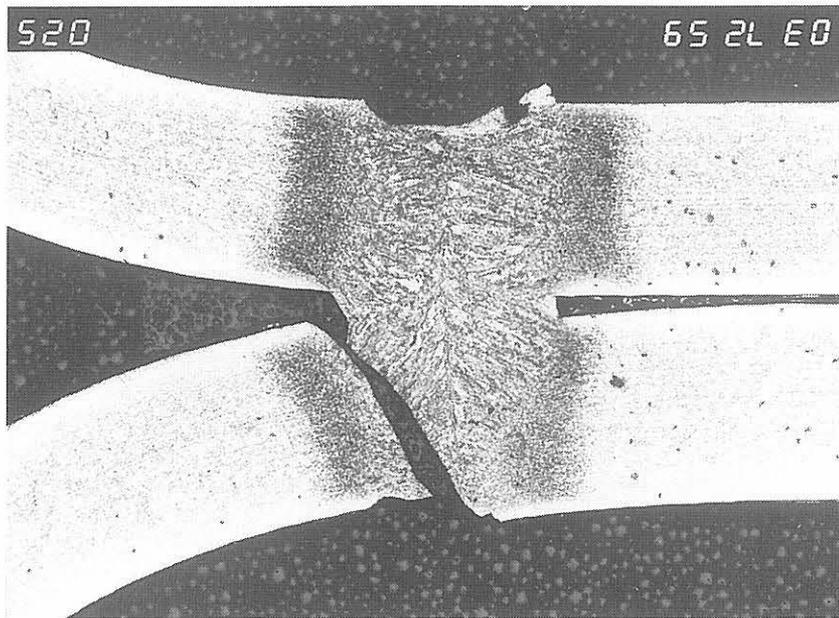


Bild A-12: Querschliff durch Riß in laserstrahlgeschweißter Kopfzugprobe, DP500, 25 x

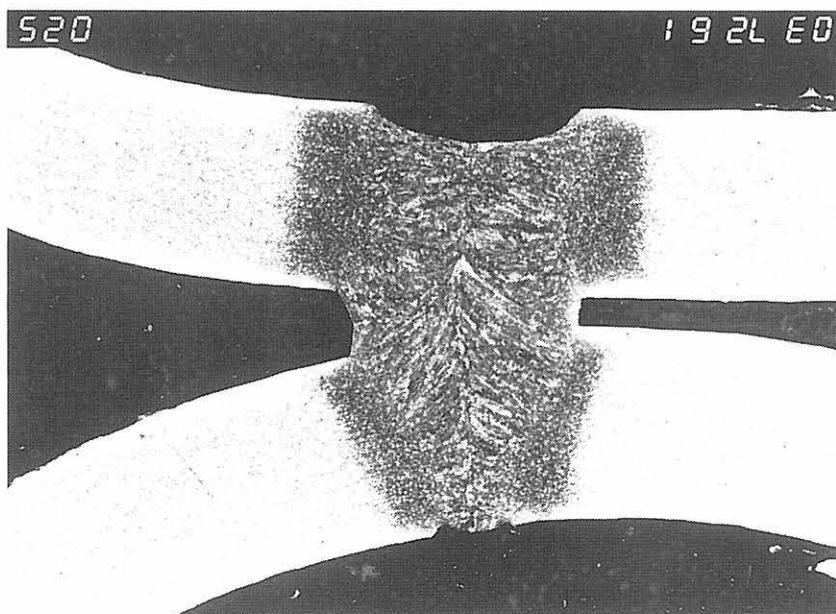


Bild A-13: Querschliff durch Laserschweinaht in Kopfzugprobe, DP500, 25 x

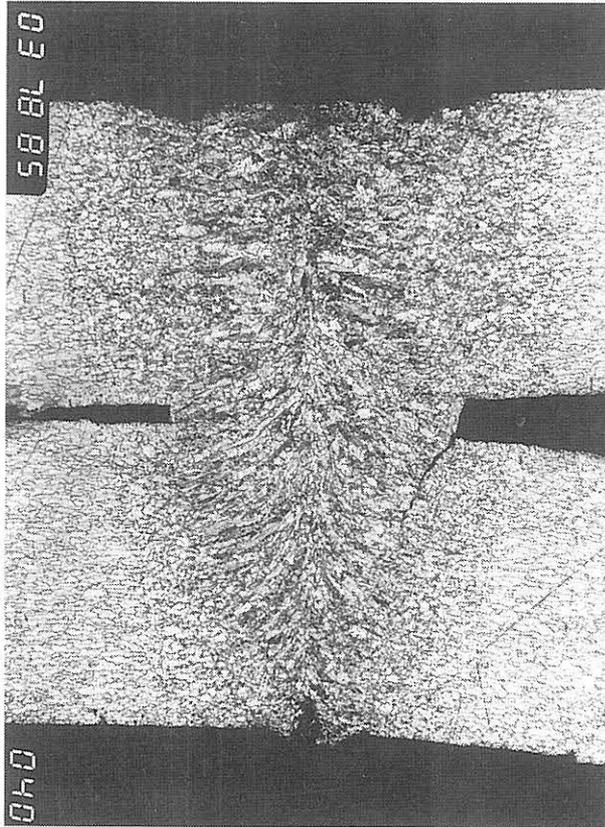


Bild A-14: Querschliff durch Riß in laserstrahlgeschweißter Kopfzugprobe, FeP04, 40 x

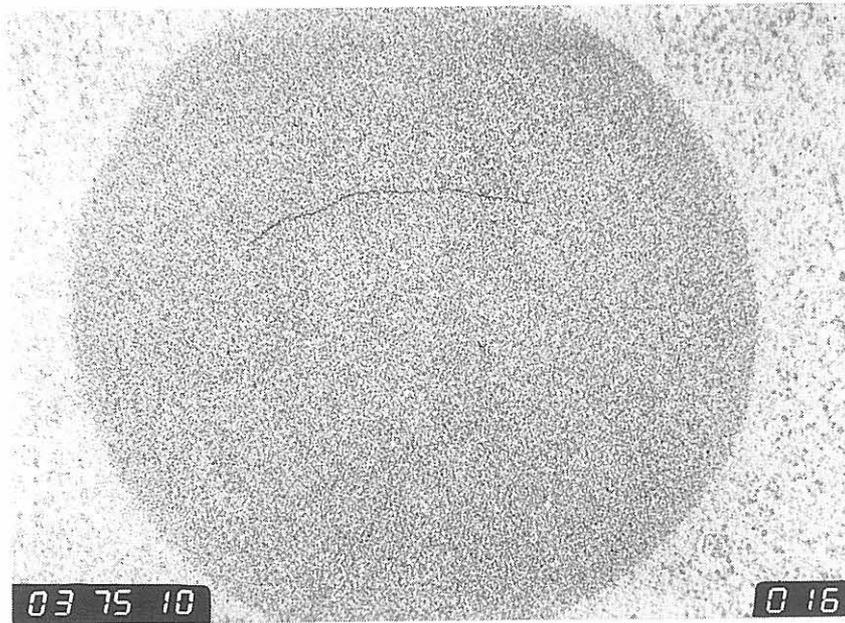


Bild A-15: Flachschliff durch Schweißlinse (Ø 5 mm) mit Anriß, FeP04, 16 x

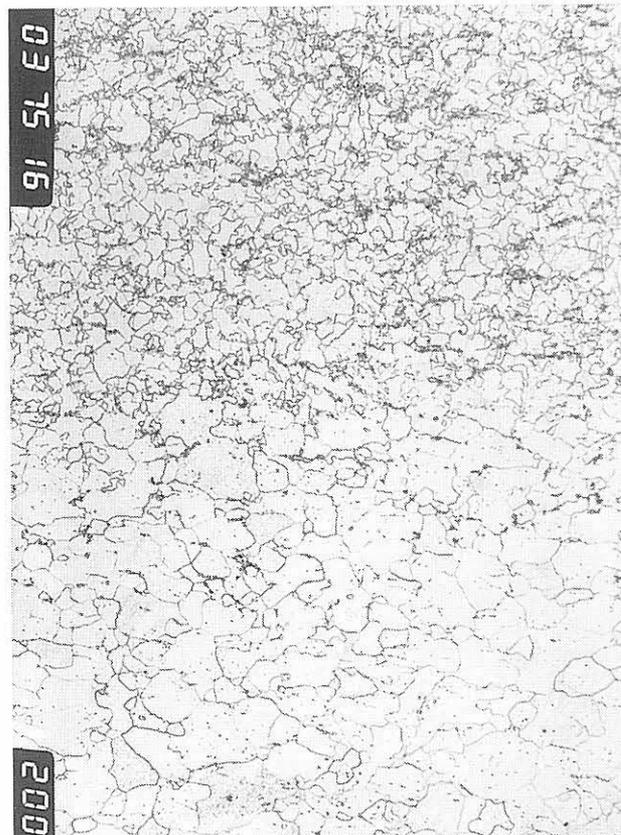


Bild A-16: Ausschnitt aus Bild A-15, Übergang Grundgefüge-Wärmeeinflußzone, 200 x

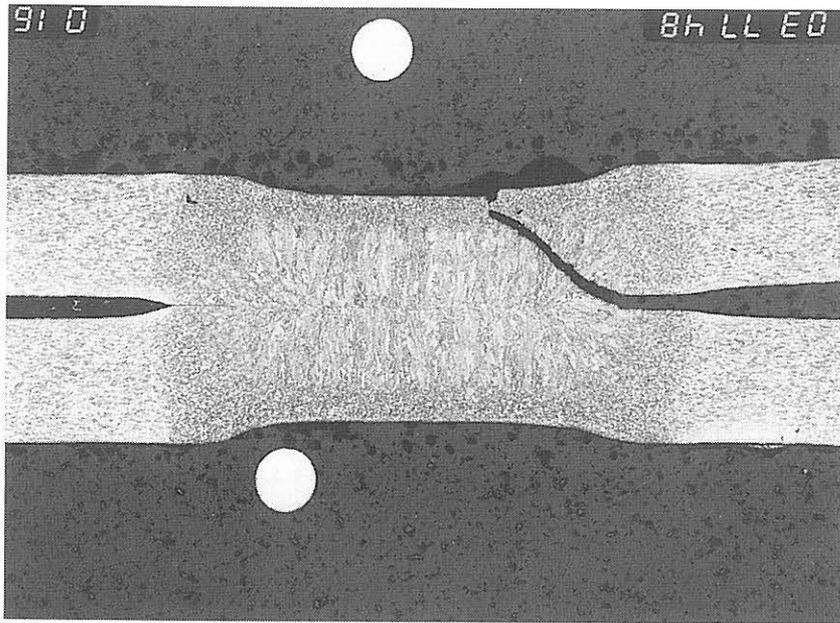


Bild A-17: Querschliff durch angerissenen Schweißpunkt (\varnothing 3,5 mm) in Kopfzugprobe, FeP04, 16 x

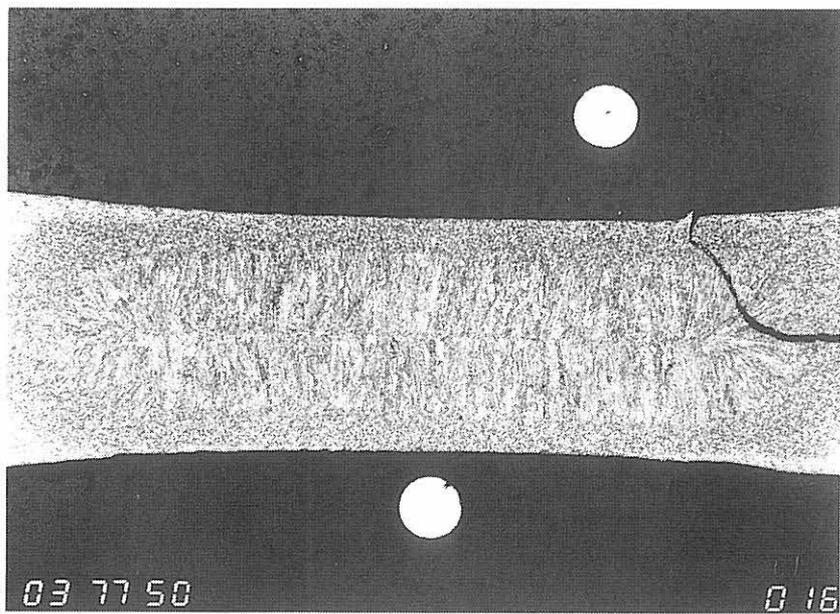


Bild A-18: Querschliff durch angerissenen Schweißpunkt (\varnothing 7 mm) in Kopfzugprobe, FeP04, 16 x

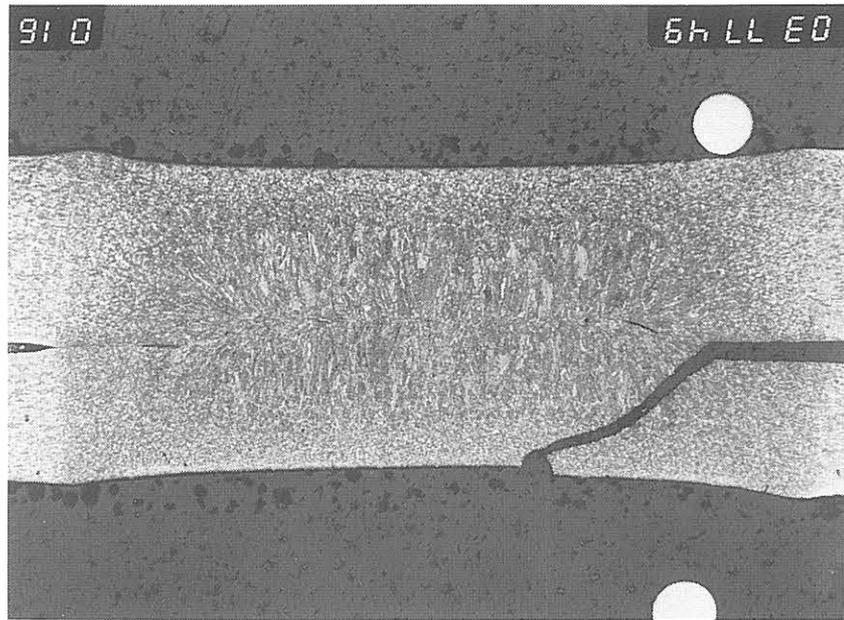


Bild A-19: Querschliff durch angerissenen Schweißpunkt (\varnothing 5 mm) in Kopfzugprobe, Blechdicke $U=1$ mm, $L=1,5$ mm, FeP04, 16 x

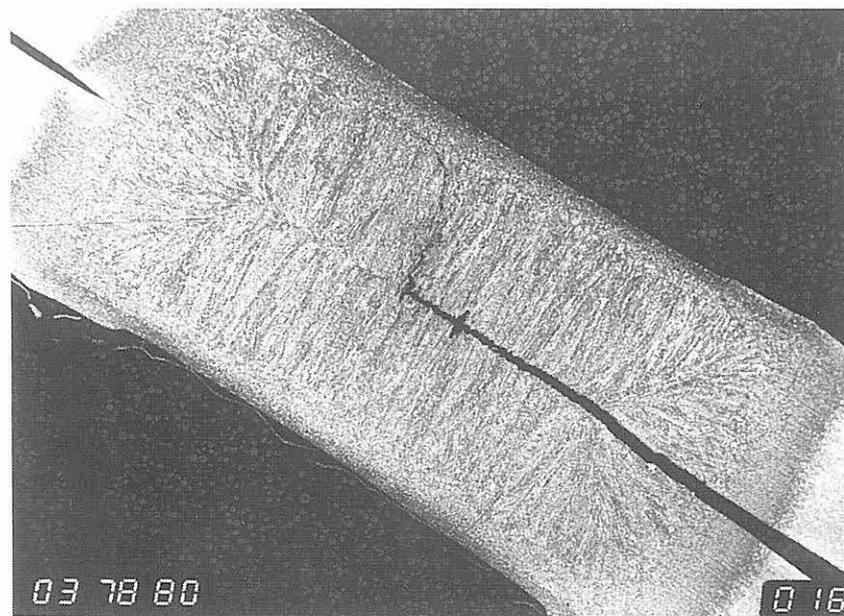


Bild A-20: Querschliff durch angerissenen Schweißpunkt (\varnothing 7 mm) in Kopfzugprobe, DP500, Blechdicke $U=L=1,5$ mm, 16 x

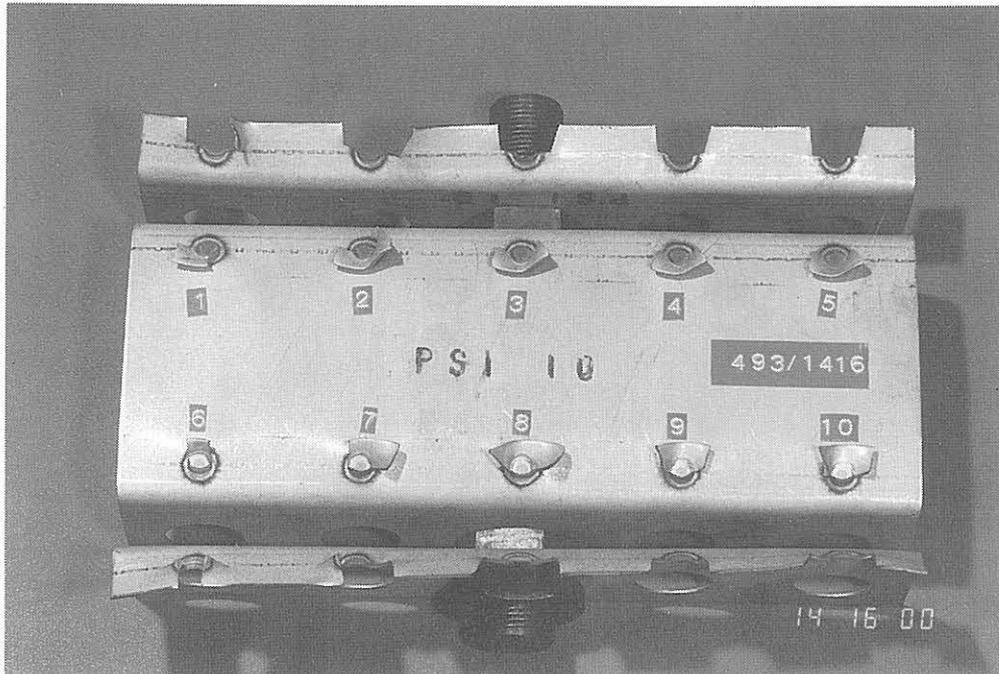


Bild A-21: Übersichtsaufnahme Kopfzugprobe K-P 10x7-1,0/1,0, P-Si-Stahl, nach dem Auftreten von Ermüdungsrissen bis zur Bruchkraft belastet



Bild A-22: Übersichtsaufnahme Kopfzugprobe K-P 10x5-1,5/1,0, P-Si-Stahl, nach dem Auftreten von Ermüdungsrissen bis zur Bruchkraft belastet



Bild A-23: Vergrößerung des Punktes Nr. 1 aus Bild A-22, U-Seite, Ausknöpfbruch

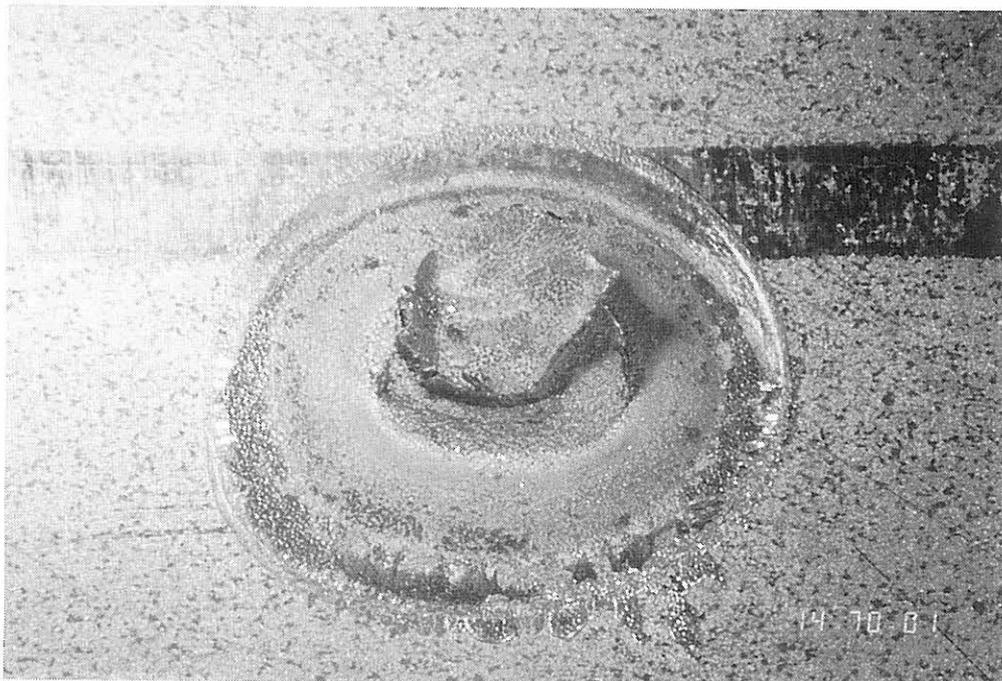


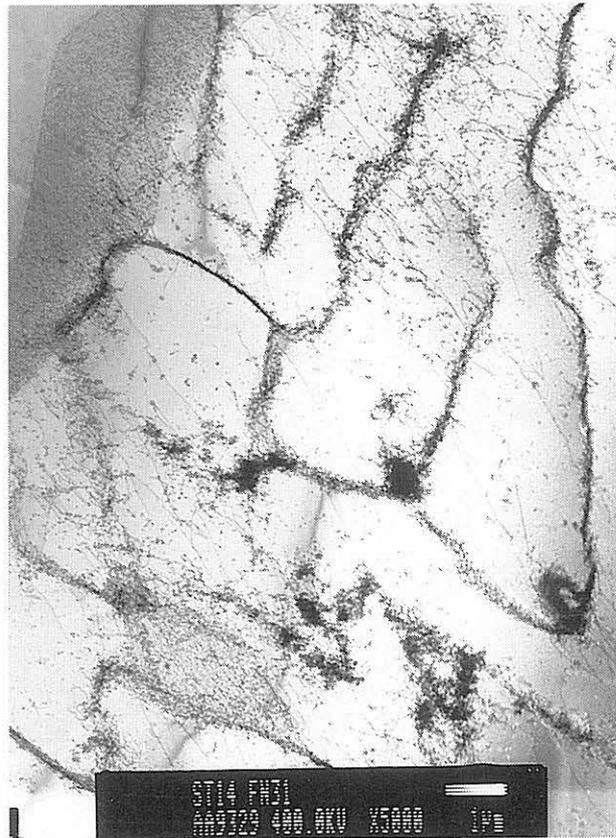
Bild A-24: Vergrößerung des Punktes Nr. 1 aus Bild A-22, L-Seite, Ausknöpfbruch



Bild A-25: Subgefüge von FeP04, Anlieferungszustand



Bild A-26: Subkorngrenze in FeP04, Anlieferungszustand



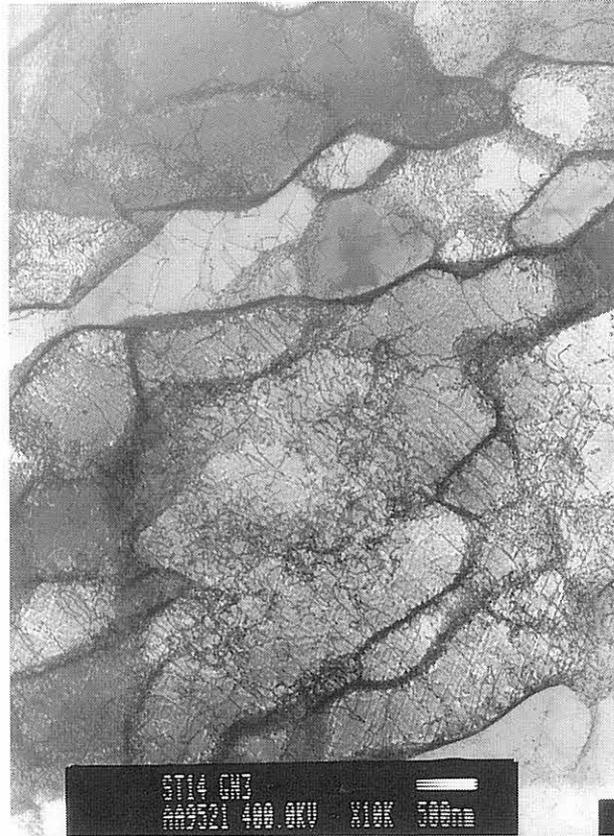
*Bild A-27: Labyrinthstruktur in FeP04, $\epsilon_a = 0,12\%$,
 $A_A = 1.260 \text{ Nm}$, $N/N_A = 97\%$*



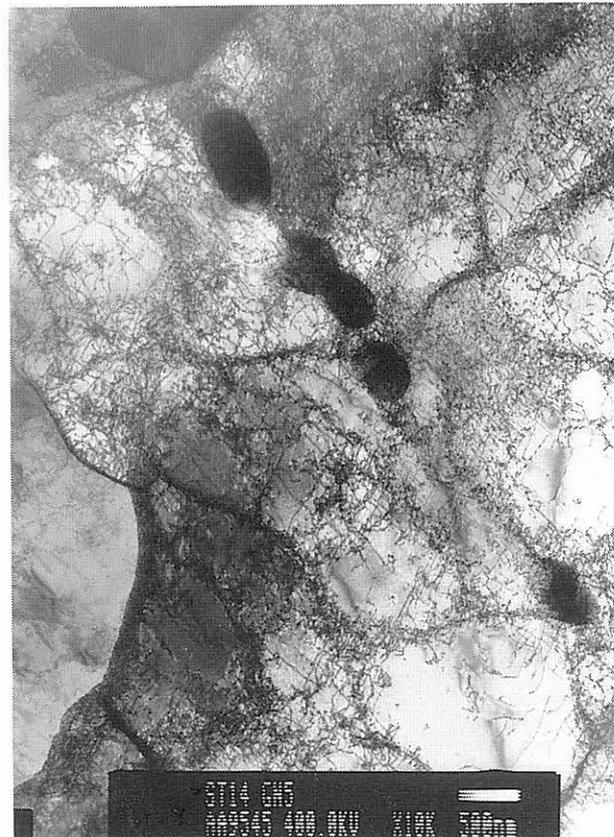
*Bild A-28: Zellstrukturen in FeP04, $\epsilon_a = 0,12\%$,
 $A_A = 1260 \text{ Nm}$, $N/N_A = 97\%$*



*Bild A-29: Subgefüge von FeP04, $\epsilon_a = 0,12\%$,
 $A_A = 1260 \text{ Nm}$, $N/N_A = 97\%$*



*Bild A-30: Zellstrukturen in FePO₄, $\epsilon_a = 1,0\%$,
 $A_A = 183 \text{ Nm}$, $N/N_A \approx 1$*



*Bild A-31: Zellstrukturen in FePO₄, $\epsilon_a = 1,0\%$,
 $A_A = 183 \text{ Nm}$, $N/N_A \approx 1$*

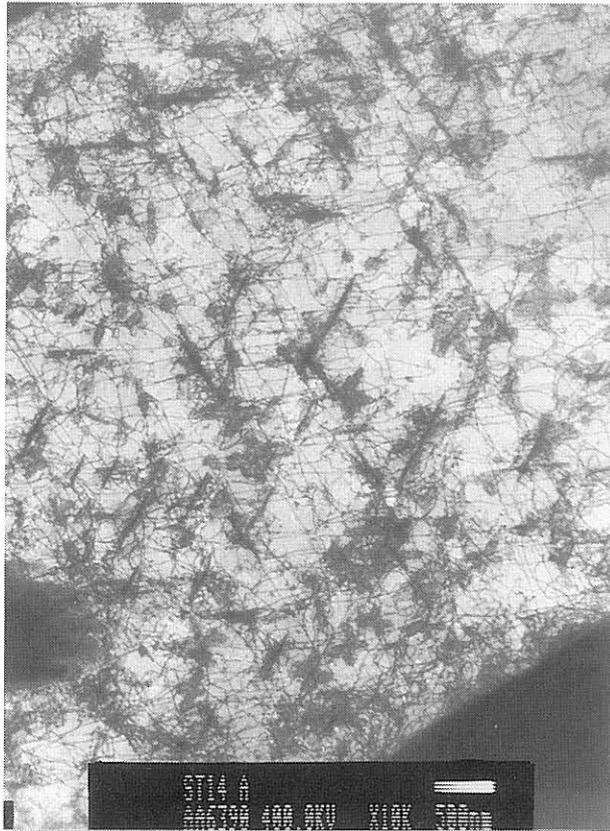
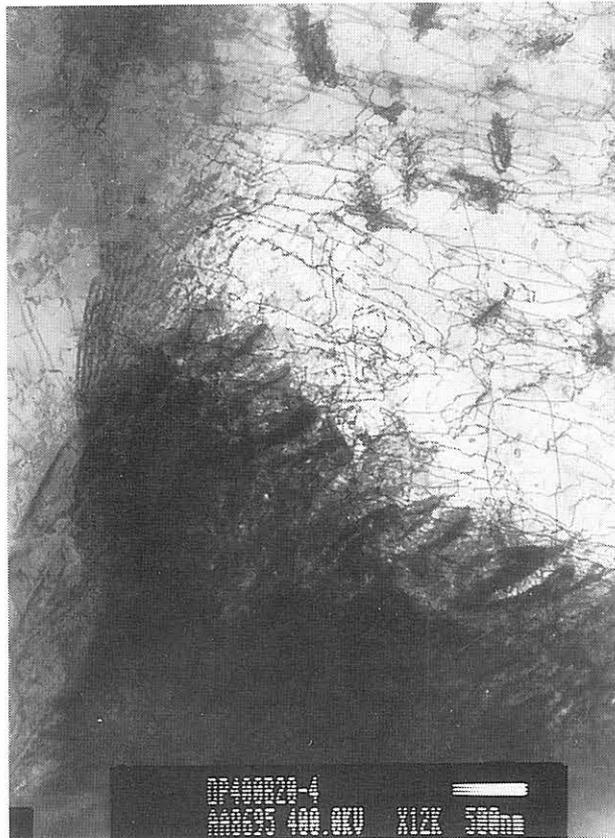


Bild A-32: Subgefüge in DP400, Anlieferungszustand



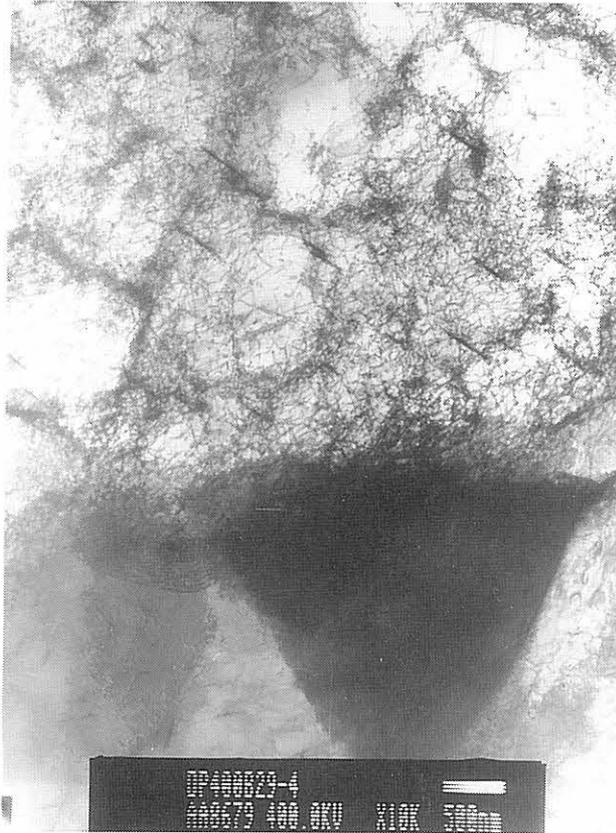
Bild A-33: Subgefüge in DP400, Anlieferungszustand



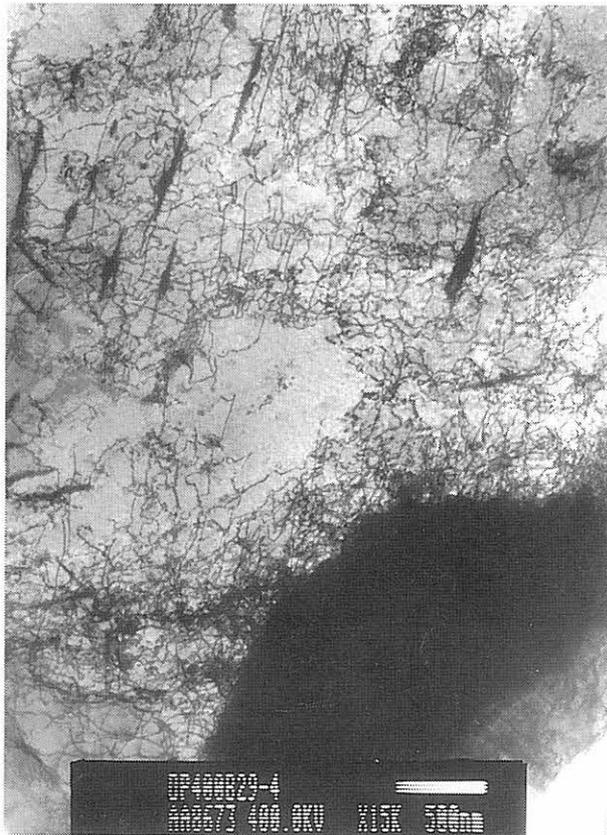
*Bild A-34: Subgefüge in DP400, $\epsilon_a = 0,09\%$,
Durchläufer, $N \geq 10^7$*



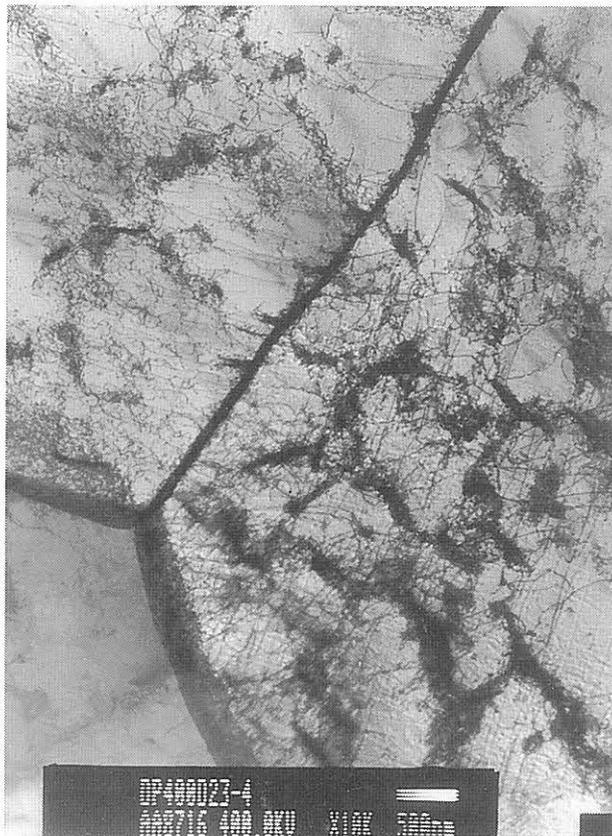
*Bild A-35: Subgefüge in DP400, $\epsilon_a = 0,09\%$,
Durchläufer, $N \geq 10^7$*



*Bild A-36: Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_u = 0,1\%$,
 $N = 497.107$, $N/N_A = 11\%$*



*Bild A-37: Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_u = 0,1\%$,
 $N = 497.107$, $N/N_A = 11\%$*



*Bild A-38: Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 0,15\%$,
 $N = 43.001$, $N/N_A = 14\%$*



*Bild A-39: Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 0,15\%$,
 $N = 43.001$, $N/N_A = 14\%$*



Bild A-40: Subgefüge in DP400, $\epsilon_a = 0,2\%$, $N = 43.001$, $N/N_A = 62\%$



Bild A-41: Deformierte Zellen in DP400, $\epsilon_a = 0,2\%$, $N = 43.001$, $N/N_A = 62\%$

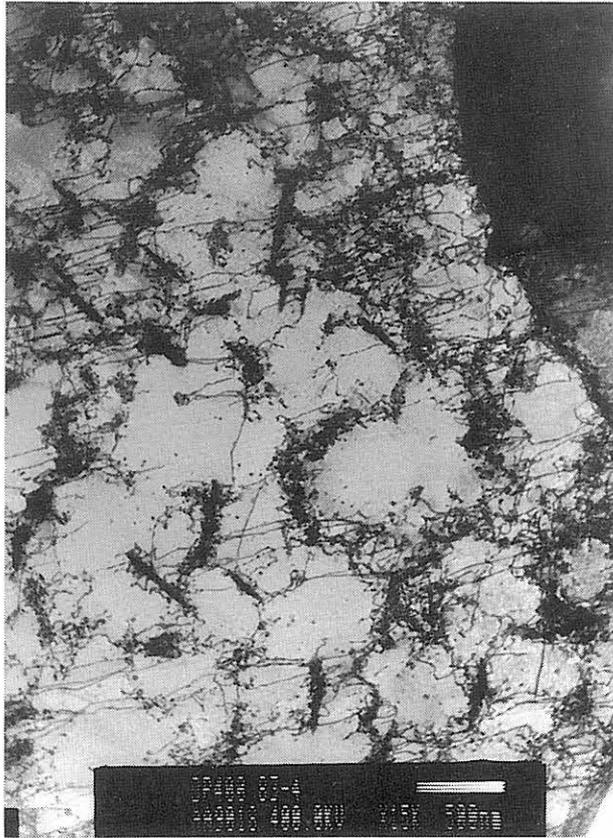


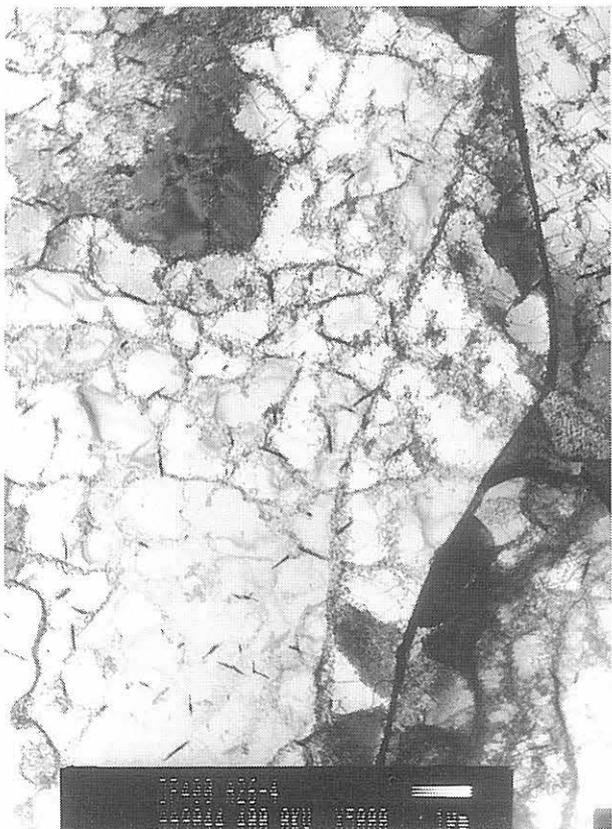
Bild A-42: Beginn der Bildung von Zellstrukturen in DP400, $\varepsilon_a = 1,0\%$, $N = 11$, $N/N_A = 4\%$



Bild A-43: Behinderung der Bildung von Zellstrukturen in DP400, $\varepsilon_a = 1,0\%$, $N = 11$, $N/N_A = 4\%$



*Bild A-44: Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$, $N = 100$,
 $N/N_A = 38\%$*



*Bild A-45: Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$, $N = 100$,
 $N/N_A = 38\%$*



Bild A-46: Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$, $N = 397$, $N/N_A \approx 1$

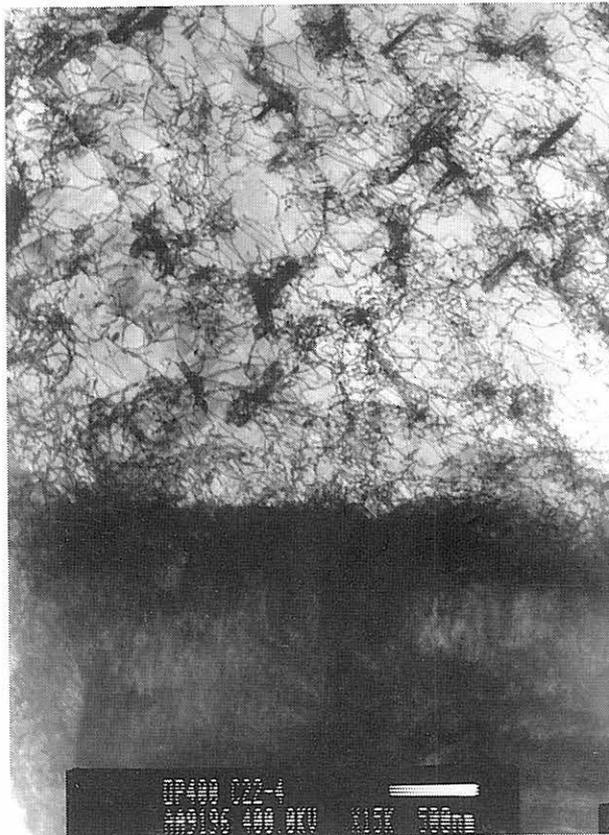


Bild A-47: Unvollständige Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 0,12\%$, $A_A = 800 \text{ Nm}$, $N/N_A = 8\%$



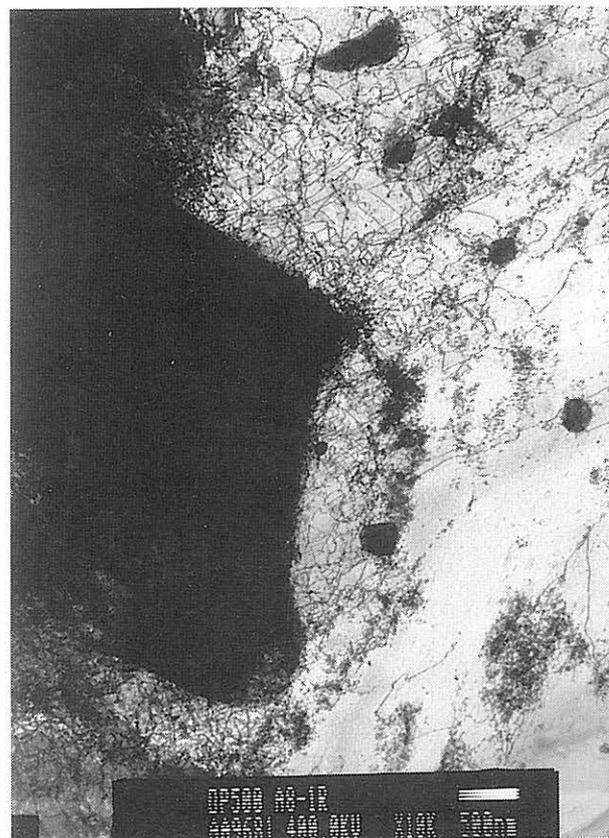
*Bild A-48: Unvollständige Zellstrukturen in DP400,
 $\epsilon_a = 0,12\%$, $A_A = 800 \text{ Nm}$, $N/N_A = 8\%$*



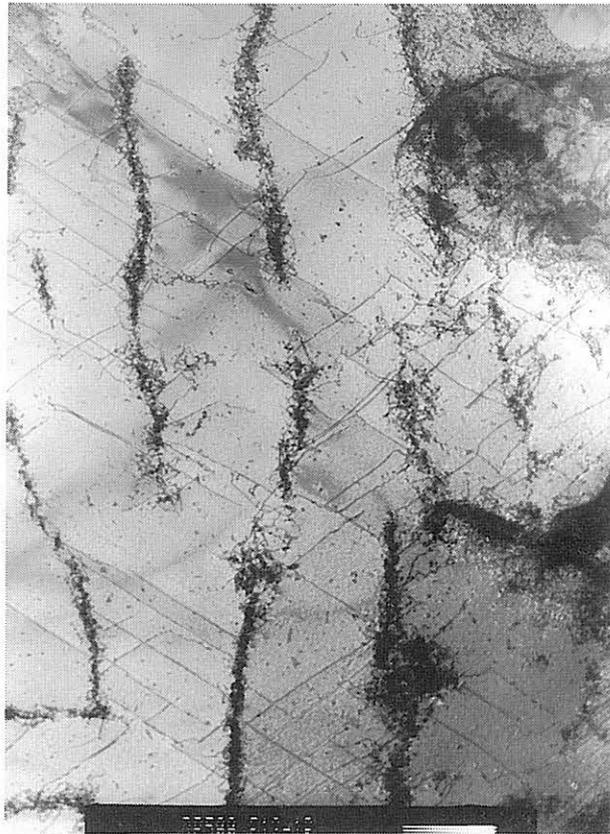
*Bild A-49: Zellstrukturen in DP400, $\epsilon_a = 1,0\%$,
 $A_A = 151 \text{ Nm}$, $N/N_A \approx 1$*



Bild A-50: Substruktur in DP500, Anlieferungszustand



*Bild A-51: Subgefüge in DP500, $\epsilon_a = 0,12\%$,
 $A_A = 3.402 \text{ Nm}$, $N/N_A \approx 1$*



*Bild A-52: Zellwände in DP500, $\epsilon_a = 0,12\%$,
 $A_A = 3.402 \text{ Nm}$, $N/N_A \approx 1$*



*Bild A-53: Verstärkung der Wandstrukturen in DP500,
 $\epsilon_a = 1,0\%$, $A_A = 233 \text{ Nm}$, $N/N_A = 93\%$*



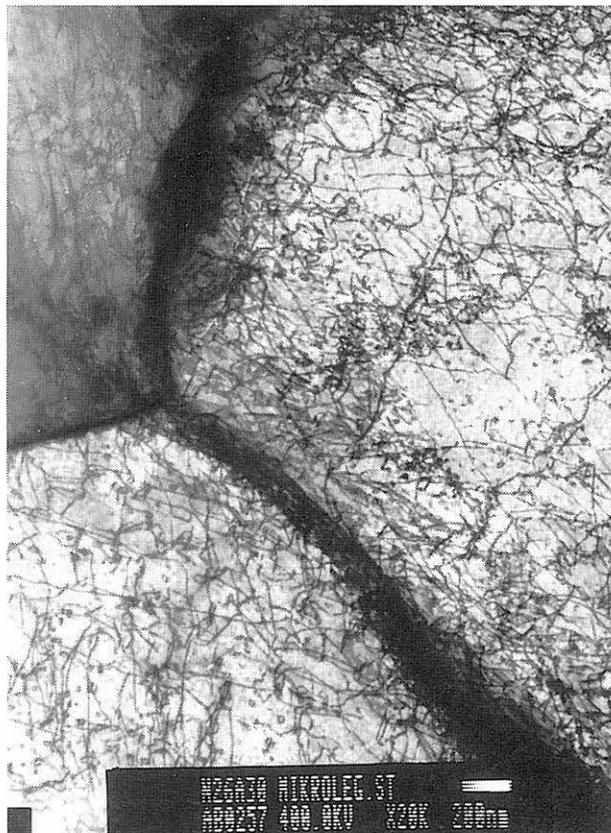
*Bild A-54: Zellstrukturen in DP500, $\epsilon_a = 1,0\%$,
 $A_A = 233 \text{ Nm}$, $N/N_A = 93\%$*



*Bild A-55: Zellstrukturen in DP500, $\epsilon_a = 1,0\%$,
 $A_A = 233 \text{ Nm}$, $N/N_A \approx 93\%$*



*Bild A-56: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl.
Anlieferungszustand, bake-hardened*



*Bild A-57: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl.
Anlieferungszustand, bake-hardened*



*Bild A-58: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl,
bake-hardened, $\epsilon_a = 0,12\%$, $A_A = 771 \text{ Nm}$,
 $N/N_A = 78\%$*



*Bild A-59: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl,
bake-hardened, $\epsilon_a = 0,12\%$, $A_A = 771 \text{ Nm}$,
 $N/N_A = 78\%$*

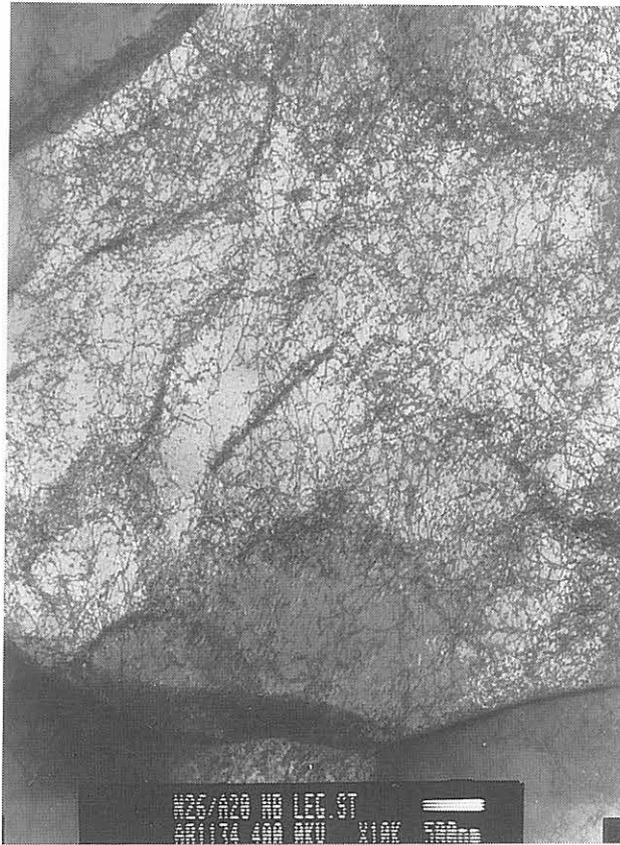


Bild A-60: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\varepsilon_a = 1,0\%$, $A_A = 262 \text{ Nm}$, $N/N_A = 94\%$

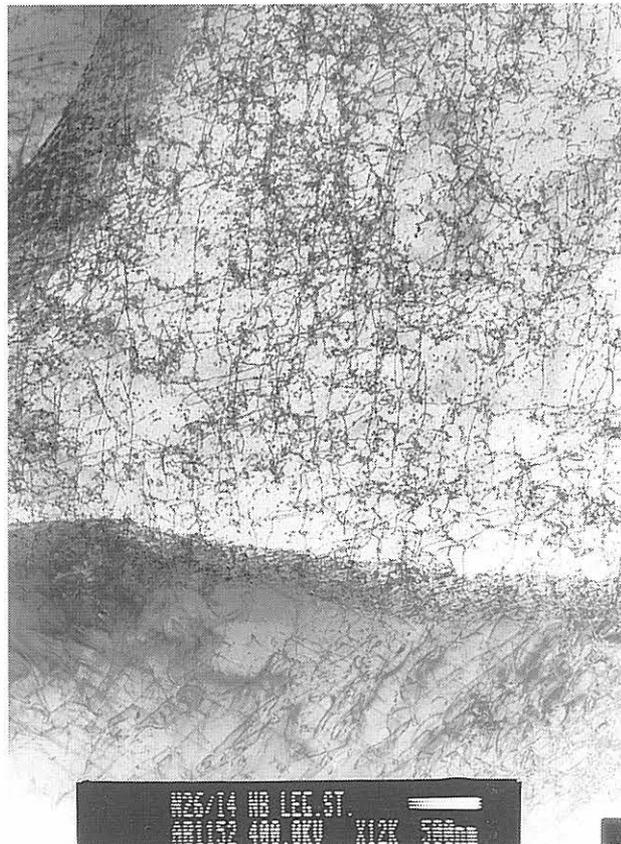


Bild A-61: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\varepsilon_a = 1,0\%$, $A_A = 262 \text{ Nm}$, $N/N_A = 94\%$

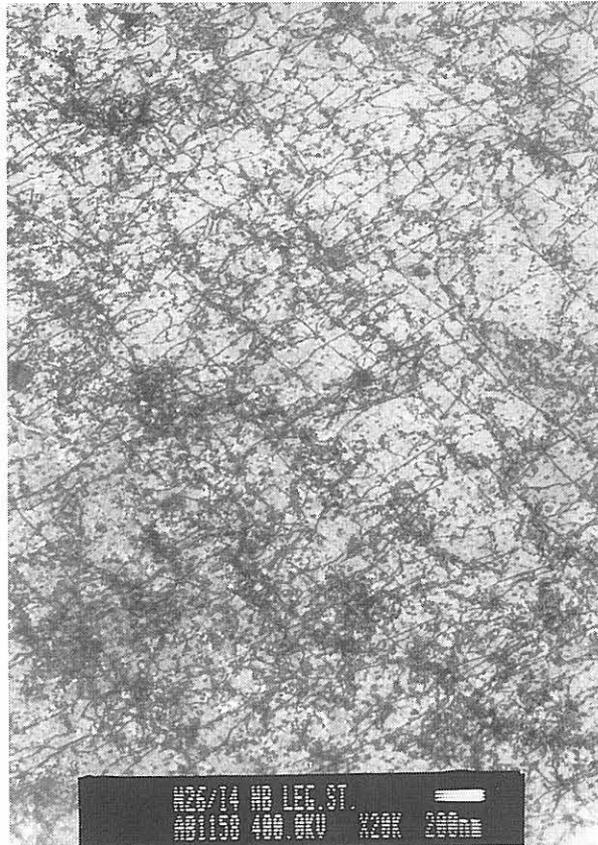


Bild A-62: Subgefüge im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\epsilon_a = 1,0\%$, $A_A = 262 \text{ Nm}$, $N/N_A = 94\%$

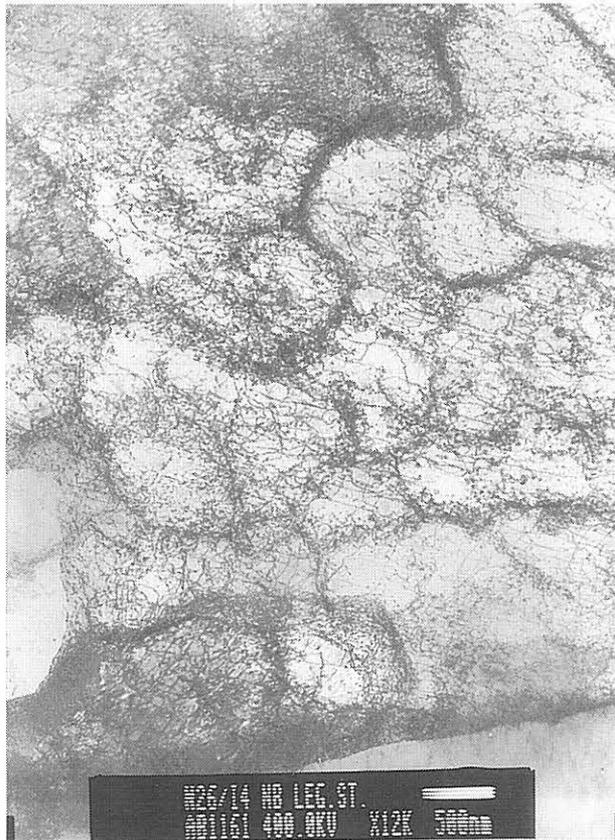


Bild A-63: Zellstrukturen im Nb-mikrolegierten Stahl, bake-hardened, $\epsilon_a = 1,0\%$, $A_A = 262 \text{ Nm}$, $N/N_A = 94\%$

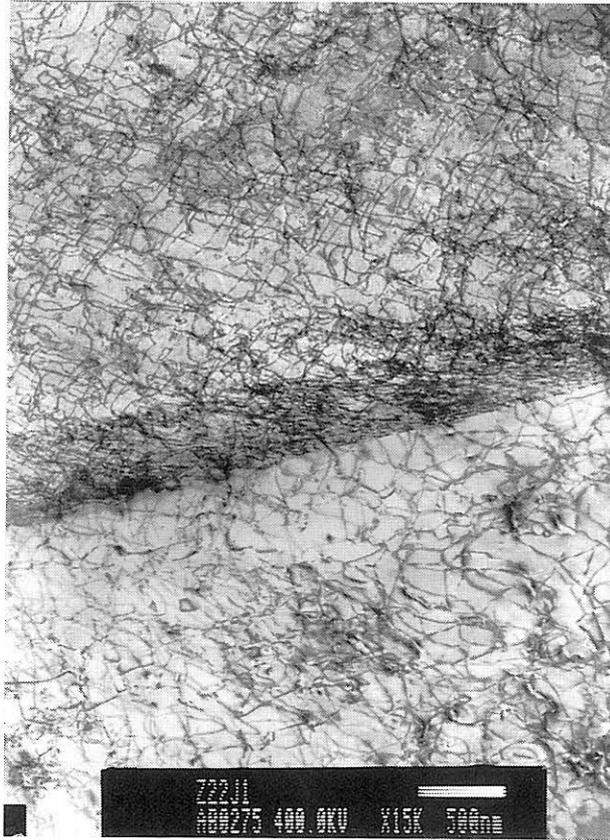


Bild A-64: Subgefüge in P-Si-Stahl. Anlieferungszustand, bake-hardened

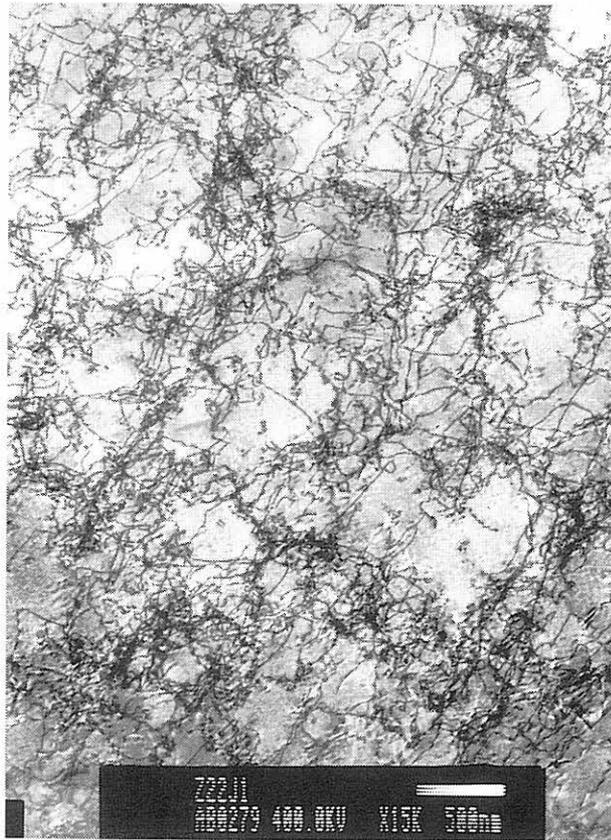


Bild A-65: Subgefüge in P-Si-Stahl. Anlieferungszustand, bake-hardened

Anhang 8.2

Tabellen A1-A18

Tabelle A.1: Einzelergebnisse der Zugversuche, FeP04

FeP04, verzinkt									15.8.94/Gol
Zugversuche nach EN 10 002-1 an Streifenproben 20 x 300 mm ² (Probenform 2)									
Blechdicke t = 1,5 mm									
Probe	E N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _g %	A _{80mm} %	r(A _g)	r _{20%}	n	
<i>parallel zur Walzrichtung (0°)</i>									
RB0	223.962	175	307	25,4	45,5	1,48	1,59	0,216	
RC0	208.043	176	307	26,5	46,5	1,40	1,55	0,215	
RD0	204.640	180	308	26,3	46,5	1,45	1,58	0,214	
Mittelwerte	212.215	177	307	26,1	46,2	1,44	1,57	0,215	
<i>diagonal zur Walzrichtung (45°)</i>									
RB45	212.939	190	319	24,9	39,5	0,94	1,02	0,206	
RC45	229.358	190	319	24,7	39,0	1,01	1,08	0,204	
RD45	226.742	192	319	21,5	40,5	1,06	1,08	0,204	
Mittelwerte	223.013	191	319	23,7	39,7	1,00	1,06	0,204	
<i>quer zur Walzrichtung (90°)</i>									
RB90	191.209	185	305	25,2	44,0	1,42	1,60	0,211	
RC90	204.522	185	306	26,9	43,0	1,31	1,55	0,212	
RD90	196.472	185	304	25,1 n. b.		1,69	1,76	0,212	
RE90	184.293	186	305	23,0	45,5	1,69	1,76	0,209	
Mittelwerte	194.124	185	305	25,1	44,2	1,53	1,67	0,211	
es gilt $n_{\text{mittel}} = (n_0 + 2 \cdot n_{45} + n_{90}) / 4 = 0,209$									
es gilt $r_{\text{mittel}}(A_g) = (r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}) / 4 = 1,24$									

Tabelle A.2: Einzelergebnisse der Zugversuche, DP400

DP 400, unverzinkt										11.8.94/Gol
Zugversuche nach EN 10 002-1 an Streifenproben 20 x 300 mm ² (Probenform 2)										
Blechdicke t = 1,2 mm										
Probe	E N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _g %	A _{80mm} %	r(A _g)	r _{20%}	n		
<i>parallel zur Walzrichtung (0°)</i>										
RA0	199.954	258	435	19,8	26,5	0,69 n. b.			0,171	
RB0	216.099	259	437	18,8	34,0	0,84 n. b.			0,167	
RC0	196.303	264	440	17,6 n. b.		0,91 n. b.			0,166	
RD0	200.116	261	437	16,9	33,0	0,90 n. b.			0,168	
RE0	208.117	261	435	20,9	29,5	0,85	0,87		0,169	
<i>Mittelwerte</i>	<i>204.118</i>	<i>260</i>	<i>437</i>	<i>18,8</i>	<i>30,8</i>	<i>0,84</i>			<i>0,168</i>	
<i>diagonal zur Walzrichtung (45°)</i>										
RA45	207.317	265	439	17,8	21,5	1,39 n. b.			0,133	
RB45	224.803	266	441	14,2	25,5	0,87 n. b.			0,161	
RC45	220.055	267	443	16,0 n. b.		0,83 n. b.			0,160	
RD45	211.417	265	443	16,0 n. b.		0,83 n. b.			0,147	
RE45	199.801	267	444	16,2 n. b.		0,76 n. b.			0,161	
<i>Mittelwerte</i>	<i>212.679</i>	<i>266</i>	<i>442</i>	<i>16,0</i>	<i>23,5</i>	<i>0,93</i>			<i>0,152</i>	
<i>quer zur Walzrichtung (90°)</i>										
RA90	203.283	256	438	17,2 n. b.		1,07 n. b.			0,164	
RB90	203.217	257	439	17,8	30,5	1,39 n. b.			0,162	
RC90	203.406	257	438	17,2	29,0	1,07 n. b.			0,164	
RD90	211.212	256	438	19,0	27,5	1,13 n. b.			0,164	
RE90	215.523	256	436	13,7	27,0	1,26 n. b.			0,165	
RF90	203.373	254	419	16,4	29,0	1,38	0,86		0,168	
<i>Mittelwerte</i>	<i>206.669</i>	<i>256</i>	<i>435</i>	<i>16,9</i>	<i>28,6</i>	<i>1,21</i>			<i>0,164</i>	
es gilt $r_{\text{mittel}} = (r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}) / 4 = 0,159$										
es gilt $r_{\text{mittel}}(A_g) = (r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}) / 4 = 0,98$										

Tabelle A.3: Einzelergebnisse der Zugversuche, DP500

DP 500, verzinkt		Zugversuche nach EN 10 002-1 an Streifenproben 20 x 300 mm ² (Probenform 2)						12.8.94/Gol
Blechdicke t = 1,5 mm								
Probe	E N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _g %	A _{g0mm} %	r(A _g)	r _{20%}	
<i>parallel zur Walzrichtung (0°)</i>								
DP501_0	199.610	273	501	18,6	29,0	0,83 n. b.	0,167	
DP504_0	202.604	271	494	17,9	29,5	0,89 n. b.	0,168	
DP505_0	210.706	268	493	17,8	30,0	0,92 n. b.	0,167	
DP506_0	202.201	267	491	18,5	29,5	0,88 n. b.	0,167	
<i>Mittelwerte</i>	<i>203.780</i>	<i>270</i>	<i>495</i>	<i>18,2</i>	<i>29,5</i>	<i>0,88</i>	<i>0,167</i>	
<i>diagonal zur Walzrichtung (45°)</i>								
DP501_45	207.331	309	490	14,4	29,0	0,89 n. b.	0,155	
DP502_45	206.094	309	489	16,1	29,5	0,89 n. b.	0,155	
DP503_45	206.687	310	489	17,2	29,0	0,79 n. b.	0,156	
DP504_45	213.044	310	489	17,8	29,0	0,80 n. b.	0,157	
<i>Mittelwerte</i>	<i>208.289</i>	<i>309</i>	<i>489</i>	<i>16,4</i>	<i>29,1</i>	<i>0,84</i>	<i>0,156</i>	
<i>quer zur Walzrichtung (90°)</i>								
DP501_90	216.075	286	496	13,9	23,5	1,10 n. b.	0,159	
DP503_90	207.013	285	495	13,6	26,0	1,05 n. b.	0,156	
DP505_90	219.017	287	495	13,0	23,0	1,04 n. b.	0,156	
DP506_90	198.950	288	497	12,8	24,0	1,07 n. b.	0,162	
<i>Mittelwerte</i>	<i>210.264</i>	<i>287</i>	<i>496</i>	<i>13,3</i>	<i>24,1</i>	<i>1,06</i>	<i>0,158</i>	
es gilt $\bar{r}_{\text{mittel}} = (r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}) / 4 = 0,159$								
es gilt $\bar{r}_{\text{mittel}}(A_g) = (r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}) / 4 = 0,91$								

Tabelle A.4: Einzelversuche, Nb-Stahl, nicht BH

Nb-Stahl (Novar 260), verzinkt							12.8.94/GoI
Zugversuche nach EN 10 002-1 an Streifenproben 20 x 300 mm ² (Probenform 2)							
Blehdicke t = 1,5 mm							
<i>Nicht</i> ausgelagert (künstlich gealtert)							
Probe	E N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _g %	A _{80mm} %	r(A _g)	r _{20%}
							n
<i>parallel zur Walzrichtung (0°)</i>							
N260002	190.839	309	389	18,6	32,0	0,77	n. b.
N260004	191.459	298	387	17,3	33,5	0,88	n. b.
N260006	210.133	298	385	19,1	32,5	0,81	n. b.
N260010	190.839	292	384	18,2	33,0	0,86	n. b.
<i>Mittelwerte</i>	<i>195.818</i>	<i>299</i>	<i>386</i>	<i>18,3</i>	<i>32,8</i>	<i>0,83</i>	<i>0,168</i>
<i>diagonal zur Walzrichtung (45°)</i>							
N264504	209.191	320	389	18,6	33,0	1,07	n. b.
N264505	212.576	318	390	17,3	32,5	1,09	n. b.
N264506	212.768	318	389	20,1	33,0	0,96	0,964
N264507	214.849	315	390	19,3	33,5	0,99	n. b.
<i>Mittelwerte</i>	<i>212.346</i>	<i>317</i>	<i>389</i>	<i>18,8</i>	<i>33,0</i>	<i>1,03</i>	<i>0,162</i>
<i>quer zur Walzrichtung (90°)</i>							
N269003	210.324	316	393	13,9	30,5	1,29	n. b.
N269007	212.030	315	393	15,4	31,0	1,25	n. b.
N269008	213.980	313	392	14,6	31,0	1,26	n. b.
N269009	206.810	314	393	16,9	33,0	1,27	n. b.
<i>Mittelwerte</i>	<i>210.786</i>	<i>315</i>	<i>393</i>	<i>15,2</i>	<i>31,4</i>	<i>1,27</i>	<i>0,151</i>
es gilt $\eta_{\text{mittel}} = (\eta_0 + 2 \cdot \eta_{45} + \eta_{90}) / 4 = 0,161$							
es gilt $r_{\text{mittel}}(A_g) = (r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}) / 4 = 1,04$							

Tabelle A.5: Einzelergebnisse der Zugversuche, Nb-Stahl, BH

Nb-Stahl (Novar 260), verzinkt						12.8.94/Gol		
Zugversuche nach EN 10 002-1 an Streifenproben 20 x 300 mm ² (Probenform 2)								
Blehdicke t = 1,5 mm								
ausgelagert (künstlich gealtert), 20 min bei 170 °C								
Probe	E N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _g %	A _{80mm} %	r(A _g)	r _{20%}	n
<i>parallel zur Walzrichtung (0°)</i>								
N2600_01	211.764	339	393	18,0	31,0	0,80	n. b.	0,155
N2600_11	212.015	315	387	17,5	32,0	0,89	n. b.	0,158
Mittelwerte	211.890	327	390	17,7	31,5	0,85		0,157
<i>diagonal zur Walzrichtung (45°)</i>								
N2645_02	214.069	353	390	15,2	32,0	1,21	n. b.	0,147
N2645_03	201.255	360	389	16,3	33,0	1,20	n. b.	0,149
Mittelwerte	207.662	357	389	15,8	32,5	1,20		0,148
<i>quer zur Walzrichtung (90°)</i>								
N2690_01	218.595	374	401	12,7	30,5	1,64	n. b.	0,135
N2690_05	213.587	363	394	14,1	31,0	1,40	n. b.	0,134
Mittelwerte	216.091	368	397	13,4	30,8	1,52		0,134
es gilt $r_{\text{mittel}} = (r_0 + 2^*r_{45} + r_{90}) / 4 = 0,147$								
es gilt $r_{\text{mittel}}(A_g) = (r_0 + 2^*r_{45} + r_{90}) / 4 = 1,19$								

Tabelle A.6: Einzelergebnisse der Zugversuche, P-Si-Stahl, nicht BH

PSi-Stahl (ZStE220), verzinkt										12.8.94/Gol
Zugversuche nach EN 10 002-1 an Streifenproben 20 x 300 mm ² (Probenform 2)										
Blechdicke t = 1,5 mm										
Nicht ausgelagert (künstlich gealtert)										
Probe	E N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _g %	A _{80mm} %	r(A _g)	r _{20%}		n	
<i>parallel zur Walzrichtung (0°)</i>										
Z220001	204.542	281	387	17,0	33,0	1,27	n. b.		0,144	
Z220003	214.439	284	387	14,7	33,5	1,34	n. b.		0,142	
Z220005	221.315	282	387	16,8	32,5	1,24	n. b.		0,145	
Z220007	204.773	284	387	14,5	32,0	1,30	n. b.		0,142	
Z220011	207.779	302	402	15,4	31,0	1,06	n. b.		0,138	
Mittelwerte	210.570	287	390	15,7	32,4	1,24			0,142	
<i>diagonal zur Walzrichtung (45°)</i>										
Z224501	215.973	301	403	13,4	27,0	1,13	n. b.		0,129	
Z224503	220.007	301	404	13,7	29,0	1,07	n. b.		0,129	
Z224505	218.931	302	406	14,5	28,0	1,02	n. b.		0,129	
Z224507	213.023	303	406	13,6	29,0	1,13	n. b.		0,129	
Mittelwerte	216.984	302	405	13,8	28,3	1,09			0,129	
<i>quer zur Walzrichtung (90°)</i>										
Z229001	204.542	292	393	15,1	25,5	0,85	n. b.		0,134	
Z229003	214.439	294	394	15,4	27,5	0,86	n. b.		0,135	
Z229005	n. b.	294	393	15,1	26,5	0,83	n. b.		0,133	
Z229007	201.671	295	395	15,1	24,0	1,11	n. b.		0,133	
Z229009	211.077	294	395	15,2	24,0	0,89	n. b.		0,134	
Z229011	214.176	295	395	15,1	27,5	1,01	n. b.		0,133	
Mittelwerte	210.341	294	394	15,2	25,9	0,94			0,133	
es gilt $\eta_{\text{mittel}} = (\eta_0 + 2 \cdot \eta_{45} + \eta_{90}) / 4 = 0,133$										
es gilt $r_{\text{mittel}}(A_g) = (r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}) / 4 = 1,09$										

Tabelle A.7: Einzelergebnisse der Zugversuche, P-Si-Stahl, BH

PSi-Stahl (ZStE220), verzinkt							12.8.94/Gol
Zugversuche nach EN 10 002-1 an Streifenproben 20 x 300 mm ² (Probenform 2)							
Blechdicke t = 1,5 mm							
ausgelagert (künstlich gealtert), 20 min bei 170 °C							
Probe	E N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	A _g %	A _{80mm} %	r(A _g)	r _{20%}
<i>parallel zur Walzrichtung (0°)</i>							
Z2200_04	201.651	323	387	14,5	32,0	1,158	n. b.
Z2200_06	215.578	320	385	16,5	33,0	1,187	n. b.
Z2200_08	203.381	328	387	16,4	31,5	1,131	n. b.
Z2200_10	203.206	334	393	17,2	32,0	1,085	n. b.
Mittelwerte	205.954	326	388	16,1	32,1	1,1	0,1
<i>diagonal zur Walzrichtung (45°)</i>							
Z2245_02	204.910	358	403	14,9	29,5	0,952	n. b.
Z2245_06	214.453	353	404	13,5	30,0	0,942	n. b.
Z2245_08	211.077	369	407	14,9	29,0	0,859	n. b.
Z2245_10	213.009	358	404	12,6	28,0	0,907	n. b.
Mittelwerte	210.862	360	404	14,0	29,1	0,9	0,1
<i>quer zur Walzrichtung (90°)</i>							
Z2290_02	204.821	351	391	13,6	27,5	0,988	n. b.
Z2290_04	207.987	361	391	13,0	27,5	0,954	n. b.
Z2290_06	202.020	355	392	15,2	26,5	0,893	n. b.
Mittelwerte	204.943	356	391	14,0	27,2	0,9	0,1
es gilt $\eta_{\text{mittel}} = (\eta_0 + 2*\eta_{45} + \eta_{90}) / 4 = 0,131$							
es gilt $r_{\text{mittel}}(A_g) = (r_0 + 2*r_{45} + r_{90}) / 4 = 0,98$							

Tabelle A.8: Einzelergebnisse Flachproben, FeP04, ungekerbt und gekerbt ($K_t = 3,0$)

FeP04 Wähler, ZFG, kraftgeregt, R = -1		FeP04 glatte Proben		FeP04 Wähler, UG, kraftgeregt, R = -1		FeP04 glatte Proben		FeP04 Wähler, ZFG, kraftgeregt, R = -1		FeP04 glatte Proben		FeP04 Wähler, UG, kraftgeregt, R = -1		FeP04 glatte Proben		FeP04 Wähler, UG, kraftgeregt, R = -1		FeP04 glatte Proben		FeP04 Wähler, UG, kraftgeregt, R = -1		FeP04 glatte Proben					
Proben-Nr.	Sa in Mmm ²	N	1=Bruch	Proben-Nr.	Sa in Mmm ²	N	1=Bruch	Proben-Nr.	Sa in Mmm ²	N	1=Bruch	Proben-Nr.	Sa in Mmm ²	N	1=Bruch	Proben-Nr.	Sa in Mmm ²	N	1=Bruch	Proben-Nr.	Sa in Mmm ²	N	1=Bruch	Proben-Nr.	Sa in Mmm ²	N	1=Bruch
dn11	176	51.670		fn19	140	10.000.000		bn4	163,2	62.538		dn25	163,2	62.538		cn11	149	155.512		hn21	149	155.512		gn24	124,1	268.354	
an7	176	56.011		fn16	143	3.699.074		bn15	163,2	62.962		an29	163,2	62.962		hn24	149	158.185		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
fn12	176	76.580		an14	140	10.000.000		hn27	163,2	63.425		dn24	163,2	63.425		cn19	149	167.307		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
dn30	176	79.073		an8	143	3.011.951		dn13	163,2	64.729		bn20	163,2	64.729		dn14	149	135.596		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
cn28	176	91.100		an2	140	9.820.339		fn7	149	135.596		cn14	149	135.596		dn17	149	137.782		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
cn27	172	83.365		fn29	137	10.000.000		cn23	149	137.782		cn23	149	137.782		dn17	149	137.782		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
an5	172	86.051		an3	140	10.000.000		hn21	149	155.512		hn21	149	155.512		cn11	149	155.512		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
an6	172	107.565		an11	143	10.000.000		bn24	149	158.185		hn24	149	158.185		in5	149	167.307		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
cn32	172	119.370		cn30	146	10.000.000		cn19	149	167.307		cn19	149	167.307		an19	149	167.307		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
hn9	172	130.079		an16	149	1.826.531		dn14	136	163.000		dn14	136	163.000		cn5	136	163.000		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
dn4	172	175.099		an10	146	10.000.000		bn25	136	184.201		bn25	136	184.201		dn15	136	184.201		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
dn29	164	152.760		cn28	149	6.202.426		fn3	136	281.905		fn3	136	281.905		cn5	136	281.905		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
dn32	164	169.012		fn20	146	10.000.000		gn31	136	319.648		gn31	136	319.648		bn22	136	319.648		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
an15	164	181.864		an6	149	2.719.242		fn2	136	381.926		fn2	136	381.926		cn4	136	381.926		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
dn7	164	228.591		fn21	146	10.000.000		bn3	124,1	268.354		bn3	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
fn25	164	277.771		fn25	146	10.000.000		an17	124,1	334.613		an17	124,1	334.613		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
fn23	156	409.950		fn23	156	409.950		an29	124,1	497.202		an29	124,1	497.202		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
fn18	156	532.335		fn18	156	532.335		fn6	124,1	583.738		fn6	124,1	583.738		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
dn4	156	543.442		dn4	156	543.442		bn23	124,1	677.619		bn23	124,1	677.619		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
dn7	156	629.761		dn7	156	629.761		cn15	113,3	923.863		cn15	113,3	923.863		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
dn31	156	768.160		dn31	156	768.160		fn8	113,3	1.100.382		fn8	113,3	1.100.382		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
hn2	152	645.048		hn2	152	645.048		gn30	113,3	1.466.104		gn30	113,3	1.466.104		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
hn12	152	819.809		hn12	152	819.809		cn16	113,3	1.746.996		cn16	113,3	1.746.996		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354	
hn3	152	987.916		hn3	152	987.916									gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		
gn14	152	1.161.843		gn14	152	1.161.843									gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		
hn13	152	1.231.547		hn13	152	1.231.547									gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		gn24	124,1	268.354		

Tabelle A.9: Einzelergebnisse Flachproben, DP400, ungekerbt und gekerbt ($K_f = 3,0$)

DP 400 Wöhler, ZFG, kraftgeregelt, R = -1 glatte Proben		DP 400 Wöhler, UG, kraftgeregelt, R = -1 glatte Proben		DP 400 Wöhler, ZFG, kraftgeregelt, R = -1 gekerbte Proben		DP 400 Wöhler, UG, kraftgeregelt, R = -1 gekerbte Proben		DP 400 Betriebsfestigkeit, kraftgeregelt, R = -1 gekerbte Proben				
Proben-Nr.	Sa in N/mm ²	N	1=Bruch	Sa in N/mm ²	N	1=Bruch	Sa in N/mm ²	N	1=Bruch	Proben-Nr.	Sa,max in N/mm ²	N
B24-2	212	42.800	189	ES-2	180	73.700	ES-2	180	0	F13-4	260	1.162.400
F17-2	212	45.700	192	A19-2	180	77.700	F5-3	180	1	C26-3	250	914.800
H34-2	212	52.500	189	D12-2	180	83.500	B21-3	129	0	E13-4	250	2.158.900
E6-2	212	64.600	192	C7-2	180	91.300	E32-3	129	0	H17-3	240	1.725.400
EB-2	212	69.300	189	H27-2	180	96.100	C14-3	129	1	G28-3	230	2.045.600
E16-2	212	73.300	186	E22-2	180	98.600	G24-3	126	1	B6-3	230	2.910.400
A23-2	212	89.700	189	E32-2	180	98.700	F11-3	123	0	E28-3	220	6.909.600
B30-2	212	90.900	192	A30-2	180	99.400	EB-3	126	0	D5-3	220	5.017.000
F1-2	204	189.900	189	B2-2	180	108.000	C6-3	123	1	A6-3	220	3.502.000
A18-2	204	226.800	186	B10-2	180	112.200	G6-3	120	1	C12-3	210	6.190.000
B28-2	204	257.100	189	B6-2	176	99.600	G18-3	123	0			
G21-2	204	296.500	192	B12-2	176	100.400	G28-3	120	0			
F22-2	204	340.100	189	G30-2	176	109.200	D29-3	123	0			
C14-2	204	446.300	186	F6-2	176	110.900	E20-3	120	0			
E29-2	204	451.600	189	D18-2	176	112.100	E26-3	123	1			
A25-2	186	360.300	186	B31-2	176	117.000						
A31-2	186	476.000	186	A17-2	176	120.200						
A10-2	186	525.000	186	E11-2	176	127.700						
B20-2	186	584.000	186	A34-2	176	132.300						
E31-2	186	769.400	189	C15-2	176	165.400						
F3-2	186	799.900	189	C19-2	164	163.700						
B26-2	186	1.046.000	186	B14-2	164	184.300						
C12-2	186	1.152.000	186	E34-2	164	186.000						
E2-2	186	1.249.600	186	F31-2	164	190.100						
D17-2	186	1.340.200	186	C11-2	164	197.000						
C23-2	186	1.833.100	186	B33-2	164	201.900						
B15-2	186	2.008.600	186	F14-2	164	209.500						
D24-2	186	2.312.400	186	B25-2	164	258.600						
				B21-2	164	276.100						
				D4-2	164	300.000						
				C28-2	152	260.300						
				F18-2	152	261.900						
				D21-2	152	284.000						
				A5-2	152	284.600						
				F12-2	152	308.400						
				E13-2	152	321.300						
				E20-2	152	327.400						
				A20-2	152	401.300						
				A15-2	152	405.300						
				E3-2	152	437.500						
				H31-2	136	500.600						
				F25-2	136	573.700						
				C17-2	136	619.800						
				F10-2	136	624.200						
				C34-2	136	664.000						
				A13-2	136	665.000						
				C32-2	136	831.500						
				D10-2	136	875.100						
				C19-2	136	981.600						
				E19-2	136	987.200						

Tabelle A.12: Einzelergebnisse Flachproben, P-Si-Stahl, ungekerbt und gekerbt ($K_t = 3,0$)

P-Si-Stahl, BH Wöhler, ZFG, kraftgergeilt, R = -1 glatte Proben			P-Si-Stahl, BH Wöhler, UG, kraftgergeilt, R = -1 glatte Proben			P-Si-Stahl, BH Wöhler, ZFG, kraftgergeilt, R = -1 gekerbte Proben			P-Si-Stahl, BH Wöhler, UG, kraftgergeilt, R = -1 gekerbte Proben				
Proben-Nr.	Sa in N/mm ²	N	1=Bruch	Sa in N/mm ²	N	1=Bruch	Sa in N/mm ²	N	1=Bruch	Sa in N/mm ²	N		
Z22-D6	252	56.540	0	Z22-G9	204	0	Z22-H19	196	63.701	1	Z22-F30	272	1.818.000
Z22-C19	252	56.973	1	Z22-D29	207	1	Z22-F3	196	64.413	1	Z22-F31	259	2.399.000
Z22-D27	252	63.853	0	Z22-D18	204	0	Z22-H29	196	77.402	1	Z22-H24	252	2.266.000
Z22-G11	252	63.863	1	Z22-C24	207	1	Z22-H19	196	70.394	1	Z22-F25	249	3.007.369
Z22-J15	252	83.790	0	Z22-C22	204	0	Z22-H1	196	84.233	1	Z22-B8	239	3.325.980
Z22-A8	252	116.131	0	Z22-C27	201	0	Z22-H27	196	97.136	0	Z22-F29	232	4.637.000
Z22-G23	244	93.845	0	Z22-D14	204	0	Z22-B4	178	108.122	0	Z22-B9	222	6.850.000
Z22-D1	244	104.718	0	Z22-D32	207	0	Z22-F24	178	107.822	0	Z22-H28	217	24.672.900
Z22-G31	244	125.525	0	Z22-D32	207	0	Z22-F34	178	116.190	0			
Z22-G14	244	190.360	0	Z22-D9	201	1	Z22-H16	178	116.190	0			
Z22-G1	244	153.105	1	Z22-D21	198	0	Z22-E19	178	135.457	1			
Z22-A15	244	173.255	0	Z22-G15	201	0	Z22-F2	178	141.000	1			
Z22-A1	244	178.690	0	Z22-A3	204	0	Z22-E27	178	161.598	1			
Z22-C32	236	213.418	1	Z22-C20	207	0	Z22-B9	163	184.372	1			
Z22-C25	236	227.764	0	Z22-A7	204	0	Z22-S10	163	207.117	1			
Z22-G12	236	233.163	1	Z22-A14	207	1	Z22-S9	163	216.189	0			
Z22-G13	236	275.976	0				Z22-F32	163	230.176	1			
Z22-D20	238	397.128	0				Z22-B2	163	237.538	0			
Z22-G6	228	472.419	0				Z22-E20	163	274.183	0			
Z22-G7	228	491.355	0				Z22-B4	149	319.728	0			
Z22-C21	228	503.757	0				Z22-F27	149	369.828	0			
Z22-G17	228	529.863	0				Z22-H18	149	454.929	0			
Z22-A8	228	652.035	0				Z22-E21	149	466.520	0			
Z22-D28	220	646.931	0				Z22-F28	149	562.557	0			
Z22-D17	220	654.931	0				Z22E17	149	564.917	0			
Z22-G4	220	710.571	0				Z22-B11	136	692.079	0			
Z22-C28	220	782.671	0				Z22-E18	136	734.732	0			
Z22-A11	212	1.607.723	0				Z22-F22	136	741.229	0			
Z22-D24	212	1.607.723	0				Z22-B7	136	742.742	0			
Z22-C31	212	1.742.056	0				Z22-D3	136	823.891	0			
Z22-D4	212	1.817.325	0				Z22-I2	136	915.300	0			
Z22-D3	212	1.841.967	0										
Z22-A16	212	2.259.949	0										
Z22-A13	212	2.428.737	0										

Tabelle A.13: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche ($R_e = -1$), FeP04

Probe	ϵ_{rot}	ϵ_{el}	ϵ_{pl}	N_f
D14	0,80%	0,15%	0,65%	342
D17	0,80%	0,14%	0,66%	457
D30	0,60%	0,15%	0,46%	1.120
C1	0,50%	0,12%	0,38%	1.800
E15	0,35%	0,12%	0,24%	1.952
D4	0,35%	0,12%	0,24%	2.401
G1	0,21%	0,09%	0,12%	17.500
C5	0,18%	0,09%	0,09%	31.000
F4	0,15%	0,08%	0,07%	44.000
D16	0,12%	0,07%	0,05%	84.000
C17	0,10%	0,08%	0,02%	170.000
G3	0,09%	0,07%	0,02%	341.500

Tabelle A.14: Ergebnisse der Dehnungsgeregelten Versuche ($R_c = -1$), DP400

DP400, Kombination von BAM- und IM-Versuchen		ϵ_{tot}	ϵ_{el}	ϵ_{pl}	N_f	Inst.
Probe						
DP4_3H18		1,00%	0,18%	0,82%	302	BAM
DP4_3H4		1,00%	0,19%	0,81%	310	BAM
DP4_3A5		1,00%	0,19%	0,81%	382	BAM
DP4_3F10		0,80%	0,17%	0,63%	450	BAM
DP4_4C10		0,70%	0,18%	0,52%	850	BAM
DP4_4C19		0,70%	0,18%	0,52%	900	BAM
DP4_3F28		0,40%	0,14%	0,26%	3.752	BAM
DP4_3B22		0,35%	0,13%	0,22%	5.282	BAM
*		0,30%	0,12%	0,18%	6.000	IM
*		0,28%	0,14%	0,13%	32.000	IM
DP4_4B25		0,25%	0,12%	0,13%	20.001	BAM
DP4_2D9		0,22%	0,10%	0,12%	25.502	BAM
DP4_4D11		0,20%	0,11%	0,09%	50.432	BAM
*		0,16%	0,11%	0,06%	117.000	IM
*		0,16%	0,11%	0,05%	190.000	IM
*		0,16%	0,11%	0,05%	230.000	IM
*		0,16%	0,11%	0,06%	244.000	IM
*		0,14%	0,11%	0,04%	558.000	IM
*		0,13%	0,11%	0,03%	1.056.000	IM
*		0,12%	0,10%	0,03%	1.280.000	IM
*) Probennummern der IM-Proben nicht bekannt						

Tabelle A.16: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche, Nb-Stahl ($R_{e} = -1$), BH

Nb-St., temp.									
Probe	ϵ_{tot}	ϵ_{el}	ϵ_{pl}						N_f
N26_A17	1,00%	0,20%	0,80%						380
N26_I4	1,00%	0,20%	0,80%						380
N26_A13	1,00%	0,19%	0,81%						501
N26_D7	0,70%	0,17%	0,53%						921
N26_A14	0,60%	0,16%	0,44%						760
N26_F9	0,50%	0,17%	0,33%						2.124
N26_I6	0,30%	0,13%	0,17%						5.181
N26_C13	0,30%	0,15%	0,15%						8.851
N26_A18	0,20%	0,12%	0,08%						24.501
N26_A26	0,15%	0,10%	0,05%						33.501
N26_C10	0,12%	0,10%	0,02%						49.001
N26_D4	0,12%	0,10%	0,02%						147.100

Tabella A.17: Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche, P-Si-Stahl ($R_e = -1$), BH

PSi-St., temp.	ϵ_{el}	ϵ_{pl}	ϵ_{el}	ϵ_{pl}	Nf
Z22_D19	1,00%	0,19%	0,81%	510	
Z22_A18	0,90%	0,18%	0,72%	500	
Z22_D8	0,80%	0,17%	0,63%	450	
Z22_C18	0,80%	0,17%	0,63%	620	
Z22_A24	0,80%	0,18%	0,62%	860	
Z22_G28	0,70%	0,18%	0,52%	1.500	
Z22_A10	0,60%	0,15%	0,45%	1.080	
Z22_C28	0,60%	0,16%	0,44%	2.200	
Z22_G32	0,50%	0,16%	0,34%	2.800	
Z22_G2	0,40%	0,15%	0,25%	2.500	
Z22_A17	0,40%	0,13%	0,27%	2.900	
Z22_G5	0,30%	0,11%	0,19%	2.800	
Z22_G21	0,30%	0,12%	0,18%	7.900	
Z22_G30	0,30%	0,13%	0,17%	8.800	
Z22_A20	0,20%	0,12%	0,08%	11.000	

Tabelle A.18. Teil 1: Einzelergebnisse der Bauteilversuche

Nr.	Proben-Nr. (Hersteller)	Proben-Nr. (BAM)	Probenserie	Werkstoff	Kraftamplitude F _a in N	Lastspielzahl (40% Steif.*)	Lastspielzahl (Regression)
1	d.	st-kkl20	K-K - 1,0/1,0	FeP04	1.294	18.328	49.270
2	d.	st-kkl16	K-K - 1,0/1,0	FeP04	1.463	18.885	58.889
3	d.	st-kkl19	K-K - 1,0/1,0	FeP04	1.378	26.632	54.006
4	d.	st-kkl18	K-K - 1,0/1,0	FeP04	1.406	34.942	55.619
5	d.	st-kkl15	K-K - 1,0/1,0	FeP04	1.350	46.408	52.408
6	d.	st-kkl13	K-K - 1,0/1,0	FeP04	1.463	80.069	58.889
7	d.	st-kkl21	K-K - 1,0/1,0	FeP04	1.519	101.871	62.217
8	d.	st-kkl14	K-K - 1,0/1,0	FeP04	1.350	719.321	52.408
9	d.	st-kkl17	K-K - 1,0/1,0	FeP04	1.238	8.880.880	
10	f.	st-kkl8	K-K - 1,0/1,5	FeP04	1.688	17.180	99.064
11	f.	st-kkl3	K-K - 1,0/1,5	FeP04	2.025	40.077	32.803
12	f.	st-kkl2	K-K - 1,0/1,5	FeP04	2.025	42.136	32.803
13	f.	st-kkl5	K-K - 1,0/1,5	FeP04	1.800	94.040	66.989
14	f.	st-kkl7	K-K - 1,0/1,5	FeP04	1.485	155.733	215.014
15	f.	st-kkl27	K-K - 1,0/1,5	FeP04	1.575	253.204	150.507
16	f.	st-kkl12	K-K - 1,0/1,5	FeP04	1.463	506.628	235.864
17	f.	st-kkl10	K-K - 1,0/1,5	FeP04	1.913	2.487.691	
18	f.	st-kkl11	K-K - 1,0/1,5	FeP04	1.463	2.809.888	
19	f.	st-kkl9	K-K - 1,0/1,5	FeP04	x.xxx	x.xxx	
20	e.	st-kkl4	K-K - 1,5/1,0	FeP04	1.575	10.734	47.933
21	e.	st-kkl24	K-K - 1,5/1,0	FeP04	1.913	33.184	36.395
22	e.	st-kkl1	K-K - 1,5/1,0	FeP04	1.800	41.280	39.663
23	e.	st-kkl25	K-K - 1,5/1,0	FeP04	1.406	65.342	56.292
24	e.	st-kkl22	K-K - 1,5/1,0	FeP04	1.463	85.085	53.246
25	e.	st-kkl23	K-K - 1,5/1,0	FeP04	1.688	110.269	43.465
26	e.	st-kkl6	K-K - 1,5/1,0	FeP04	1.350	8.981.231	
27	415/587	st_kla07	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	4.050	300.866	439.035
28	415/591	st_kla02	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	4.500	381.331	286.540
28	415/594	st_kla03	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	3.600	640.721	707.394
29	415/595	st_kla09	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	3.375	1.005.965	918.702
30	415/592	st_kla05	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	3.150	1.343.125	1.214.850
31	415/593	st_kla04	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	2.700	> 11.000.000	
32	415/588	st_kla08	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	2.250	> 16.000.000	
33	415/590	st_kla01	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	6.750	kein Wert	
34	415/586	st_kla06	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	x.xxx	x.xxx	
35	415/589	st_kla10	K-LD - 1,0/1,0	FeP04	x.xxx	x.xxx	
36	415/766	st_klc08	K-LD - 1,5/1,0	FeP04	5.400	82.107	89.696
37	415/764	st_klc06	K-LD - 1,5/1,0	FeP04	4.950	128.768	144.091
38	415/763	st_klc05	K-LD - 1,5/1,0	FeP04	4.500	226.215	242.179
39	415/762	st_klc04	K-LD - 1,5/1,0	FeP04	3.600	511.236	816.737
40	415/761	st_klc03	K-LD - 1,5/1,0	FeP04	4.050	898.906	429.946
41	415/760	st_klc02	K-LD - 1,5/1,0	FeP04	3.150	> 10.133.008	
42	415/759	st_klc01	K-LD - 1,5/1,0	FeP04	2.250	> 28.352.639	
43	415/767	st_klc09	K-LD - 1,5/1,0	FeP04	3.600	kein Wert	
44	415/765	st_klc07	K-LD - 1,5/1,0	FeP04	x.xxx	x.xxx	
45	415/756	st_klb07	K-LD - 1,5/1,5	FeP04	5.850	410.568	495.571
46	415/755	st_klb06	K-LD - 1,5/1,5	FeP04	5.400	472.646	574.001
47	415/757	st_klb08	K-LD - 1,5/1,5	FeP04	6.075	613.374	462.403
48	415/753	st_klb04	K-LD - 1,5/1,5	FeP04	4.500	886.430	802.143
49	415/754	st_klb05	K-LD - 1,5/1,5	FeP04	4.950	2.042.322	
50	415/752	st_klb03	K-LD - 1,5/1,5	FeP04	4.050	5.431.520	
51	415/751	st_klb02	K-LD - 1,5/1,5	FeP04	3.600	6.117.601	
48	415/750	st_klb01	K-LD - 1,5/1,5	FeP04	3.150	> 8.125.721	
49	415/116	stk06501	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	900	68.867	98.339
50	415/119	stk06504	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	788	195.099	161.275
51	415/117	stk06502	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	675	278.213	286.796

Tabelle A.18, Teil 2: Einzelergebnisse der Bauteilversuche

Nr.	Proben-Nr. (Hersteller)	Proben-Nr. (BAM)	Probenserie	Werkstoff	Kraftamplitude F _a in N	Lastspielzahl (40% Steif. *)	Lastspielzahl (Regression)
52	415/121	stk06506	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	495	635.105	909.356
53	415/120	stk06505	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	630	645.899	370.727
54	415/123	stk06508	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	405	2.072.012	
55	415/118	stk06503	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	450	2.176.328	
56	415/122	stk06507	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	360	6.220.585	
57	415/124	stk06509	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	270	kein Wert	
58	415/134	stk13509	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	855	173.699	171.938
59	415/133	stk13508	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	788	246.814	238.342
60	415/126	stk13501	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	675	405.146	442.487
61	415/127	stk13502	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	563	954.632	914.414
62	415/128	stk13503	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	450	2.613.533	
63	415/135	stk13510	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	394	3.064.808	
64	415/132	stk13507	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	394	12.033.880	
65	415/131	stk13506	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	281	> 20.000.177	
66	415/130	stk13505	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	225	> 30.000.142	
67	415/129	stk13504	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	FeP04	338	kein Wert	
68	415/99	stk10504	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.350	94.980	96.410
69	415/98	stk10503	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.125	170.429	195.341
70	415/104	stk10509	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.013	414.004	293.212
71	415/96	stk10501	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	788	423.184	775.643
72	415/102	stk10507	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	900	521.353	463.582
73	415/100	stk10505	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	675	1.487.553	1.412.585
74	415/97	stk10502	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	675	1.801.369	1.412.585
75	415/103	stk10508	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	563	14.156.750	
76	415/105	stk10510	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	450	29.460.810	
77	415/101	stk10506	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	900	> 16.003.131	
78	415/420/225	skb10502	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	1.800	43.679	45.838
79	415/420/226	skb10503	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	1.575	63.143	73.911
80	415/420/224	skb10501	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	1.350	176.955	128.302
81	415/420/228	skb10505	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	1.125	232.137	246.337
82	415/420/227	skb10504	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	900	577.696	547.337
83	415/420/229	skb10506	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	787	740.268	884.356
84	415/420/231	skb10508	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	675	1.638.888	1.532.010
85	415/420/230	skb10507	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	450	7.450.718	
86	415/420/233	skb10509	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	FeP04	563	12.902.040	
87	8	AUDIPRÜF	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	4.500	3.600	3.571
88	7	AUDIPRÜF	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	4.050	5.300	4.809
89	6	AUDIPRÜF	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	3.600	7.800	6.706
90	1	AUDIPRÜF	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	3.150	8.200	9.778
91	2	AUDIPRÜF	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	2.700	12.600	15.111
92	9	AUDIPRÜF	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	2.475	16.100	19.320
93	5	AUDIPRÜF	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	2.250	30.600	25.287
94	3	AUDIPRÜF	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	2.025	33.100	34.049
95	4	AUDIPRÜF	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	FeP04	1.800	53.600	47.485
96	415/138	stk10703	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	1.800	48.378	44.698
97	415/139	stk10704	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	1.350	148.568	157.046
98	415/144	stk10709	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	1.238	239.066	229.662
99	415/141	stk10706	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	1.125	293.369	348.253
100	415/140	stk10705	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	900	976.411	923.002
101	415/143	stk10708	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	788	1.736.983	1.649.797
102	415/136	stk10701	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	1.350	> 7.828.563	
103	415/142	stk10707	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	1.013	> 10.252.071	
104	415/137	stk10702	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	2.250	kein Wert	
105	415/145	stk10710	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	FeP04	A 675	A 533759	
106	415-156	AUDIPRÜF	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.800	10.520	19.120
107	415-159	AUDIPRÜF	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.575	89.023	150.074
108	415-160	AUDIPRÜF	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.350	407.141	1.619.197

Tabelle A.18, Teil 3: Einzelergebnisse der Bauteilversuche

Nr.	Proben-Nr. (Hersteller)	Proben-Nr. (BAM)	Probenserie	Werkstoff	Kraftamplitude F_a in N	Lastspielzahl (40% Steif.*)	Lastspielzahl (Regression)
109	415-162	AUDIPRÜF	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.530	754.940	234.724
110	415-161	AUDIPRÜF	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.462	1.793.427	473.380
111	415-157	AUDIPRÜF	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.125	> 2.000.000	
112	415-158	AUDIPRÜF	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.294	> 2.000.000	
113	415-146	AUDIPRÜF	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	2.250	3.559	3.278
114	415-147	AUDIPRÜF	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.800	10.043	11.381
115	415-148	AUDIPRÜF	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.350	58.244	56.635
116	415-149	AUDIPRÜF	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	900	551.777	543.648
117	415-152	AUDIPRÜF	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.350	> 2.000.000	
118	415-151	AUDIPRÜF	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	1.238	> 2.000.114	
119	415-150	AUDIPRÜF	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	FeP04	675	> 2.000.200	
120	keine	dp5kka01	K-K - 1,0/1,0	DP 500	1.440	4.983	4.298
121	keine	dp5kka04	K-K - 1,0/1,0	DP 500	1.305	13.268	25.540
122	keine	dp5kka02	K-K - 1,0/1,0	DP 500	1.350	13.650	13.826
123	keine	dp5kka05	K-K - 1,0/1,0	DP 500	1.215	83.134	93.114
124	keine	dp5kka03	K-K - 1,0/1,0	DP 500	1.260	90.801	48.205
125	f.	dp5kkb02	K-K - 1,0/1,5	DP 500	1.350	11.482	10.274
126	f.	dp5kkb04	K-K - 1,0/1,5	DP 500	675	32.849	112.116
127	f.	dp5kkb05	K-K - 1,0/1,5	DP 500	630	434.366	142.225
128	f.	dp5kkb03	K-K - 1,0/1,5	DP 500	900	kein Wert	
129	f.	dp5kkb01	K-K - 1,0/1,5	DP 500	x.xxx	x.xxx	
130	e.	dp5kkc04	K-K - 1,5/1,0	DP 500	1.440	9.605	35.400
131	e.	dp5kkc03	K-K - 1,5/1,0	DP 500	1.440	17.910	35.400
132	e.	dp5kkc06	K-K - 1,5/1,0	DP 500	1.620	19.348	11.439
133	e.	dp5kkc09	K-K - 1,5/1,0	DP 500	1.508	19.483	22.748
134	e.	dp5kkc07	K-K - 1,5/1,0	DP 500	1.395	21.094	48.001
135	e.	dp5kkc05	K-K - 1,5/1,0	DP 500	1.530	30.247	19.791
136	e.	dp5kkc08	K-K - 1,5/1,0	DP 500	1.485	59.808	26.353
137	e.	dp5kkc02	K-K - 1,5/1,0	DP 500	1.350	160.617	65.741
138	e.	dp5kkc01	K-K - 1,5/1,0	DP 500	1.125	510.206	377.832
139	456/585	dp5kla10	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	3.375	138.470	251.440
140	456/577	dp5kla02	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	2.700	379.453	708.607
141	456/578	dp5kla03	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	3.150	539.330	346.385
142	456/584	dp5kla09	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	2.925	1.074.653	488.651
143	456/576	dp5kla01	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	2.250	1.636.136	1.652.186
144	456/583	dp5kla08	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	2.475	8.434.821	
145	456/582	dp5kla07	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	2.025	> 10.000.000	
146	456/581	dp5kla06	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	1.575	> 20.000.000	
147	456/580	dp5kla05	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	1.350	> 7.000.000	
148	456/579	dp5kla04	K-LD - 1,0/1,0	DP 500	1.800	x.xxx	
149	456/749	dp5klc10	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	4.950	109.304	119.883
150	456/748	dp5klc09	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	4.500	157.984	156.683
151	456/747	dp5klc08	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	4.050	191.282	210.642
152	456/744	dp5klc05	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	3.600	262.902	293.239
153	456/743	dp5klc04	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	3.150	289.411	426.687
154	456/745	dp5klc06	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	4.050	330.075	210.642
155	456/740	dp5klc01	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	2.700	826.994	657.885
156	456/741	dp5klc02	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	2.250	2.618.155	
157	456/742	dp5klc03	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	1.800	4.265.269	
158	456/746	dp5klc07	K-LD - 1,5/1,0	DP 500	1.350	> 17.500.016	
159	456/738	dp5klb08	K-LD - 1,5/1,5	DP 500	5.850	164.107	143.022
160	456/731	dp5klb01	K-LD - 1,5/1,5	DP 500	4.500	242.263	327.996
161	456/737	dp5klb07	K-LD - 1,5/1,5	DP 500	4.950	251.580	242.617
162	456/736	dp5klb06	K-LD - 1,5/1,5	DP 500	4.050	412.691	457.745
163	456/732	dp5klb02	K-LD - 1,5/1,5	DP 500	3.600	848.003	664.427
164	456/734	dp5klb04	K-LD - 1,5/1,5	DP 500	3.150	1.002.436	1.013.694

Tabelle A.18, Teil 4: Einzelergebnisse der Bauteilversuche

Nr.	Proben-Nr. (Hersteller)	Proben-Nr. (BAM)	Probenserie	Werkstoff	Kraftamplitude F _a in N	Lastspielzahl (40% Steif.*)	Lastspielzahl (Regression)
165	456/735	dp5klb05	K-LD - 1,5/1,5	DP 500	2.700	3.524.266	
166	456/733	dp5klb03	K-LD - 1,5/1,5	DP 500	2.250	> 29.177.306	
167	456/739	dp5klb09	K-LD - 1,5/1,5	DP 500	x.xxx	x.xxx	
168	456/883	DP56502	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	900	120.512	103.422
169	456/889	DP56508	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	788	126.806	176.795
170	456/884	DP56503	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	675	370.374	328.308
171	456/887	DP56506	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	562	787.677	684.880
172	456/882	DP56501	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	450	1.542.282	1.672.408
173	456/888	DP56507	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	338	4.831.601	
174	456/885	DP56504	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	225	17.161.630	
175	456/890	DP56509	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	113	> 4.383.012	
176	456/886	DP56505	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	563	kein Wert	
177	456/2040	p5135110	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	675	189.131	133.977
178	456/2048	p5135118	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	619	220.764	223.322
179	456/2046	p5135116	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	563	273.173	390.838
180	456/2045	p5135115	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	506	740.615	725.595
181	456/2047	p5135117	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	506	441.142	725.595
182	456/2043	p5135113	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	450	1.813.712	1.449.014
183	456/2049	p5135119	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	450	1.912.593	1.449.014
184	456/2041	p5135111	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	225	> 2.000.000	
185	456/2042	p5135112	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	DP 500	338	> 2.000.000	
186	456/2030	p5105110	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.800	11.048	10.318
187	456/2031	p5105111	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	900	151.348	128.087
188	456/2038	p5105118	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	788	189.953	208.085
189	456/2039	p5105119	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	731	230.942	272.392
190	456/2037	p5105117	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	675	252.033	364.348
191	456/2035	p5105115	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	619	539.013	499.844
192	456/2034	p5105114	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	563	770.945	706.724
193	456/2033	p5105113	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	506	1.300.711	1.036.398
194	456/2032	p5105112	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	450	> 2.000.000	
195	456/2036	p5105116	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	394	> 2.000.000	
196	456/457/880	DP515502	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	1.350	124.914	131.380
197	456/457/879	DP515503	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	1.125	233.739	249.264
198	456/457/876	DP515506	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	1.012	279.069	361.465
199	456/457/881	DP515501	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	900	648.969	545.841
200	456/457/874	DP515508	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	787	1.218.845	874.260
201	456/457/875	DP515507	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	563	1.918.857	2.844.843
202	456/457/878	DP515504	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	675	1.948.391	1.499.430
203	456/457/873	DP515509	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	630	2.760.830	
204	456/457/872	DP515510	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	495	6.100.939	
205	456/457/877	DP515505	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	DP 500	450	10.485.260	
206	keine	dp5k1009	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	2.250	81.984	68.843
207	keine	dp5k1002	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	2.025	91.175	102.980
208	keine	dp5k1001	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	1.800	156.966	161.535
209	keine	dp5k1003	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	1.575	255.426	269.104
210	keine	dp5k1004	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	1.350	438.293	485.068
211	keine	dp5k1005	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	1.125	1.108.175	973.749
212	keine	dp5k1006	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	900	2.707.989	
213	keine	dp5k1008	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	675	18.843.730	
214	keine	dp5k1007	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	450	> 90.000.007	
215	456/892	DP510709	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	1.575	46.246	62.772
216	456/894	DP510707	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	1.350	161.278	116.009
217	456/893	DP510708	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	1.125	287.717	239.859
218	456/900	DP510701	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	900	469.712	583.520
219	456/899	DP510702	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	675	1.856.302	1.835.792
220	456/898	DP510703	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	450	7.445.018	
221	456/895	DP510706	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	225	> 34.988.308	

Tabelle A.18. Teil 5: Einzelergebnisse der Bauteilversuche

Nr.	Proben-Nr. (Hersteller)	Proben-Nr. (BAM)	Probenserie	Werkstoff	Kraftamplitude F _a in N	Lastspielzahl (40% Steif.*)	Lastspielzahl (Regression)
222	456/896	DP510705	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	338	13.351.900?	
223	456/897	DP510704	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	DP 500	x.xxx	x.xxx	
224	keine	dp515105	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	3.150	48.182	44.634
225	keine	dp515103	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	2.700	83.561	79.583
226	keine	dp515106	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	2.250	139.000	157.718
227	keine	dp515104	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	1.800	327.655	364.294
228	keine	dp515108	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	1.800	359.774	364.294
229	keine	dp515102	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	1.350	1.208.082	1.071.953
230	keine	dp515107	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	1.125	2.152.932	
231	keine	dp515100	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	900	7.135.020	
232	keine	dp515101	K-P 10 x 7 - 1,5/1,5	DP 500	675	10.707.930	
233	456/822	p6_kl06	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	2.025	8.690	14.765
234	456/830	p6_kl07	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.688	10.370	15.497
235	456/823	p6_kl01	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	900	11.284	18.312
236	456/825	p6_kl02	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.800	11.401	15.234
237	456/820	p6_kl08	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.463	12.253	16.097
238	456/827	p6_kl03	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.350	19.382	16.443
239	456/828	p6_kl10	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.912	22.010	14.992
240	456/826	p6_kl09	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.238	30.149	16.827
241	456/829	p6_kl05	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.575	36.824	15.784
242	456/821	p6_kl04	K-PK 6 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.125	> 36.214.420	
243	456/838	p10kl09	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.575	7.915	22.430
244	456/835	p10kl04	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	900	22.915	66.509
245	456/836	p10kl03	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.125	24.214	43.118
246	456/839	p10kl10	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.013	28.954	52.909
247	456/834	p10kl05	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	675	29.568	116.291
248	456/840	p10kl02	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.800	37.865	17.306
249	456/833	p10kl08	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	1.350	72.021	30.260
250	456/841	p10kl06	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	450	307.870	255.602
251	456/831	p10kl07	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	788	1.446.673	86.202
252	456/837	p10kl01	K-PK 10 x 5 - 1,0/1,0	DP 500	x.xxx	x.xxx	
253	a.	dp5sza07	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	27.000	23.246	Auswertung nicht möglich
254	a.	dp5sza05	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	22.500	72.933	
255	a.	dp5sza09	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	22.500	14.764.470	
256	a.	dp5sza08	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	20.250	16.272.760	
257	a.	dp5sza03	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	5.400	> 10.502.607	
258	a.	dp5sza02	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	3.600	> 10.589.651	
259	a.	dp5sza04	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	13.500	> 11.775.816	
260	a.	dp5sza06	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	18.000	> 30.000.095	
261	a.	dp5sza01	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	2.700	> 52.638.42	
262	a.	dp5sza11	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	29.250	kein Wert	
263	a.	dp5sza10	SQ-K - 1,0/1,0	DP 500	24.750	kein Wert	
264	c.	dp5szc09	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	27.000	229.096	Auswertung nicht möglich
265	c.	dp5szc10	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	24.750	2.725.422	
266	c.	dp5szc03	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	18.000	5.378.694	
267	c.	dp5szc06	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	19.125	10.638.018	
268	c.	dp5szc05	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	16.875	> 19.303.577	
269	c.	dp5szc07	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	21.375	> 37.661.608	
270	c.	dp5szc04	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	15.750	> 40.000.215	
271	c.	dp5szc08	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	23.625	>147.891.990	
272	c.	dp5szc01	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	22.500	kein Wert	
273	c.	dp5szc02	SQ-K - 1,0/1,5	DP 500	20.250	kein Wert	
274	b.	dp5szb01	SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	22.500	897.225	Auswertung möglich
275	b.	dp5szb09	SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	25.875	1.327.682	
276	b.	dp5szb05	SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	20.250	> 14.156.470	
277	b.	dp5szb04	SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	18.000	> 39.680.700	
278	b.	dp5szb08	SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	23.625	> 50.763.177	

Tabelle A.18, Teil 6: Einzelergebnisse der Bauteilversuche

Nr.	Proben-Nr. (Hersteller)	Proben-Nr. (BAM)	Probenserie	Werkstoff	Kraftamplitude F _a in N	Lastspielzahl (40% Steif.*)	Lastspielzahl (Regression)
279	b.	dp5szb06	SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	27.000	kein Wert	Auswertung nicht möglich
280	b.	dp5szb02	SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	24.750	kein Wert	
281	b.	dp5szb03	SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	20.250	kein Wert	
282	b.	dp5szb07	SQ-K - 1,5/1,0	DP 500	x.xxx	x.xxx	
283	keine	dp5szd03	SQ-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	9.000	494.644	Auswertung nicht möglich
284	keine	dp5szd01	SQ-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	27.000	kein Wert	
285	keine	dp5szd04	SQ-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	18.000	kein Wert	
286	keine	dp5szd02	SQ-P 10 x 5 - 1,5/1,5	DP 500	x.xxx	x.xxx	
287	495/1586	nbl1107	K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	9.000	44.358	52.837
288	495/1583	nbl1104	K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	7.200	146.504	114.318
289	495/1581	nbl1102	K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	6.300	186.652	181.421
290	495/1580	nbl1101	K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	5.400	300.985	309.194
291	495/1582	nbl1103	K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	4.500	539.097	580.883
292	495/1584	nbl1105	K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	3.600	2.454.863	
293	495/1587	nbl1108	K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	2.700	> 25.187.670	
294	495/1585	nbl1106	K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	8.100	kein Wert	
294	495/1579	nbl1100	K-LD - 1,0/1,0	Nb-St	4.500	x.xxx	
295	495/496/1666	nbl11500	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	9.000	41.197	45.339
296	495/496/1667	nbl11501	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	7.200	120.724	94.934
297	495/496/1668	nbl11502	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	6.300	137.735	147.735
298	495/496/1674	nbl11508	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	4.950	170.959	328.363
299	495/496/1675	nbl11509	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	5.850	218.060	188.832
300	495/496/1670	nbl11504	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	5.400	248.159	246.152
301	495/496/1669	nbl11503	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	4.500	689.523	450.238
302	495/496/1673	nbl11507	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	4.050	7.146.455	
303	495/496/1672	nbl11506	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	2.700	> 62.168.066	
304	495/496/1671	nbl11505	K-LD - 1,5/1,0	Nb-St	3.600	kein Wert	
305	496/1486	nbe15157	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	9.900	87.953	111.904
306	496/1480	nbe15151	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	9.000	139.785	153.261
307	496/1484	nbe15155	**	Nb-St	8.550	248.007	181.526
308	496/1481	nbe15152	**	Nb-St	7.200	292.829	320.046
309	496/1483	nbe15154	**	Nb-St	5.400	623.717	826.955
310	496/1479	nbe15150	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	6.300	768.735	497.248
311	496/1482	nbe15153	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	4.500	1.444.412	1.509.251
312	496/1485	nbe15156	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	3.600	4.913.940	
313	495/1634	nbl15154	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	13.500	94.918	96.884
314	495/1632	nbl15152	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	11.700	164.060	175.682
315	495/1639	nbl15159	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	10.350	337.712	292.534
316	495/1631	nbl15151	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	9.000	356.832	523.143
317	495/1637	nbl15157	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	9.900	401.741	351.939
318	495/1635	nbl15155	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	8.100	1.112.206	810.824
319	495/1630	nbl15150	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	7.200	1.173.135	1.323.338
320	495/1638	nbl15158	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	5.850	3.511.767	
321	495/1636	nbl15156	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	6.300	3.919.129	
322	495/1633	nbl15153	K-LD - 1,5/1,5	Nb-St	4.500	> 33.615.907	
323	keine	nk261116	K-NK 10 - 1,0/1,0	Nb-St	2.475	20.375	73.533
324	keine	nk261114	K-NK 10 - 1,0/1,0	Nb-St	2.250	34.793	134.630
325	keine	nk261115	K-NK 10 - 1,0/1,0	Nb-St	2.025	393.766	262.724
326	keine	nk261118	K-NK 10 - 1,0/1,0	Nb-St	2.475	589.709	73.533
327	keine	nk261112	K-NK 10 - 1,0/1,0	Nb-St	1.800	644.511	554.744
328	keine	nk261113	K-NK 10 - 1,0/1,0	Nb-St	1.575	4.393.790	
329	keine	nk261111	K-NK 10 - 1,0/1,0	Nb-St	1.350	16.724.100	
330	keine	nk261117	K-NK 10 - 1,0/1,0	Nb-St	1.688	> 11.000.111	
331	keine	nk261520	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	3.150	23.391	31.874
332	keine	nk261514	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	1.575	38.553	63.112
333	keine	nk261519	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	2.700	46.850	37.103

Tabelle A.18, Teil 7: Einzelergebnisse der Bauteilversuche

Nr.	Proben-Nr. (Hersteller)	Proben-Nr. (BAM)	Probenserie	Werkstoff	Kraftamplitude F _a in N	Lastspielzahl (40% Steif.*)	Lastspielzahl (Regression)
334	keine	nk261513	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	1.800	57.030	55.330
335	keine	nk261518	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	2.250	68.343	44.407
336	keine	nk261512	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	1.350	74.401	73.467
337	keine	nk261511	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	900	79.854	109.556
338	keine	nk261515	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	1.125	107.859	87.928
339	keine	nk261516	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	675	178.912	145.468
340	keine	nk261517	K-NK 10 - 1,0/1,5	Nb-St	450	4.972.583	
341	495/1323	nb651101	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	788	94.705	94.769
342	495/1332	nb651110	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	630	178.843	196.650
343	495/1331	nb651109	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	540	264.671	325.614
344	495/1324	nb651102	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	450	621.873	591.200
345	495/1330	nb651108	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	450	941.689	591.200
346	495/1329	nb651107	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	405	1.010.179	834.497
347	495/1328	nb651106	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	360	818.770	1.226.772
348	495/1327	nb651105	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	315	> 2.000.000	
349	495/1326	nb651104	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	270	> 2.000.000	
350	495/1325	nb651103	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	225	> 2.000.000	
351	495/1307	nb135110	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	1.800	20.076	21.086
352	495/1312	nb135111	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	1.575	37.584	30.425
353	495/1308	nb135112	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	1.350	52.491	46.456
354	495/1303	nb135119	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	900	132.099	141.429
355	495/1311	nb135113	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	675	85.703	311.591
356	495/1305	nb135117	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	563	1.505.635	514.037
357	495/1310	nb135114	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	450	> 2.000.000	
358	495/1304	nb135118	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	338	> 2.000.000	
359	495/1309	nb135115	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	225	> 2.000.000	
360	495/1306	nb135116	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St		kein Wert	
361	495/1411	n2611350	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	900	101.172	149.166
362	495/1403	n2611351	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	900	134.550	149.166
363	495/1405	n2611357	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	788	412.339	243.536
364	495/1402	n2611354	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	675	486.465	428.876
365	495/1407	n2611355	**	Nb-St	563	954.809	837.556
366	495/1404	n2611358	**	Nb-St	506	920.611	1.233.087
367	495/1408	n2611353	**	Nb-St	450	> 2.000.000	
368	495/1409	n2611356	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	338	> 2.000.000	
369	495/1406	n2611352	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	Nb-St	225	> 2.000.000	
370	495/1424	nb105111	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	1.125	101.524	135.134
371	495/1423	nb105110	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	900	216.766	223.040
372	495/1429	nb105116	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	788	468.120	301.029
373	495/1428	nb105115	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	675	386.671	425.542
374	495/1430	nb105117	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	675	422.052	425.542
375	495/1427	nb105114	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	563	652.953	640.841
376	495/1432	nb105119	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	563	887.762	640.841
377	495/1426	nb105113	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	450	732.329	1.057.717
378	495/1431	nb105118	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	506	> 2.000.000	
379	495/1425	nb105112	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	Nb-St	450	> 2.000.000	
380	495/496/1459	nb105151	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	1.350	69.507	73.342
381	495/496/1460	nb105152	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	1.125	128.899	117.131
382	495/496/1458	nb105150	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	900	198.455	207.735
383	495/496/1465	nb105157	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	788	297.143	292.696
384	495/496/1462	nb105154	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	675	443.963	434.829
385	495/496/1464	nb105156	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	563	652.491	694.439
386	495/496/1461	nb105153	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	450	1.269.263	1.231.608
387	495/496/1463	nb105155	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	338	> 2.000.000	
388	495/496/1463	n2611550	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	Nb-St	900	167.388	162.653
389	495/496/1461	n2611551	**	Nb-St	675	397.841	321.489
390	495/496/1465	n2611553	**	Nb-St	1.350	56.518	62.259

Tabelle A.18, Teil 8: Einzelergebnisse der Bauteilversuche

Nr.	Proben-Nr. (Hersteller)	Proben-Nr. (BAM)	Probenserie	Werkstoff	Kraftamplitude F _a in N	Lastspielzahl (40% Steif.*)	Lastspielzahl (Regression)
391	495/496/1462	n2611555		Nb-St	450	726.497	839.889
392	keine	nb151057	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	3.150	52.055	57.750
393	keine	nb151056	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	2.700	100.270	86.527
394	keine	nb151050	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	2.250	140.433	139.586
395	keine	nb151053	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	1.800	240.514	250.631
396	keine	nb151051	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	1.350	513.010	533.024
397	keine	nb151054	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	1.125	885.926	859.878
398	keine	nb151052	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	900	2.298.854	
399	keine	nb151055	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	675	11.381.170	
400	keine	nb151058	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	Nb-St	450	> 22.000.114	
401	495/1424	nb107111	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	1.125	101.524	116.637
402	495/1423	nb107110	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	900	216.766	213.697
403	495/1429	nb107116	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	788	468.120	307.015
404	495/1428	nb107115	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	675	386.671	466.465
405	495/1430	nb107117	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	675	422.052	466.465
406	495/1427	nb107114	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	563	652.953	765.027
407	495/1432	nb107119	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	563	887.726	765.027
408	495/1425	nb107112	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	450	> 2.000.000	
409	495/1431	nb107118	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	506	> 2.000.000	
410	495/1426	nb107113	K-P 10 x 7 - 1,0/1,0	Nb-St	450	> 2.000.000	
411	493/1601	psil1106	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	5.850	96.785	78.979
412	493/1603	psil1108	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	4.500	103.665	280.181
413	493/1595	psil1100	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	4.500	177.654	280.181
414	493/1599	psil1104	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	4.950	262.362	176.874
415	493/1596	psil1101	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	3.600	830.420	822.537
416	493/1598	psil1103	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	4.050	1.082.118	465.884
417	493/1597	psil1102	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	2.700	3.622.544	
418	493/1604	psil1109	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	3.150	7.332.839	
419	493/1602	psil1107	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	2.250	> 17.517.295	
420	493/1600	psil1105	K-LD - 1,0/1,0	P-Si-St	6.750	kein Wert	
421	493/494/1657	psil1157	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	9.000	36.344	41.066
422	493/494/1659	psil1159	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	7.650	74.975	72.814
423	493/494/1656	psil1156	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	6.750	143.183	113.181
424	493/494/1658	psil1158	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	5.850	168.515	187.409
425	493/494/1650	psil1150	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	4.500	240.427	472.431
426	493/494/1655	psil1155	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	4.950	542.309	337.649
427	493/494/1654	psil1154	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	4.050	728.750	684.844
428	493/494/1653	psil1153	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	3.150	1.841.590	1.660.458
429	493/494/1652	psil1152	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	2.250	> 31.000.105	
430	493/494/1651	psil1151	K-LD - 1,5/1,0	P-Si-St	3.600	kein Wert	
431	494/1489	pse15159	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	12.600	116.004	113.795
432	494/1490	pse15158	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	11.700	130.192	144.092
433	494/1492	pse15157	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	10.800	193.568	185.938
434	494/1491	pse15156		P-Si-St	9.900	240.475	245.321
435	494/1497	pse15150	**	P-Si-St	9.000	336.375	332.340
436	494/1493	pse15155		P-Si-St	8.100	556.327	464.872
437	494/1498	pse15151	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	6.300	717.972	1.035.117
438	494/1496	pse15154	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	7.200	734.767	676.501
439	494/1496	pse15153	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	5.400	1.971.968	1.691.353
440	494/1495	pse15152	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	4.500	> 27.171.140	
441	494/1617	psi_1157	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	11.700	127.569	192.283
442	494/1616	psi_1156	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	10.800	172.510	243.216
443	494/1618	psi_1158	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	13.500	203.513	126.327
444	494/1611	psi_1151	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	9.000	440.169	415.376
445	494/1612	psi_1152	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	8.100	704.480	565.939
446	494/1615	psi_1155	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	7.200	2.041.276	
447	494/1614	psi_1154	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	6.300	4.616.401	

Tabelle A.18, Teil 9: Einzelergebnisse der Bauteilversuche

Nr.	Proben-Nr. (Hersteller)	Proben-Nr. (BAM)	Probenserie	Werkstoff	Kraftamplitude F_a in N	Lastspielzahl (40% Steif.*)	Lastspielzahl (Regression)
448	494/1619	psi_1159	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	5.400	15.149.160	
449	494/1610	psi_1150	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	4.500	> 24.546.693	
450	494/1613	psi_1153	K-LD - 1,5/1,5	P-Si-St	9.900	kein Wert	
451	493/1343	ze6511_0	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	675	128.908	152.636
452	493/1352	ze6511_9	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	540	244.226	233.899
453	493/1345	ze6511_2	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	495	351.985	276.256
454	493/1344	ze6511_1	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	450	379.874	331.504
455	493/1347	ze6511_4	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	405	372.000	405.522
456	493/1348	ze6511_5	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	360	380.000	507.996
457	493/1349	ze6511_6	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	315	781.100	655.826
458	493/1350	ze6511_7	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	270	837.000	880.737
459	493/1346	ze6511_3	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	225	> 2.000.000	
460	493/1351	ze6511_8	K-P 6 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	180	> 2.000.000	
461	493/1393	psi10351	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	900	111.230	120.653
462	493/1398	psi10355	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	563	415.083	372.182
463	493/1401	psi10358	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	506	486.594	479.097
464	493/1399	psi10356	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	394	983.073	875.005
465	493/1396	psi10353	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	338	1.075.709	1.262.047
466	493/1400	psi10357	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	281	2.885.783	
467	493/1395	psi10352	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	450	4.688.176	
468	493/1402	psi10359	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	225	12.558.470	
469	493/1397	psi10354	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	225	> 47.109.526	
470	493/1394	psi10350	K-P 10 x 3,5 - 1,0/1,0	P-Si-St	1.800	kein Wert	
471	493/1355	ze105112	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	900	198.716	205.392
472	493/1354	ze105111	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	788	289.989	275.987
473	493/1353	ze105110	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	675	451.463	388.155
474	493/1358	ze105115	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	619	368.100	470.555
475	493/1356	ze105113	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	563	548.662	581.018
476	493/1360	ze105117	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	563	556.453	581.018
477	493/1359	ze105116	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	506	983.800	733.543
478	493/1362	ze105119	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	450	809.000	951.915
479	493/1357	ze105114	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	450	998.386	951.915
480	493/1361	ze105118	K-P 10 x 5 - 1,0/1,0	P-Si-St	338	> 2.000.000	
481	493/494/1471	ze151153	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	1.013	169.616	149.969
482	493/494/1470	ze151152	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	900	233.812	227.104
483	493/494/1474	ze151156	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	844	254.831	285.087
484	493/494/1468	ze151150	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	788	367.729	363.535
485	493/494/1477	ze151159	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	788	458.615	363.535
486	493/494/1473	ze151155	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	731	390.632	471.999
487	493/494/1472	ze151154	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	675	439.949	625.773
488	493/494/1476	ze151158	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	675	445.008	625.773
489	493/494/1475	ze151157	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	619	1.489.688	850.268
490	493/494/1469	ze151151	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	563	1.235.450	1.189.577
491	493/494/1475	z_115102	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	900	254.367	209.898
492	493/494/1470	z_115101	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	1.800	26.147	28.784
493	493/494/1469	z_115103	**	P-Si-St	450	1.390.411	1.530.627
494	493/494/1472	z_115106	**	P-Si-St	675	7.036.460	
495	493/494/1468	z_115107	**	P-Si-St	900	13.924.060	
496	493/494/1476	z_115105	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	338	> 20.413.532	
497	493/494/1477	z_115104	K-P 10 x 5 - 1,5/1,0	P-Si-St	225	> 44.000.281	
498	keine	psi10508	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	P-Si-St	3.150	45.992	76.103
499	keine	psi10507	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	P-Si-St	2.700	155.845	116.982
500	keine	psi10500	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	P-Si-St	2.250	278.127	194.519
501	keine	psi10501	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	P-Si-St	1.800	367.322	362.451
502	keine	psi10502	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	P-Si-St	1.350	869.786	808.556
503	keine	psi10506	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	P-Si-St	1.125	1.071.311	1.344.470
504	keine	psi10503	K-P 10 x 5 - 1,5/1,5	P-Si-St	900	2.551.414	

Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

Nr. 1/1968

Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)

Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft

Nr. 2/1970 (vergriffen)

G. Andreas

Zum Problem des Feuchtigkeitsschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitergebern

Nr. 3/1970

J. Ziebs

Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungsseilen als Beispiel für Verbundbauteile

Nr. 4/1970 (vergriffen)

A. Burmester

Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit — Grundlagen und Vergütungsverfahren

Nr. 5/1971

N. Steiner

Die Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerkkettendichte für die Beschreibung der elastischen Eigenschaften und des Abbaus von elastomeren Netzwerken

Nr. 6/1971

P. Schneider

Zur Problematik der Prüfung und Beurteilung des Luftschallschutzes von Bauelementen bei unterschiedlichen Einbaubedingungen

Nr. 7/1971

H.-J. Petrowitz

Chromatographie und chemische Konstitution — Untersuchungen über den Einfluß der Struktur organischer Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünnschicht-Chromatographie

Nr. 8/1971

H. Veith

Zum Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung

Nr. 9/1971

K.-H. Möller

Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen

Nr. 10/1972

D. Aurich, E. Martin

Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode

Nr. 11/1972

H.-J. Krause

Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden

Nr. 12/1972

H. Feuerberg

Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren

Nr. 13/1972

K.-H. Habig, K. Kirschke, W.-W. Maennig, H. Tischer
Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr

Nr. 14/1972

E. Fischer

Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz

Nr. 15/1972

H. Pohl

Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse

Nr. 16/1972

E. Knublauch

Über Ausführung und Aussagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102 Blatt 2 im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadenfeuer

Nr. 17/1972

P. Reimers

Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen

Nr. 18/1973

W. Struck

Das Sprödbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N in geschweißten Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches

Nr. 19/1973

K. Kaffanke, H. Czichos

Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen beibrithologischen Vorgängen

Nr. 20/1973

R. Rudolphi

Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden

Nr. 21/1973

D. Klaffke, W. Maennig

Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der Zerrüttung

Nr. 22/1973

R. Rudolphi, E. Knublauch

Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen

Nr. 23/1973

W. Ruske

Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin. Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversitäre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der politischen Instanzen

Nr. 24/1973

J. Stanke, E. Klement, R. Rudolphi

Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung

Nr. 25/1973

E. Knublauch

Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksichtigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen

Nr. 26/1974

P. Jost, P. Reimers, P. Weise

Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM — Eigenschaften und erste Anwendungen

Nr. 27/1974

H. Wüstenberg

Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall

Nr. 28/1974

H. Heinrich

Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern

Nr. 29/1974

P. Schneider

Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei einem Idealisotropen porösen Material mit starrem Skelett für senkrechten, schrägen und allseitigen Schalleinfall

Nr. 30/1974 (vergriffen)

H. Czichos, G. Salomon

The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology

Nr. 31/1975

G. Fuhrmann

Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung

Nr. 32/1975

R. Rudolphi, B. Böttcher

Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Berechnung stationärer Temperatur- und Wärmestromverteilungen mit Anwendungsbeispielen

Nr. 33/1975

A. Wagner, G. Kieper, R. Rudolphi

Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßverfahrens

Nr. 34/1976 (vergriffen)

H.-J. Deppe

Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoff

Nr. 35/1976

E. Limberger

Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsmaterial leichter Wände verwendet werden, gegenüber dem Aufprall harter Körper — Vorschlag für ein Prüfverfahren

Nr. 36/1976 (vergriffen)

J. Hundt

Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles

Nr. 37/1976

W. Struck

Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen — Vorschlag für ein Prüfverfahren

Nr. 38/1976

K.-H. Habig

Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionitriertem Stahl 42 CrMo 4

Nr. 39/1976

K. Kirschke, G. Kempf

Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit Nicht-Newtonschem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Schwerbeanspruchung

Nr. 40/1976

H. Hantsche

Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren

Nr. 41/1976

B. Böttcher

Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten

Nr. 42/1976

S. Dieltjen

Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft

Nr. 43/1976

W. Struck

Das Sprödbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches

Nr. 44/1976

W. Matthees

Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms "Stab-Werk"

Nr. 45/1976

W. Paatsch

Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten

Nr. 46/1977 (vergriffen)

G. Schickert, H. Winkler

Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung

(Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses)

- Nr. 47/1977
A. Plank
Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen
- Nr. 48/1977
U. Holzlöhner
Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn
- Nr. 49/1977
G. Wittig
Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung
- Nr. 50/1978 (vergriffen)
N. Czaika, N. Mayer, C. Amberg, G. Magiera, G. Andrae, W. Markowski
Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und Überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern
- Nr. 51/1978
J. Sickfeld
Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen
- Nr. 52/1978
A. Tomov
Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung
- Nr. 53/1978
R.-G. Rohrmann, R. Rudolphi
Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen- und Brückenbeläge
- Nr. 54/1978
H. Sander
Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung
- Nr. 55/1978
D. Klaffke
Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristalle polykristalliner 99,999 %-Al-Proben bei Biegewechselbeanspruchung
- Nr. 56/1979
W. Brünner, C. Langlie
Stabilität von Sandwichbauteilen
- Nr. 57/1979
M. Stadthaus
Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpulverprüfung (Investigations on Inspection-Media for Magnetic Particle-Testing)
- Nr. 58/1979
W. Struck
Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau
- Nr. 59/1979
G. Plauk
Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl
- Nr. 60/1979
H. Spreckelmeyer, R. Helms, J. Ziebs
Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken
- Nr. 61/1979
K. Richter
Beschreibung von Problemen der höheren Farbmetrik mit Hilfe des Gegenfarbensystems
- Nr. 62/1979
W. Gerisch, G. Becker
Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle
- Nr. 63/1979
E. Behrend, J. Ludwig
Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase
- Nr. 64/1980
W. Rücker
Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung
- Nr. 65/1980
P. Schmidt, D. Aurich, R. Helms, H. Veith, J. Ziebs
Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte
- Nr. 66/1980
M. Hattwig
Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung
- Nr. 67/1980
W. Matthees
Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung
- Nr. 68/1980
D. Petersohn
Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Stereomeßtechnik—Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers
- Nr. 69/1980
F. Buchhardt, P. Brandl
Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherheitshüllen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise
- Nr. 70/1980 (vergriffen)
G. Schickert
Schwellenwerte beim Betondruckversuch
- Nr. 71/1980
W. Matthees, G. Magiera
Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen
- Nr. 72/1980
R. Rudolphi
Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen
- Nr. 73/1980
P. Wegener
Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen
- Nr. 74/1980
R. Rudolphi, R. Müller
ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz
- Nr. 75/1980
H.-J. Heinrich
Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen
- Nr. 76/1980
D. Klaffke, W.-W. Maennig
Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop
- Nr. 77/1981
M. Gierloff, M. Maultzsch
Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen
- Nr. 78/1981
W. Rücker
Dynamische Wechselwirkung eines Schienen-Schwellensystems mit dem Untergrund
- Nr. 79/1981
V. Neumann
Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflußten Kaltrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch
- Nr. 80/1981
A. Plank, W. Struck, M. Tzschätzsch
Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten
- Nr. 81/1981
J. Schmidt
Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik
- Nr. 82/1982
R. Helms, H.-J. Kühn, S. Ledworuski
Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches (Assesment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test)
- Nr. 83/1982
H. Czichos, P. Feinle
Tribologisches Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen—Kontaktdeformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen
- Nr. 84/1982
R. Müller, R. Rudolphi
Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen im Kleinprüfstand (Vergleichsversuche)
- Nr. 85/ISBN 3-88314-231-X/1982
H. Czichos
Technische Materialforschung und -prüfung — Entwicklungstendenzen und Rahmenvorschläge für ein EG-Programm "Basic Technological Research"
- Nr. 86/ISBN 3-88314-232-8/1982
K. Niesel, P. Schimmelwitz
Zur quantitativen Kennzeichnung des Verwitterungsverhaltens von Naturwerksteinen anhand ihrer Gefügemerkmale
- Nr. 87/ISBN 3-88314-240-9/1982
B. Isecke, W. Stichel
Einfluß baupraktischer Umgebungsbedingungen auf das Korrosionsverhalten von Spannstählen vor dem Injizieren
- Nr. 88/ISBN 3-88314-254-9/1983
A. Erhard
Untersuchungen zur Ausbreitung von Longitudinalwellen an Oberflächen bei der Materialprüfung mit Ultraschall
- Nr. 89/ISBN 3-88314-263-8/1983
D. Conrad, S. Dietlen
Untersuchungen zur Zerfallsfähigkeit von Distickstoffoxid
- Nr. 90/ISBN 3-88314-264-6/1983
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen (Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members)
- Nr. 91/ISBN 3-88314-265-4/1983
M. Weber
Dreidimensionale Analyse von unbewehrtem Beton mit nichtlinear-elastischem Materialgesetz
- Nr. 92/ISBN 3-88314-266-2/1983
L. Auersch
Ausbreitung von Erschütterungen durch den Boden

- Nr. 93/ISBN 3-88314-283-2/1983
P. Städt
Unterdrückung stick-slip-induzierter Kurvengeräusche schienengebundener Fahrzeuge durch eine physikalisch-chemische Oberflächenbehandlung der Schienen
- Nr. 94/ISBN 3-88314-284-0/1983
Xian-Quan Dong
Untersuchungen der Störschwingungen beim Kerbschlagbiegeversuch und deren Abschwächungen
- Nr. 95/ISBN 3-88314-289-1/1983
M. Römer
Über die Fokussierung des Schallfeldes von Ultraschall-Prüfköpfen mit Fresnelschen Zonenplatten
- Nr. 96/ISBN 3-88314-296-4/1983
H. Eifler
Verbundverhalten zwischen Beton und geripptem Betonstahl sowie sein Einfluß auf inelastische Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken
- Nr. 97/ISBN 3-88314-297-2/1983
G. Fuhrmann, W. Schwarz
Typische Bruchflächenausbildung thermoplastischer Kunststoffe nach wechselnder mechanischer Beanspruchung
- Nr. 98/ISBN 3-88314-312-X/1983
E. Schnabel
Bestimmung des elastischen Verhaltens von Maschinenwaren — Stretch- und Erholungsvermögen
- Nr. 99/ISBN 3-88314-317-0/1983
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
(Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members)
- Nr. 100/ISBN 3-88314-298-0/1984
G. Klamrowski, P. Neustupny
Untersuchungen zur Prüfung von Beton auf Frostwiderstand
- Nr. 101/ISBN 3-88314-327-8/1984
P. Reimers, J. Goebbels, H. Heidt, P. Weise, K. Wilding
Röntgen- und Gammastrahlen-Computer-Tomographie
- Nr. 102/ISBN 3-88314-335-9/1984
G. Magiera
Weiterentwicklung des hydraulischen Kompensationsverfahrens auf Druckspannungsmessung in Beton
- Nr. 103/ISBN 3-88314-328-6/1984
D. Schnitger
Radiographie mit Elektronen aus Metallverstärkerfolien
- Nr. 104/ISBN 3-88314-339-1/1984
M. Gierloff
Beeinflussung von Betoneigenschaften durch Zusatz von Kunststoffdispersionen
- Nr. 105/ISBN 3-88314-345-6/1984
B. Schulz-Forberg
Beitrag zum Bremsverhalten energieumwandelnder Aufsetzpuffer in Aufzugsanlagen
- Nr. 106/ISBN 3-88314-360-X/1984
J. Lehnert
Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last
- Nr. 107/ISBN 3-88314-361-8/1984
W. Stichel, J. Ehreke
Korrosion von Stahlradiatoren
- Nr. 108/ISBN 3-88314-363-4/1984
L. Auersch
Durch Bodenerschütterungen angeregte Gebäudeschwingungen — Ergebnisse von Modellrechnungen
- Nr. 109/ISBN 3-88314-381-2/1985
M. Omar
Zur Wirkung der Schrumpfbehinderung auf den Schweißspannungszustand und das Spröbruchverhalten von unterpulvergeschweißten Blechen aus St E 460 N
- Nr. 110/ISBN 3-88314-382-0/1985
H. Walde, B. Kropp
Wasserstoff als Energieträger
- Nr. 111/ISBN 3-88314-383-9/1985
K. Ziegler
Über den Einfluß der Initiierung auf die detonative Umsetzung von Analex-Sprengstoffen unter Berücksichtigung sicherheitstechnischer Gesichtspunkte
- Nr. 112/ISBN 3-88314-409-6/1985
W. Lützwow
Zeitstandverhalten und strukturelle Veränderungen von vielfach wiederverarbeiteten Polyethylenen
- Nr. 113/ISBN 3-88314-410-X/1985
R. Helms, H. Henke, G. Oelrich, T. Saito
Untersuchungen zum Frequenzeinfluß auf die Schwingungskorrosion von Offshore-Konstruktionen
- Nr. 114/ISBN 3-88314-419-3/1985
P. Rose, P. Raabe, W. Daum, A. Szameit
Neue Verfahren für die Prüfung von Reaktorkomponenten mittels Röntgen- und Gammastrahlen
- Nr. 115/ISBN 3-88314-420-7/1985
K. Richter
Farbempfindungsmerkmal Elementarblau und Buntheitsabstände als Funktion von Farbart und Leuchtdichte von In- und Umfeld
- Nr. 116/ISBN 3-88314-460-6/1985
F.-J. Kasper, R. Müller, R. Rudolphi, A. Wagner
Theoretische Ermittlung des Wärmedurchgangskoeffizienten von Fensterkonstruktionen unter besonderer Berücksichtigung der Rahmenproblematik
- Nr. 117/ISBN 3-88314-468-1/1985
H. Czichos, G. Sievers
Materials Technologies and Techno-Economic Development — A Study for the German Foundation for International Development (Deutsche Stiftung für Internationale Entwicklung)
- Nr. 118/ISBN 3-88314-469-X/1985
H. Treumann, H. Andre, E. Blossfeld, N. Pfeil, M.-M. Zindler
Brand- und Explosionsgefahren explosionsgefährlicher Stoffe bei Herstellung und Lagerung — Modellversuche mit pyrotechnischen Sätzen und Gegenständen
- Nr. 119/ISBN 3-88314-472-X/1985
J. Herter, K. Brandes, E. Limberger
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen — Versuche an Stahlbetonplatten, Teil I
(Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members — Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part I)
- Nr. 120/ISBN 3-88314-514-9/1986
A. Hecht
Zerstörungsfreie Korngrößenbestimmung an austenitischen Feinblechen mit Hilfe der Ultraschallrückstreuung
- Nr. 121/ISBN 3-88314-530-0/1986
P. Feinle, K.-H. Habig
Versagenskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Mischreibungsbedingungen; Einflüsse von Stahlzusammensetzung und Wärmebehandlung
- Nr. 122/ISBN 3-88314-521-1/1986
J. Mischke
Entsorgung kerntechnischer Anlagen
Sonderkolloquium der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) am 10. 12. 1985 mit Beiträgen von B. Schulz-Forberg, K. E. Wieser und B. Droste
- Nr. 123/ISBN 3-88314-531-9/1986
D. Rennoch
Physikalisch-chemische Analyse sowie toxische Beurteilung der beim thermischen Zerfall organisch-chemischer Baustoffe entstehenden Brandgase
- Nr. 124/ISBN 3-88314-538-6/1986
H.-M. Thomas
Zur Anwendung des Impuls-Wirbelstromverfahrens in der zerstörungsfreien Materialprüfung
- Nr. 125/ISBN 3-88314-540-8/1986 (vergriffen)
B. Droste, U. Probst
Untersuchungen zur Wirksamkeit der Brandschutzisolation von Flüssiggas-Lagertanks
- Nr. 126/ISBN 3-88314-547-5/1986
W. Stichel
Korrosion und Korrosionsschutz von Metallen in Schwimmhallen
- Nr. 127/ISBN 3-88314-564-5/1986 (vergriffen)
E. Limberger, K. Brandes, J. Herter, K. Berner
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen — Versuche an Stahlbetonbalken, Teil I
(Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members — Tests on Reinforced Concrete Beams, Part I)
- Nr. 128/ISBN 3-88314-568-8/1986 (vergriffen)
E. Limberger, K. Brandes, J. Herter, K. Berner
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen — Versuche an Stahlbetonbalken, Teil II
(Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members — Tests on Reinforced Concrete Beams, Part II)
- Nr. 129/ISBN 3-88314-569-6/1986 (vergriffen)
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter, K. Berner
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen — Zugversuche an Betonstahl mit erhöhter Dehngeschwindigkeit
(Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load — Reinforcing Steel Tension Tests with high strain rates)
- Nr. 130/ISBN 3-88314-570-X/1986
W. Struck
Einfache Abschätzung der Durchbiegung und der Energieaufnahme von Trägern aus duktilem Material
- Nr. 131/ISBN 3-88314-585-8/1986
E. Limberger, K. Brandes, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen — Versuche an Stahlbetonplatten, Teil II
(Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load — Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part II)
- Nr. 132/ISBN 3-88314-595-5/1987
Chr. Herold, F.-U. Vogdt
Ermittlung der Ursachen von Schäden an bituminösen Dachabdichtungen unter besonderer Berücksichtigung klimatischer Beanspruchungen
- Nr. 133/ISBN 3-88314-609-9/1987 (vergriffen)
M. Woydt, K.-H. Habig
Technisch-physikalische Grundlagen zum tribologischen Verhalten keramischer Werkstoffe
- Nr. 134/ISBN 3-88314-615-3/1987
G. Andreae, G. Niessen
Über den Kernstrahlungseinfluß auf Dehnungsmeßstreifen
- Nr. 135/ISBN 3-88314-618-8/1987
J. Ludwig, W.-D. Mischke, A. Ulrich
Untersuchungen über das Verhalten von Tankcontainern für unter Druck verflüssigte Gase bei Fallbeanspruchungen
- Nr. 136/ISBN 3-88314-636-6/1987
H.-J. Deppe, K. Schmidt
Untersuchung zur Beurteilung von Brettschichtverleimungen für den Holzbau

- Nr. 137/ISBN 3-88314-637-4/1987
D. Aurich
Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte auf der Grundlage von Forschungsergebnissen auf dem Gebiete der Komponentensicherheit
- Nr. 138/ISBN 3-88314-635-8/1987
M. Dogunke, F. Buchhardt
Zur geowissenschaftlichen Einordnung des Gebietes der Bundesrepublik Deutschland und einer sicheren Auslegung technischer Systeme gegen den Lastfall Erdbeben
- Nr. 139/ISBN 3-88314-658-7/1987
J. Olschewski, S.-P. Scholz
Numerische Untersuchung zum Verhalten des Hochtemperaturwerkstoffes Nimonic PE 16 unter monotoner und zyklischer Belastung bei Verwendung verschiedener plastischer und viskoplastischer Materialmodelle
- Nr. 140/ISBN 3-86314-643-9/1987
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen (Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members)
- Nr. 141/ISBN 3-88314-694-3/1987
F. Buchhardt, W. Matthees, G. Magiera, F. Mathiak
Zum Einfluß des Sicherheits- und Auslegungserdbebens auf die Bemessung von Kernkraftwerken
- Nr. 142/ISBN 3-88314-695-1/1987
H. Treumann, G. Krüger, N. Pfeil, S. von Zahn-Ullmann
Sicherheitstechnische Kenndaten und Gefährzahlen binärer Mischungen aus oxidierenden und verbrennlichen Substanzen
- Nr. 143/ISBN 3-88314-701-X/1987
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen — Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Trag- und Verformungsverhalten von Stahlbetonbauteilen bei Stoßbelastung (Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members — Experimental and numerical Investigations concerning Load Bearing Behaviour of Reinforced Concrete Members under Impact Load)
- Nr. 144/ISBN 3-88314-702-8/1987
F. Buchhardt, G. Magiera, W. Matthees, M. Weber, J. Altes
Nichtlineare dynamische Berechnungen zum Penetrationsverhalten des AVR-Reaktorgebäudes
- Nr. 145/ISBN 3-88314-711-7/1987
U. Holzlöhner
Untersuchung selbstständlicher Systeme zur Bestimmung von Materialeigenschaften von Reibungsböden
- Nr. 146/ISBN 3-88314-714-1/1987
W. Schon, M. Mallon
Untersuchungen zur Wirksamkeit von Wasserberieselungseinrichtungen als Brandschutzmaßnahme für Flüssiggas-Lagertanks
- Nr. 147/ISBN 3-88314-720-6/1987
H.-D. Kleinschrodt
Lösung dynamischer Biege- und Torsionsprobleme von Stabsystemen aus dünnwandigen elastischen Stäben mit offenem Querschnitt mittels frequenzabhängiger Ansatzfunktionen
- Nr. 148/ISBN 3-88314-774-5/1988
W. Müller
Theoretische Untersuchung von Variationsprinzipien für elastoplastisches Materialverhalten sowie Entwicklung und numerische Erprobung von Finite-Element-Verfahren für den ebenen Spannungszustand
- Nr. 149/ISBN 3-88314-775-3/1988
U. Holzlöhner
Bestimmung baugrunddynamischer Kenngrößen aus der Untersuchung von Bodenproben
- Nr. 150/ISBN 3-88314-776-1/1988
M. Weber
VG3D — Zeichenprogramm für vektographische Darstellung dreidimensionaler Strukturen
- Nr. 151/ISBN 3-88314-785-0/1988
L. Auersch-Saworski
Wechselwirkung starrer und flexibler Strukturen mit dem Baugrund, insbesondere bei Anregung durch Bodenerschütterungen
- Nr. 152/ISBN 3-88314-796-6/1988
G. Plauk, G. Kretschmann, R.-G. Rohrmann
Untersuchung des baulichen Zustandes und der Tragfähigkeit vorgespannter Riegel von Verkehrszeichenbrücken der Berliner Stadtautobahn
- Nr. 153/ISBN 3-88314-797-4/1988
H. Sander, W.-W. Maennig
Magnetisches Verhalten von Eisenproben bei mechanischer Wechselbeanspruchung
- Nr. 154/ISBN 3-88314-822-9/1988
K. Breikreutz, P.-J. Uttech, K. Haedecke
Druckgesinterte Stähle als zertifiziertes Referenzmaterial für die Spektrometrie
- Nr. 155/ISBN 3-88314-825-3/1988
L. Auersch
Zur Entstehung und Ausbreitung von Schienenverkehrerschütterungen: Theoretische Untersuchungen und Messungen am Hochgeschwindigkeitszug Intercity Experimental
- Nr. 156/ISBN 3-88314-887-3/1989
G. Klamrowski, P. Neustupny, H.-J. Deppe, K. Schmidt, J. Hundt
Untersuchungen zur Dauerhaftigkeit von Faserzementen
- Nr. 157/ISBN 3-88314-888-1/1989
E. Limberger, K. Brandes
Versuche zum Verhalten von Stahlbetonbalken mit Übergreifungsstößen der Zugbewehrung unter stoßartiger Belastung
- Nr. 158/ISBN 3-88314-889-X/1989
R. Wäsche, K.-H. Habig
Physikalisch-chemische Grundlagen der Feststoffschmierung — Literaturübersicht
- Nr. 159/ISBN 3-88314-890-3/1989
R. Müller, R. Rudolphi
Berechnung des Wärmedurchlaßwiderstandes und der Temperaturverteilung im Querschnitt von Hausschornsteinen nach DIN 18160 Teil 6
- Nr. 160/ISBN 3-88314-917-9/1989
W. Matthees
Entwicklung eines Makroelementes durch Kondensation am Beispiel der Lastfälle Flugzeugabsturz und Erdbeben bei Boden-Bauwerk-Wechselwirkung mit biegeweichen Fundamenten
- Nr. 161/ISBN 3-88314-920-9/1989
G. Mellmann, M. Maulitzsch
Untersuchung zur Ermittlung der Biegefestigkeit von Flachglas für bauliche Anlagen
- Nr. 162/ISBN 3-88314-921-7/1989
W. Brünner
Untersuchungen zur Tragfähigkeit großer Glasscheiben
- Nr. 163/ISBN 3-88314-922-5/1989
W. Brünner, G. Mellmann, W. Struck
Biegefestigkeit und Tragfähigkeit von Scheiben aus Flachglas für bauliche Anlagen
- Nr. 164/ISBN 3-88314-934-9/1989
R. Helms, B. Jaenicke, H. Wolter, C.-P. Bork
Zur Schwingfestigkeit großer geschweißter Stahlträger
- Nr. 165/ISBN 3-88314-935-7/1989
P. Göbel, L. Meckel, W. Schiller
Untersuchung zur Erarbeitung von Kennwerten bei Einrichtungsmaterialien (Holzwerkstoffen, Möbeln und Textilien) hinsichtlich der Formaldehyd-Emission — Teil B: Textilien
- Nr. 166/ISBN 3-88314-936-5/1989
K. Breikreutz
Modelle für Stereologische Analysen
- Nr. 167/ISBN 3-88314-937-3/1989
A. Mitakidis, W. Rücker
Erschütterungsausbreitung im elastischen Halbraum bei transienten Belastungsvorgängen
- Nr. 168/ISBN 3-88314-958-6/1990
F.-J. Kasper, R. Müller, R. Rudolphi
Numerische Untersuchung geometriebedingter Wärmebrücken (Winkel und Ecken) unter Einsatz hochauflösender Farbgraphik bei Berücksichtigung der Tauwasserproblematik und des Mindestluftwechsels
- Nr. 169/ISBN 3-88314-959-4/1990
Chr. Kohl, W. Rucker
Integration der Untergrunddynamik in das Programmsystem MEDYNA, dargestellt am Beispiel des Intercity Experimental (ICE)
- Nr. 170/ISBN 3-88314-960-8/1990
P. Studt, W. Kerner, Tin Win
Untersuchung der mikrobiologischen Schädigung wassergemischter Kühlschmierstoffe mit dem Ziel der Verbesserung der Arbeitshygiene, der Minderung der Geruchsbelastung und der Menge zu entsorgender Emulsionen
- Nr. 171/ISBN 3-88314-997-7/1990
F. Buchhardt
Ein Operator zur Koppelung beliebig benachbarter dynamischer Systeme am Beispiel der Boden-Bauwerk-Wechselwirkung
- Nr. 172/ISBN 3-88314-998-5/1990
J. Vielhaber, G. Plauk
Grenztragfähigkeit großer Verbundprofilstützen
- Nr. 173/ISBN 3-88314-999-3/1990
B. Droste, J. Ludwig, B. Schulz-Forberg
Höherwertige Transporttechnik und ihre Konsequenzen für die Beförderung gefährlicher Güter
- Nr. 174/ISBN 3-88429-021-8/1990
D. Aurich
Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte
- Nr. 175/ISBN 3-88429-022-6/1990
W. Brocks, D. Klingbeil, J. Olschewski
Lösung der HRR-Feld-Gleichungen der elastisch-plastischen Bruchmechanik
- Nr. 176/ISBN 3-88429-035-6/1990
W. Matthees, G. Magiera
Iterative Dekonvolution der seismischen Basisierung für den Zeitraum
- Nr. 177/ISBN 3-89429-090-0/1991
G. Schickert, M. Krause, H. Wiggerhauser
Studie zur Anwendung zerstörungsfreier Prüfverfahren bei Ingenieurbauwerken
- Nr. 178/ISBN 3-89429-429-9/1991
G. Andraea, J. Knapp, G. Niessen
Entwicklung und Untersuchung eines kapazitiven Hochtemperatur-Dehnungsaufnehmers für Einsatztemperaturen bis ca. 1000 °C
- Nr. 179/ISBN 3-89429-100-1/1991
H. Eiffler
Die Drehfähigkeit plastischer Gelenke in Stahlbeton-Plattenbalken, bewehrt mit naturhartem Betonstahl BSt 500 S im Bereich negativer Biegemomente
- Nr. 180/ISBN 3-89429-101-X/1991
E. Klement, G. Wieser
Zur numerischen Übertragbarkeit von Prüfungsergebnissen an Hausschornsteinen auf Schornsteine mit anderen lichten Querschnitten
- Nr. 181/ISBN 3-89429-105-2/1991
H. Czichos, R. Helms, J. Lexow
Industrial and Materials Technologies Research and Development Trends and Needs

- Nr. 182/ISBN 3-89429-145-1/1992
M. Weber
Bestimmung von Wärmeübergangskoeffizienten im Bereich geometriebedingter Wärmebrücken
- Nr. 183/ISBN 3-89429-163-X/1992
F. Buchhardt
Zur Dekonvolution im Zeitbereich
- Nr. 184/ISBN 3-89429-164-8/1992
M. Maultzsch, W. Stichel, E.-M. Vater
Feldversuche zur Einwirkung von Aufbaumitteln auf Verkehrsbauteile (im Rahmen des Großversuchs "Umweltfreundlicheres Streusalz")
- Nr. 185/ISBN 3-89429-165-6/1992
Renate Müller
Ein numerisches Verfahren zur simultanen Bestimmung thermischer Stoffeigenschaften oder Größen aus Versuchen — Anwendung auf das Heißdraht-Parallelverfahren und auf Versuche an Hausschornsteinen
- Nr. 186/ISBN 3-89429-211-3/1992
B. Löffelbein, M. Woydt, K.-H. Habig
Reibungs- und Verschleißuntersuchungen an Gleitpaarungen aus Ingenieurkeramischen Werkstoffen in wässrigen Lösungen
- Nr. 187/ISBN 3-89429-216-4/1992
Th. Schneider, E. Santner
Mikrobiologie: Stand der Forschung und Anwendungsmöglichkeiten — Literaturübersicht
- Nr. 188/ISBN 3-89429-243-1/1992
K. Mallwitz
Verfahren zur Vorausermittlung der Setzung von Fundamenten auf geständerten Strecken infolge zyklischer Beanspruchung
- Nr. 189/ISBN 3-89429-244-X/1992
W. Matthees, G. Magiera
Impedanzeigenschaften von Finiten-Elemente-Modellen bei Integration im Zeitraum
- Nr. 190/ISBN 3-89429-245-8/1992
G. Zachariev
Untersuchung des Versagens thermoplastischer Kunststoffe im Kurzzeit-Zugversuch und Retardations-Zugversuch
- Nr. 191/ISBN 3-89429-246-6/1992
H.-M. Bock, S. Erbay, J. With
Kritische Stahltemperatur als charakteristischer Kennwert für die Feuerwiderstandsdauer von Bauwerkssystemen aus Stahl
- Nr. 192/ISBN 3-89429-329-2/1993
D. Aurich
Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte — Lokales Rißwachstum, Ermittlung des Rißwiderstandsverhaltens aus der Kerbschlagarbeit
- Nr. 193/3-89429-291-1/1993
W. Gerisch, Th. Fritz, S. Steinborn
Statistical Consulting in the Frame of VAMAS. The Role of the Technical Working Arfea/Advisory Group. Statistical Techniques for Interlaboratory Studies and Related Projects (VAMAS Report No. 13)
- Nr. 194/ISBN 3-89429-330-6/1993
U. Krause
Ein Beitrag zur mathematischen Modellierung des Ablaufs von Explosionen
- Nr. 195/ISBN 3-89429-331-4/1993
U. Schmidtchen, G. Würsig
Lagerung und Seetransport großer Mengen flüssigen Wasserstoffs am Beispiel des "Euro-Québec Hydro-Hydrogen Pilot Projekts. Überblick über die in Deutschland anzuwendenden Gesetze, Verordnungen und technischen Regeln
- Nr. 196/ISBN 3-89429-362-4/1993
D. Lietze
Untersuchungen über das Anlaufen von Detonationen im Innern geschlossener Systeme
- Nr. 197/ISBN 3-89429-400-0/1993
A. Skopp
Tribologisches Verhalten von Siliziumnitridwerkstoffen bei Festkörpergleitreibung zwischen 22 °C und 1000 °C
- Nr. 198/ISBN 3-89429-421-3/1994
St. Meretz
Ein Beitrag zur Mikromechanik der Interphase in polymeren Faserverbundwerkstoffen
- Nr. 199/ISBN 3-89429-422-1/1994
W. F. Rücker, S. Said
Erschütterungsübertragung zwischen U-Bahntunneln und dicht benachbarten Gebäuden
- Nr. 200/ISBN 3-89429-423-X/1994
D. Arndt, K. Borchardt, P. Croy, E. Geyer, J. Henschen, C. Maierhofer, M. Niedack-Nad, M. Rudolph, D. Schaurich, F. Weise, H. Wiggenhauser
Anwendung und Kombination zerstörungsfreier Prüfverfahren zur Bestimmung der Mauerwerksfeuchte im Deutschen Dom
- Nr. 201/ISBN 3-89429-475-2/1994
U. Holzlöhner, H. August, T. Meggyes, M. Brune
Deponieabdichtungssysteme — Statusbericht
- Nr. 202/ISBN 3-89429-481-7/1994
J. Schmidt
Über eine Verteilungsfunktion mit Parametern für Median, Spannweite, Schiefe und Wölbung — Konzept und Anwendung
- Nr. 203/ISBN 3-89429-483-3/1994
B. Schulz-Forberg, J. Ludwig
Sicherheitsniveaus von Transporttanks für Gefahrgut
- Nr. 204/ISBN 3-89429-484-1/1994
W. Struck, E. Limberger
Der Glaskugelsack als Prüfkörper für Beanspruchungen durch weichen Stoß — eine erweiterte Modellvorstellung
- Nr. 205/ISBN 3-89429-516-3/1995
P. Rose
Bestimmung charakteristischer Fehlermerkmale zur rechnergestützten Bildauswertung von Schweißnahradiographien
- Nr. 206/ISBN 3-89429-517-1/1995
D. Lietze
Grenze der Flammendurchschlagsicherheit von Sperrschichten aus Bandsicherungen bei Deflagrationen und bei einem Nachbrand
- Nr. 207/ISBN 3-89429-593-7/1997
W. Daum
Zur objektiven Beurteilung der Bildqualität industrieller Radioskopiesysteme
- Nr. 208/ISBN 3-89429-557-0/1995
G. Kalinka
Ein Beitrag zur Kristallisation gefüllter und ungefüllter Thermoplaste
- Nr. 209/ISBN 3-89429-594-5/1995
D. Hoffmann, K. Niesel
Zur Quantifizierung des Effekts von Luftverunreinigungen auf Putzmörtel
- Nr. 210/ISBN 3-89429-595-3/1995
F. Buchhardt, W. Matthees, G. Magiera
Zur Erfassung der hysteretischen Dämpfung im Zeitraum
- Nr. 211/ISBN 3-89429-973-8/1997
G. Meier zu Köcker, K.-H. Habig
Steigerung der Lebensdauer und der Prozesssicherheit durch beschichtungsgerechte Fertigung von Werkzeugen und Bauteilen
- Nr. 212/ISBN 3-89429-974-6/1996
S. Dähne
Analytische Grundlagenuntersuchungen zur Laserimpulsfluorometrie im ultravioletten Spektralbereich
- Nr. 213/ISBN 3-89429-975-4/1995
J. Kelm
High Resolution NMR Spectroscopy for the Determination of Elastomers, Blends and Thermoplastic Elastomers — Carbon and Proton NMR Spectra Catalogue
- Nr. 214/ISBN 3-89429-976-2/1995
J. Moll
Exciton-Dynamics in J-Aggregates of an Organic Dye
- Nr. 215/ISBN 3-89429-950-9/1995
W. Müller u. a.
Modellhafte Untersuchungen zu Umweltschädigungen in Innenräumen anhand des Grünen Gewölbes
- Nr. 216/ISBN 3-89429-774-3/1997
C.-P. Bork, J. Hünecke, M. Golmann
Neue Stähle mit hoher statischer, dynamischer und Dauerfestigkeit für den Automobilbau

