



# Jahresbericht 2005



**Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart (MPA Stuttgart, Otto-Graf-Institut,  
(FMPA))**

Geschäftsführender Direktor: Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos

Direktor: Prof. Dr.-Ing. Prof. h. c. Dr.-Ing. E.h. Hans-Wolf Reinhardt

Pfaffenwaldring 32

70569 Stuttgart

Tel.: 0711 / 685-63059

Fax: 0711 / 685-62635

Internet: <http://www.mpa.uni-stuttgart.de>

## Inhalt

	Seite
1 Wir über uns	5
2 Arbeitsgebiete und Einrichtungen	7
3 Lehre	41
4 Neue Versuchseinrichtungen	43
5 Berichte aus der Forschung der MPA Stuttgart	47
C. Öttl, O. Mielich: Praxisnahe Untersuchung des Sulfatwiderstandes von Beton aus Bauteilen	47
S. Aicher, G. Dill-Langer: Effect of Lamination Anisotropy and Lay-Up in Glued-Laminated Timbers	62
S. Lehner: European Fire Classification of Construction Products, New Test Method "SBI", and Introduction of the European Classification System into German Building Regulations	81
T. Jahn: Experimentelle Ermittlung des Vorspanngrades einer Stahlbetondeckenplatte mit Vor- spannung ohne Verbund	93
A. Klenk, M. Ringel, O. Stelling, M. Rauch, K. Maile, E. Roos: Implementierung von fortgeschrittenen Stoffgesetzen und Berechnungsalgorithmen in Software-Werkzeuge zur Berechnung von Bauteilen unter Hochtemperaturbeanspruchung	102
E. Roos, X. Schuler, H. Silcher, H.-P. Seebich, U. Eisele: Classification of the Mastercurve Concept within the framework of safety assessments based on Mechanics of Materials	118
R. Hahn, H. Kockelmann, E. Roos: Was macht eine Flanschdichtung hochwertig? Neue Wege beim Hochwertigkeitsnachweis für Flanschdichtungen nach TA Luft, VDI 2440 und VDI 2200	141
A. Jovanovic: Overview of RIMAP project and its deliverables in the area of power plants	150

	U. Herterich, G. Volland, G. Krause: Mobilität und Nachweis von organischen Betonzusatzmitteln in zementgebundenen Baustoffen	165
	U. Nürnberger: Verwendung nichtrostender Stähle in der Befestigungstechnik – Stellungnahme zum korrosionstechnischen Regelwerk	175
	S. Gerber: Kalibrierung von Pendelschlagwerken und deren Messunsicherheit	193
	F. Kauffmann, G. Zies, D. Willer, C. Scheu, K. Maile, KH. Mayer, S. Straub: Microstructural Investigation of the Boron containing TAF Steel and the Correlation to the Creep Strength	200
6	Veranstaltungen	215
7	Internationale Kooperationen in der Forschung	216
8	Mitarbeit der MPA Universität Stuttgart in Arbeitskreisen und Ausschüssen	218
9	Ehrungen, Preise, Stipendien	219
10	Gastwissenschaftler an der MPA Universität Stuttgart	221
11	Veröffentlichungen der MPA Universität Stuttgart	222
12	Doktorarbeiten und Habilitationen an der MPA Stuttgart	237

## 1 Wir über uns

Die Entwicklung der Materialprüfungsanstalt geht auf das Ende des 19. Jahrhunderts zurück und ihre Gründung entsprach einer seinerzeitigen Notwendigkeit. Werkstoffe und Konstruktionen wurden bis zu jener Zeit nämlich vorwiegend auf empirischer Grundlage hergestellt und beurteilt. Das zugrunde liegende Wissen war von Generation zu Generation meist mündlich weitergegeben worden und bildete bis an die Schwelle der Neuzeit die Grundlage für Handwerk und Industrie. Aus dieser Situation heraus wurden im damaligen Königreich Württemberg Anstrengungen unternommen, durch die Einrichtung eines Lehrstuhls für Maschinenelemente, Dampfmaschinen, Dampfkessel und Elastizitätslehre am Königlichen Polytechnikum eine richtungsweisende Einrichtung zu schaffen.

Im Jahre 1878 wurde Carl von Bach auf diesen Lehrstuhl berufen. Auf sein Betreiben hin wurde dann am 21. Februar 1884 durch Bekanntmachung des "Departements des Kirchen- und Schulwesens" im Staatsanzeiger für das Königreich Württemberg die Gründung der Materialprüfungsanstalt für die Bereiche Maschinenbau und Bauwesen am Polytechnikum Stuttgart angezeigt. Die Mitteilung enthielt einen Aufgabenkatalog, in dem es heißt: „Die Materialprüfungsanstalt ist bestimmt, den Interessen der Industrie, wie auch denjenigen des Unterrichts zu dienen.“ Carl von Bach war der erste Direktor der Anstalt. Das Aufgabengebiet reichte vom Maschinenbau bis zur Bautechnik. Carl von Bach führte beispielsweise Festigkeitsversuche an Metallen, Beton, Naturstein und Holz durch.

Die erfolgreiche Erfüllung dieser Aufgabenstellung, die bis heute als unverändert aktuell angesehen wird, bedeutet die enge Verknüpfung zwischen der akademischen Ausbildung im Rahmen der heutigen Universität Stuttgart und der praxisorientierten Tätigkeit der Materialprüfungsanstalt. Im Hinblick auf diesen Anspruch erwies sich bis heute die enge Personalverknüpfung zwischen der MPA und dem Lehrstuhl für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (Ordinarius Professor Dr.-Ing. habil. E. Roos) sowie dem Institut für Werkstoffe im Bauwesen (Ordinarius Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. Dr.-Ing. E.h. H.-W. Reinhardt) als besonders wichtig. Beide Professoren leiten in Personalunion auch die Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart.

Die zunehmende Spezialisierung hatte 1927 zur Aufgliederung der Materialprüfungsanstalt in die Abteilungen Maschinenbau und Bauwesen geführt.

Die Abteilung Maschinenbau behielt den ursprünglichen Namen **„Staatliche Materialprüfungsanstalt“ (MPA)**.

Die Abteilung Bauwesen wurde 1936 in **„Institut für Bauforschung und Materialprüfungen des Bauwesens“** umbenannt. Im Jahre 1952 erfolgte die Umbenennung in **„Amtliche Forschungs- und Materialprüfungsanstalt für das Bauwesen (FMPA-Bauwesen)“**. 1953 erhielt die FMPA in Würdigung der Verdienste ihres langjährigen Leiters von der Universität Stuttgart den Beinamen **„Otto-Graf-Institut“**. 1980 wurde

die FMPA-Bauwesen dem Ministerium für Wirtschaft, Mittelstand und Technologie Baden-Württemberg als „**Forschungs- und Materialprüfungsanstalt Baden-Württemberg (Otto-Graf-Institut)**“ zugeordnet. Gleichzeitig wurde das Chemisch-Technische Prüfamt mit Abteilungen in Stuttgart und Karlsruhe Teil der FMPA BW. Unter Prof. Reinhardt erfolgte 2000 die Wiedereingliederung der FMPA BW in die Universität Stuttgart als „**Forschungs- und Materialprüfungsanstalt für das Bauwesen, Otto-Graf-Institut (FMPA)**“.

Mit Wirkung vom 01.07.2003 wurden die „**Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart**“ und die „**Forschungs- und Materialprüfungsanstalt für das Bauwesen, Otto-Graf-Institut (FMPA)**“ zur „**Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart (MPA Stuttgart, Otto-Graf-Institut (FMPA))**“ wiedervereinigt. Mit dem Zusammenschluss der beiden Einrichtungen zu einer zentralen Universitätseinrichtung verfolgte die Universität Stuttgart das Ziel, die vorhandenen Ressourcen zu bündeln und die Effizienz und Effektivität auf dem Gebiet der Materialprüfung und -forschung durch Nutzung von Synergien zu steigern. Mit der neuen Einrichtung soll darüber hinaus den Instituten des konstruktiven Ingenieurbaus ein verbessertes experimentelles Arbeiten ermöglicht werden.

Die „**Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart (MPA Stuttgart, Otto-Graf-Institut (FMPA))**“ ist eine zentrale Einrichtung (Zentralinstitut) der Universität Stuttgart. Sie besteht aus fünf Fachbereichen mit den Bezeichnungen „Baustoffe und Brandschutz“, „Baukonstruktionen und Werkstofftechnik“, „Berechnung, Auslegung und Betriebsverhalten“, „Erhaltung von Bauten und Anlagen“ und „Geotechnik“.

Sie wird von einem Direktorium geleitet, dem der Geschäftsführende Direktor, der Direktor und zwei stellvertretende Direktoren angehören.

Dieses breite Arbeitsspektrum mit den umfangreichen Tätigkeiten wird unmittelbar in die Lehre transferiert. Dies erfolgt für den Maschinenbaubereich über das „**Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF)**“, das der Fakultät 7, „Maschinenbau“, zugeordnet ist. Es wird geleitet von Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos.

Für den Bereich des Bauwesens wird dies über das „**Institut für Werkstoffe im Bauwesen (IWB)**“ umgesetzt, das der Fakultät 2, „Bau- und Umweltingenieurwissenschaften“ zugeordnet ist und von Prof. Dr.-Ing. Prof.h.c. Dr.-Ing. E.h. Hans-Wolf Reinhardt geleitet wird.

Nach einer Phase des Zusammenwachsens ist dieser Jahresbericht der erste des neuen Zentralinstituts. Er dokumentiert die Breite des Arbeitsbereiches, die Kompetenzen und Potentiale, die durch die Zusammenführung nochmals gewonnen haben.



Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos,  
Geschäftsführender Direktor



Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. Dr.-Ing. E.h. H.-W. Reinhardt,  
Direktor

## 2 Arbeitsgebiete und Einrichtungen

### Fachbereich Baustoffe und Brandschutz (Leiter: Prof. H.-W. Reinhardt, Dipl.-Ing. K. Zeus)

<b>Abteilung Mineralische Baustoffe:</b> Dipl.-Ing. K. Zeus/Dipl.-Ing. C. Laskowski Tel.: 685/ -62258 bzw. -62252 E-Mail: kurt.zeus@mpa.uni-stuttgart.de      christina.laskowski@mpa.uni-stuttgart.de
Referat Bindemittel, Zusätze: Dipl.-Ing. C. Laskowski, Dr. rer. nat. H. Schellhorn
Referat Betontechnologie: Dr.-Ing. C. Öttl, Dipl.-Ing. A. Huß
Referat Mauerwerk, Keramik, Naturstein: Dipl.-Ing. F. Knödler; Dr.-Ing. M. Stegmaier
Referat Dämmstoffe: Dr. rer. nat. T. Popp

Ein neues Arbeitsgebiet im Referat „Bindemittel, Zusätze“ konnte bei der Untersuchung von anorganischen Pigmenten auf der Basis von Eisenhydroxiden, Chrom-, Cobalt- und Titanoxiden sowie Kohlenstoff zum Einsatz in zement- und kalkgebundenen Baustoffen erschlossen werden.

Im Rahmen der Bewertung der Auswirkungen von Bauprodukten auf Boden und Grundwasser wurden für die Kraftwerksindustrie die Belastung durch Schwermetalle aus Flugaschen erfasst, die in Beton eingesetzt werden. Aufgrund der Ergebnisse wurden durch das Deutsche Institut für Bautechnik (DIBt) für mehrere Flugaschen nationale Zulassungen für deren Verwendung in Beton erteilt. Außerdem kooperierte das Referat mit dem DIBt bei der erstmaligen Ausstellung einer ETA (Europäische Technische Zulassung) für das natürliche getemperte Puzzolan „Hydrolith F200“ als Betonzusatzstoff des Typs II. Im Auftrag des Instituts für Verfahrenstechnik und Dampfkesselwesen (IVD) der Universität Stuttgart wurden Braunkohleflugaschen und Flugaschen bei Mitverbrennung von Sekundärbrennstoffen auf betontechnologisch relevante Eigenschaften geprüft.

Die Grundaustattung erfolgte durch die Zertifizierung von hydraulischen und nichthydraulischen Bindemitteln, Betonzusatzstoffen und Betonzusatzmitteln.

Neben der regelmäßigen Überwachungstätigkeit von Gesteinskörnungen, Beton und Betonprodukten wurden auch im Jahr 2005 im Referat „Betontechnologie“ zahlreiche Schadensfälle an Betonbauwerken durch die Referatsmitarbeiter begutachtet. Ergänzend zur Analyse des Ist-Zustandes wurden, meist in Zusammenarbeit mit dem Planer, Sanierungskonzepte entwickelt. Auf dem Gebiet der Sanierung von Trinkwasserbehältern konnte ein neues Tätigkeitsfeld erschlossen werden, bei dem im Sinne einer gesicherten Betonbauweise die Arbeiten vor Ort kontrolliert werden. Zudem sind als neue Tätigkeitsgebiete die feuchtetechnische Simulation von Bodenaufbauten und die Verklebung von Betonplatten mit Reaktionsharzmörtel erwähnenswert. Es werden dazu

weiterführende Industrie- und Forschungsaufträge angestrebt. Das AiF-Forschungsprogramm „Frost“ wurde kontinuierlich bearbeitet und wird auch in 2006 fortgeführt. Weiterhin wurden im Jahr 2005 verstärkt Porenbetone im Rahmen eines DIBt-Forschungsauftrags untersucht. Infolge der Verwendung neuer luftporenbildender Betonzusatzmittel war der Bedarf an Luftporenzählungen im Jahr 2005 sehr groß.

Im Jahre 2005 war im Referat „Mauerwerk, Keramik, Naturstein“ ein Schwerpunkt der Arbeiten die Untersuchungen von neu entwickelten Baustoffen im Mauerwerksbau zur Erlangung von allgemeinen bauaufsichtlichen Zulassungen beim DIBt. Einen weiteren Schwerpunkt der Arbeiten bildeten Untersuchungen im Zusammenhang mit der europäischen Zulassung von Wärmedämmverbundsystemen. Hierbei waren umfangreiche Vorarbeiten notwendig, insbesondere bei der Durchführung von Klima-Zyklus-Untersuchungen an geschosshohen WDVS-Wänden zur Beurteilung der Gebrauchstauglichkeit und Dauerhaftigkeit.

Zwei Forschungsvorhaben wurden abgeschlossen; ein vom DIBt finanzierter Forschungsauftrag zur Überprüfung des Einflusses von Griffhilfen bei Porenbetonsteinen auf die zulässigen Druckspannungen der DIN 1053 und ein vom Industrieverband WerkMörtel finanzierter Forschungsauftrag zum Risswiderstand von Leichtputzen auf hochwärmedämmendem Ziegel-Außenmauerwerk.

Die Überwachungstätigkeit auf den Gebieten Gipskartonplatten, Mörtel/Putz, Wärmedämmverbundsysteme, Holzfaserdämmstoffe und Glasfasern bewegte sich auf Vorjahresniveau.

Bei Untersuchungen im Bereich von Estrich-, Doppel- und Hohlraumbodensystemen waren verstärkte Prüfaktivitäten zu verzeichnen.

Im Vordergrund der Aktivitäten des Referats „Dämmstoffe“ standen die verschiedenen Prüfungen der Fremdüberwachung im Rahmen der Zertifizierung von Dämmstoffen aus Hartschaummaterialien, Mineralwolle und Holzwolle namhafter Baustoffhersteller.

Als besondere Leistung des Referats ist die Erweiterung des Prüfungsspektrums aufgrund der Realisation mehrerer Prüfapparaturen zu nennen, mit denen das Langzeitverformungsverhalten von Dämmstoffen als Gründungsplatte unter Druckbelastung geprüft werden kann. Außerdem wurde das andere „Standbein“ des Referats, das Gebiet der numerischen Simulation von energetischen Zuständen in Bauteilen, ausgebaut. Es wurde das Spektrum der Berechnungen um die rechnerische Simulation der Darstellung von gekoppelten Wärme- und Feuchtetransporten in Bauteilen erweitert. Zusammen mit der Industrie wurden neue hochwärmedämmende Mauersteine rechnerisch weiterentwickelt.



**Abteilung Holzbau:**

Dr. rer. nat S. Aicher/Dr.-Ing. G. Dill-Langer

Tel.: 685/ -62287 bzw. -62280

E-Mail: [simon.aicher@mpa.uni-stuttgart.de](mailto:simon.aicher@mpa.uni-stuttgart.de)     [gerhard.dill-langer@mpa.uni-stuttgart.de](mailto:gerhard.dill-langer@mpa.uni-stuttgart.de)

Referat Holz, Holzwerkstoffe, Holzschutz : Dr.-Ing. G. Dill-Langer

Referat Holzbau: Dr. rer. nat. S. Aicher, Dipl.-Ing. W. Klöck

*Forschungstätigkeit*

Die Forschungstätigkeit in der Abteilung Holzbau war im Jahr 2005 durch die Bearbeitung unterschiedlichster Forschungsvorhaben geprägt. Im Rahmen des Teilprojektes A 11 des DFG-Sonderforschungsbereiches (SFB) 381 wurde das Schädigungs- und Tragverhalten von Gipsfaserplatten-Verbindungen mittels stiftförmiger Verbindungsmittel bei quasi-statischer und zyklischer Beanspruchung eingehend untersucht. In Kooperation mit den SFB-Partnern der Universität Stuttgart, insbesondere des IMWF, wurden die Grundlagen für eine erfolgreiche FE-Modellbildung des Schädigungsverhaltens ermittelt. In Kooperation mit der Universität Ljubljana wurden vollmaßstäblich zyklische Bauteiltraglastversuche an schubbeanspruchten Holzrahmentafeln mit Gipsfaserplattenbeplankungen unter zusätzlicher Auflast durchgeführt.

Einen weiteren Forschungsschwerpunkt bildete die Untersuchung des Schädigungsverhaltens von parallelen Systemen im Holzbau am Beispiel von Zugstäben aus verklebten kleineren Holzquerschnitten, die im Rahmen des Teilprojektes A8 des SFB 381 durchgeführt wurde.

Methoden zur zerstörungsfreien Untersuchung von Fehlverklebungen im Holzbau mittels Ultraschall, insbesondere mit vergleichender Gegenüberstellung von Transmissions- und Echoverfahren sowie dem Einsatz von Scherwellen zur erfolgreichen Fehlstellendetektion in Blockverklebungen, wurden im Rahmen eines AiF-Forschungsvorhabens entwickelt.

Ein DIBt-finanziertes Forschungsvorhaben hatte die Herleitung eines verbesserten, Weibull-Theorie gestützten Bemessungsansatzes für runde Durchbrüche in Biegeträgern aus Brettschichtholz zum Gegenstand, wobei der experimentellen Verifizierung des Größeneinflusses besonderes Augenmerk gewidmet wurde.

Im Hinblick auf eine Novellierung europäischer Normenvorschriften wurde der Einfluß des Astabstandes auf die Festigkeit von Keilzinkenverbindungen untersucht. In diesem Projekt wurden 850 Bauteilversuche durchgeführt, die durch numerische Simulationen unter Anwendung einer Strömungsanalogie für den Faserverlauf im Aststörungsbereich ergänzt wurden.

Unvollständige, rechts zensierte Datensätze, die in der Prüfung von Holztragwerken in vielfältiger Weise auftreten können, wurden am Beispiel von Bauteilschubversuchen an Brettschichtholz statistisch ausgewertet.

*Prüf-, Zertifizierungs- und gutachtliche Tätigkeit*

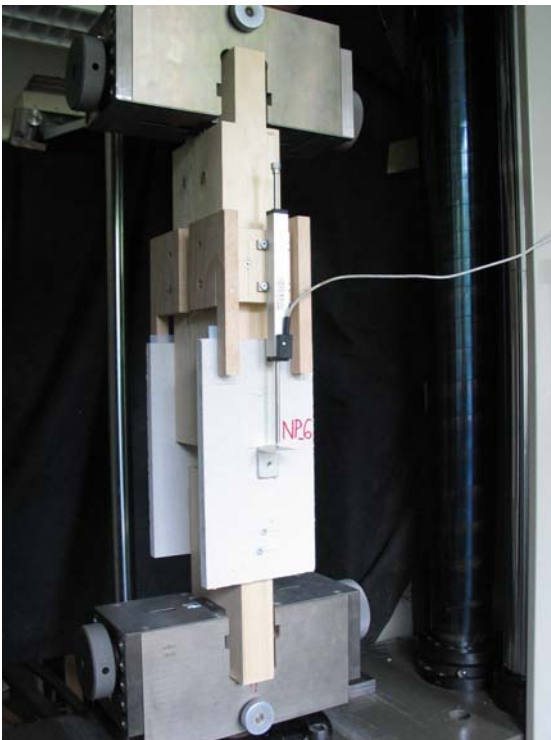
Den zunehmend von europäischen Bauregeln geprägten Prüf- und Zertifizierungstätigkeiten für die Industrie wurde unter anderem durch den Abschluß eines CE-Konformitätsbescheinigungsverfahrens für einen amerikanischen Hersteller von leichten Holzbauträgern und –stützen in Valdosta/Georgia sowie durch die vollständige Bearbeitung eines europäischen Zulassungsverfahrens für Gipsfaserplatten Rechnung getragen.

Für Brettschichtholz und keilgezinktes Vollholz aus Nadelholz wurden im Rahmen der von der MPA erteilten Leimgenehmigung mehrere neue Verfahren zum berührungslosen Klebstoffauftrag in Zusammenarbeit mit Klebstoffherstellern in Betrieb genommen.

Für Brettschichtholz mit Lamellen aus der Holzart Meranti, welches von Architekten speziell aus gestalterischen Gründen zunehmend gewünscht wird, wurden im Auftrag der Industrie die Grundlagendokumente für die Erteilung allgemeiner bauaufsichtlicher Zulassungen durch das DIBt ausgearbeitet.

Im Bereich der Klebstofftechnologie ist die Prüfung und gutachtliche Bewertung einer neuen Klebstofffamilie (EPI) hervorzuheben, die ebenfalls in der Erteilung einer allgemeinen bauaufsichtlichen Zulassung durch das DIBt mündeten.

Für neuartige, großflächige Holzfassadensysteme wurden Zustimmungen im Einzelfall durch die jeweiligen Obersten Baubehörden der Länder erwirkt.



Versuchsaufbau



Lochauftreibung

**Abteilung Brandschutz:**

Dr. rer. nat. S. Lehner/Dr. rer. nat. S. Wies

Tel.: 685/ -62713 bzw. -62710

E-Mail: stefan.lehner@mpa.uni-stuttgart.de

stefan.wies@mpa.uni-stuttgart.de

Referat Brandverhalten von Baustoffen: Dr. rer. nat. S. Lehner, Dipl.-Ing. G. Müller

Referat Feuerwiderstand von Bauteilen: Dr. rer. nat. S. Wies

Hauptaufgabengebiet der Abteilung „Brandschutz“ ist die experimentelle Bestimmung des Brandverhaltens von Bauprodukten und des Feuerwiderstands von Bauteilen und damit verbunden die Tätigkeit als anerkannte Prüf-, Überwachungs- und Zertifizierungsstelle (PÜZ-Stelle) nach § 25 MBO für das Brandverhalten. Die Brandprüfstelle der MPA ist vom Wirtschaftsministerium Baden-Württemberg und vom DIBt in Berlin als PÜZ-Stelle sowie als Zulassungs-Prüfstelle für das Brandverhalten und die Feuerwiderstandsprüfung anerkannt.

Die von der Brandprüfstelle der MPA ausgestellten Prüf- und Überwachungsberichte, Übereinstimmungszertifikate, allgemeine bauaufsichtliche Prüfzeugnisse und Gutachten gelten damit in Deutschland als entsprechende brandschutztechnische bzw. bauaufsichtliche Nachweise.

Die Brandprüfstelle leistete im Jahr 2005 die Überwachung von insgesamt 450 Firmen im In- und Ausland mit rd. 1000 geprüften Produkten. Die Kunden verteilten sich etwa zur Hälfte auf das In- und Ausland. Einen wesentlichen Kundenkreis bildet die mittelständische baden-württembergische Bauwirtschaft.

Weiterer Schwerpunkt ist die Beratung von Firmen, Ingenieurbüros, Verbänden, Ministerien, Bauaufsichtsbehörden der Länder und des DIBt in brandschutztechnischen Fragen zum Einsatz von Baustoffen, Bauarten und Bauteilen und die Beratung und brandschutztechnische Begutachtung bei Zustimmungen im Einzelfall für Sonderbauprodukte/-bauweisen oder innovative Bauprodukte, bei der Erarbeitung von Sanierungs- und Brandschutzkonzepten und Ertüchtigungsmaßnahmen sowie bei gerichtlichen Beweisicherungsverfahren oder Streitfällen.

Im Rahmen der Aus- und Weiterbildung von Studenten und Feuerwehrleuten führte die Brandprüfstelle der MPA Demonstrationsversuche durch und hielt Schulungstermine ab.

Die Bestimmung von Brandverhalten und Feuerwiderstand als „wesentliche Anforderungen“ („essential requirements“) in der Bauproduktenrichtlinie wird auch im gemeinsamen europäischen Markt eine hohe Nachfrage erfahren.

Die Brandprüfstelle ist hierbei bei der Kommission der Europäischen Gemeinschaft nach Artikel 18 der Bauproduktenrichtlinie und §11 BauPG als europäisch anerkannte Brandprüfstelle („notified body“) gelistet. Aufgrund der hoheitlichen Prüf- und Überwachungstätigkeit wurden weiterhin Anerkennungen als Prüfstelle durch die See-Berufsgenossenschaft (SBG), den Germanischen Lloyd sowie Norske Veritas für die

Prüfung und Überwachung nichtbrennbarer Materialien für den Schiffbau gemäß den Zulassungen dieser Stellen ausgesprochen.

Die Abteilung Brandschutz führte Forschungs- und Entwicklungsarbeiten zur Verifizierung der neuen europäischen Brand-Prüfverfahren, speziell der neuen europäischen Zentral-Prüfmethode „SBI“ (Single Burning Item), und zum Nachweis möglicher Vergleichbarkeiten und Sicherheitsniveaus zu bisherigen nationalen Brandprüfmethoden und zur Entwicklung europäischer Kleinbrandverfahren durch und beteiligt sich an der Entwicklung von Prüfmethoden für neue Prüfungen des Brandverhaltens.

Die Abteilung verfügt mittlerweile über sämtliche Brandprüfeinrichtungen sowohl für das nationale als auch das neue europäische Prüf- und Klassifizierungssystem für das Brandverhalten und den Feuerwiderstand, darunter u.a.:

Verschmelzungs- und Beflammungs-Rauchdichteapparaturen, Dachprüfstand, Fußbodenprüfstand, Nichtbrennbarkeitsöfen, Laboratorien für Kleinbrennerversuche, Brandschacht, SBI-Prüfstand, Polsterverbundprüfstand, Kleinprüfstand, Wandofen, Deckenofen, Kombiofen, Stützenöfen, Rauchdichtheitsprüfstand, Dauerfunktionsprüfstände für Türen.



Wandprüfofen:

Prüfung einer Feuerschutztür nach DIN 4102-5 in einer Verglasung, kurz nach Beginn der Beflammung



Brandschacht nach DIN 4102-15: Beflammung der vier schachtartig angeordneten Proben mit einem quadratischen Gasbrenner

## Fachbereich Baukonstruktionen und Werkstofftechnik (Leiter: Prof. K. Maile)

<b>Abteilung Baukonstruktionen und Bauteilprüfung:</b>	
Dr.-Ing. D. Lotze/Dr.-Ing. R. Lehmann	
Tel.: 685/ -63585 bzw. -62218	
E-Mail: dieter.lotze@mpa.uni-stuttgart.de	rolf.lehmann@mpa.uni-stuttgart.de
Referat Metallbau, Schweißtechnik: Dr.-Ing. M.J. Greitmann, Dipl.-Ing. B. Hoffmann	
Referat: Massivbau, Verbundbau, Befestigungstechnik, Sonderkonstruktionen: Dr.-Ing. T. Jahn	
Referat Leichtbau, Glasbau, Fassaden: Dr.-Ing. R. Lehmann, Dipl.-Ing. G. Krüger	

Die Abteilung befasst sich mit dem Trag- und Verformungsverhalten von Bauteilen und Baukonstruktionen, deren Gebrauchstauglichkeit und Dauerhaftigkeit. Darin eingeschlossen sind Verbindungs-, Befestigungs- und Verankerungsmittel sowie Schweißverbindungen. Die Werkstoffe umfassen die ganze Breite des Bauwesens sowie des allgemeinen Anlagen- und Maschinenbaus: Metalle, z. B. Stahl, Aluminium und Kupfer, Eisen- und Stahlgusswerkstoffe, Betone, Glas, Keramik, Kunststoffe und Verbundwerkstoffe.

Zu klassischen Aufgaben der Abteilung gehören die Prüfung und Bewertung von Trägern für Brücken und Kranbahnen sowie von zerlegbaren Brücken, Fahrbahnplatten und -übergängen, Baustützen, Lehr- und Traggerüsten, Spanngliedern, Seilen und Seilverbindungen.

Neben der Bestimmung der statischen Tragfähigkeit und der Verformungen von Baukonstruktionen nehmen Untersuchungen zu Umwelt- und Klimaeinflüssen auf das Tragverhalten und die Dauerhaftigkeit von Bauteilen, Fragen zum Verhalten unter wiederholter Belastung (Dauerfestigkeit, Betriebsfestigkeit) und zum Werkstoffverhalten unter hohen Belastungsgeschwindigkeiten einen immer größeren Raum ein. Für diese experimentellen Untersuchungen stehen sowohl die klassischen Einrichtungen einer Materialprüfanstalt als auch modernste rechnergestützte, servohydraulische und servopneumatische Prüfanlagen zur Verfügung. Die gewonnenen Messdaten werden rechnergestützt erfasst, gespeichert, ausgewertet und für die weitere Analyse aufbereitet.

Das Jahr 2005 war geprägt von der anhaltend schwachen Baukonjunktur, die auch traditionell starke Bereiche der Abteilung wie z. B. die Überwachung von bauaufsichtlich zugelassenen Befestigungselementen, Wärmedämmverbundsystemen, Betonstahlverbindungen etc. zunehmend belastet. Dem konnte durch Aktivitäten in Forschungs- und Industrieprojekten gemeinsam mit den Instituten der Fakultät Bauingenieurwesen sowie durch die vermehrte Übernahme von Prüfungen und Begutachtungen im Zusammenhang mit speziellen Bauweisen und in Schadensfällen begegnet werden.

Parallel wurden durch Investitionen in die Prüf- und Messtechnik die Voraussetzungen für die Bewältigung künftiger Anforderungen weiter verbessert. Die Anschaffung eines dynamischen 6-achs-Reglers ermöglicht die Steuerung servohydraulischer Prüfeinrichtungen in komplexen Versuchskonfigurationen. Mit Hilfe eines neuen berührungslosen videooptischen Dehnungs- und Längenänderungsmeßsystems können die Prüfungen in der Betonstahlüberwachung effizienter durchgeführt sowie weitere variable Messaufgaben wahrgenommen werden. Ein leichtes tragbares Hydraulikaggregat erhöht künftig die Einsatzbereitschaft, wenn Prüfungen auf der Baustelle notwendig werden. Vorhandene elektromechanische Prüfmaschinen wurden modernisiert und die zugehörige Software wurde auf den aktuellen Stand gebracht. Neue Aufgabenbereiche können durch eine Fallhammeranlage mit bis zu 1300 kg Fallgewicht und bis zu 10 m Fallhöhe erschlossen werden, die in Kooperation mit Kunden in der Großversuchshalle installiert wurde.



Prüfung von Befestigungselementen unter mehr-axialer Beanspruchung im gerissenen Beton



Eisenbahn-Systemtechnik (EST) Duplex-Deformations-einheit vor und nach vollständiger Deformation und deren Anwendung am Fahrzeug

<b>Abteilung Werkstofftechnik:</b> Dr.-Ing. A. Klenk Tel.: 685/ -63968 E-Mail: andreas.klenk@mpa.uni-stuttgart.de
Referat Schwingprüfung: Dr.-Ing. G. Schellenberg
Referat Werkstoffprüfung: Dipl.-Ing. M. Rauch
Referat Stoffgesetze: Dr.-Ing. A. Klenk, Dr.-Ing. M. Ringel
Referat Komponentenprüfung: Dr.-Ing. W. Stadtmüller

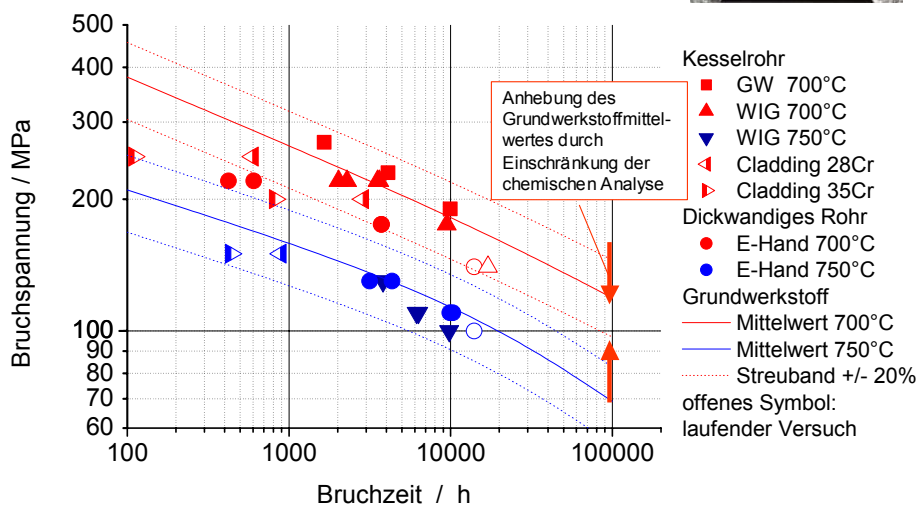
Die *Haupttätigkeitsfelder* der Abteilung Werkstofftechnik liegen in den Bereichen Werkstoff- und Bauteilprüfung sowie Entwicklung numerischer Beschreibungen für das Werkstoff- und Bauteilverhalten. Die Abteilung ist in die Referate Werkstoffprüfung, Schwingprüfung, Komponentenprüfung und Stoffgesetze gegliedert, die sich schwerpunktmäßig mit Werkstoffprüfungen bei erhöhten Temperaturen unter statischer und Kriechermüdingsbeanspruchung, Werkstoff- und Bauteilprüfungen bei schwingender Beanspruchung, Innendruck- und Großbauteilprüfungen sowie Entwicklung und Anwendung von Werkstoffbeschreibungen in erster Linie in numerischen Berechnungen mit der Finite-Elemente-Methode befassen.

Im Jahr 2005 wurden hierzu eine Vielzahl von Aufträgen aus der Industrie abgewickelt, die vom einfachen Zeitstandversuch an Aluminiumlegierungen für Kolben in Rennmotoren über Innendruckprüfungen an Komponenten von Common-Rail-Einspritzsystemen bis zur komplexen mehrachsialen Prüfung von Krankomponenten reichen. Darüber hinaus erfolgte Beratung in Fragen der Werkstoffauswahl und –beurteilung für unterschiedlichste Anwendungsbereiche, und es wurden Berechnungen für warmgehende Bauteile durchgeführt.





Bilder: Alstom Power Boiler GmbH, Stuttgart



#### Schweißverbindung aus Alloy 617 und deren Zeitstandverhalten

Im Bereich Forschung und Entwicklung lag ein wesentlicher Schwerpunkt auf der Entwicklung und Werkstoffqualifizierung für hocheffiziente Kohlekraftwerke. Vor dem Hintergrund, dass in den nächsten 20 Jahren in Europa ein Bedarf für rd. 300000 MW elektrischer Leistung entstehen wird, der in erster Linie durch den Einsatz von hocheffizienten Gas- und Dampf-Kraftwerken gedeckt werden muss, ist eine konsequente Anwendung neuer Technologien bei diesen Kraftwerken notwendig, auch um den CO<sub>2</sub>-Ausstoß von Energieerzeugungsanlagen zu senken. Die Realisierung höchster Wirkungsgrade in Dampfkraftwerken wird wesentlich von den Entwicklungen in der Werkstofftechnik beeinflusst, da bei der Anhebung der Dampfparameter auf Temperaturen im Bereich bis 720 °C dem Werkstoff eine zentrale Bedeutung zukommt. Die Kompetenz der MPA Universität Stuttgart bei der beanspruchungsgerechten *Qualifizierung und Optimierung von modernen Werkstoffen* und der *numerischen Simulation* der spezifischen Bauteilbeanspruchungen zur Ermittlung hochbeanspruchter Bauteilbereiche, der Optimierung des Designs und der Darstellung der Schädigungsentwicklung, der Versagenszeit und des Versagensortes fließt derzeit in mehrere Projekte ein:

Im Jahr 2005 wurde das von der AVIF und dem Bundesministerium für Wirtschaft geförderte Vorhaben MARCKO-DE2 (MARCKO = Materialrealisierung CO<sub>2</sub>-armes Kohle-

kraftwerk): „Neue Rohrwerkstoffe für Dampferzeuger mit Wirkungsgraden über 50 %“ abgeschlossen, das sich mit der Weiterentwicklung des Nickelbasis-Werkstoffs Alloy 617 und dessen Schweißverbindungen beschäftigte. Mit dem in Zusammenarbeit mit Werkstoffherstellern (DMV Stainless, Thyssen-Krupp VDM, UTP Schweißmaterial), Kraftwerks- und Komponentenherstellern (Alstom Power Boiler, Babcock Hitachi Europe) und der VGB durchgeführten Projekt konnten ein Werkstoff mit hoher Zeitstandfestigkeit auch im verarbeiteten Zustand und optimierte Schweißverbindungen erarbeitet werden.

Diese Arbeiten finden in dem laufenden Projekt MARCKO 700 ihre Fortsetzung, in dem die gesamte für Kessel- und Rohrleitungskomponenten notwendige Werkstoffpalette vom 2<sup>1/2</sup>%-Chromstahl T24 über martensitische Stähle bis zur Nickelbasis-Legierung unter einsatzrelevanten Bedingungen qualifiziert werden. An der MPA Stuttgart wird hierzu ein Prüfstand errichtet, in dem Membranwandabschnitte unter Wasserdampfbedingungen bei Temperaturen bis zu 700°C geprüft werden können.

Zwei weitere Projekte der Abteilung im Rahmen dieser Thematik werden innerhalb der neuen Forschungsinitiative KW 21 (Kraftwerke des 21. Jahrhunderts) der Länder Baden-Württemberg und Bayern durchgeführt. Im Projekt DT6 werden Fragestellungen zu Schweißverbindungen von Turbinenbauteilen für das 700°C-Kraftwerk betrachtet. Das in Zusammenarbeit mit dem Institut für Verfahrenstechnik und Dampfkesselwesen bearbeitete Projekt DE1 entwickelt und verifiziert Algorithmen zur Simulation der Lebensdauer unter Berücksichtigung von realen Feurraumbedingungen und Auswirkungen von Korrosion und Oxidation auf Kesselbauteile.

Innerhalb der Coorettec-Initiative arbeitete die MPA Stuttgart intensiv mit an Projektdefinitionen und –spezifikationen und ist maßgeblich an Projekten zur Qualifizierung von Schmiedeteilen aus Nickelbasislegierungen und martensitischen Werkstoffen, zur Untersuchung von Korrosion und Verschlackung in Kesselbauteilen und zur Qualifizierung von zerstörungsfreien Prüfverfahren für Nickelbasislegierungen und deren Schweißverbindungen beteiligt. Dies ergänzt die Aktivitäten zur Bereitstellung von Werkstoffen und Lösung von Problemen bei der Verarbeitung und Herstellung von Komponenten für Kessel-, Rohrleitungssystem und Turbine des 700°C-Kraftwerks.

Das europäische COST 536-Programm dient zur Entwicklung von neuen martensitischen Hochleistungsstählen. Die MPA Stuttgart ist hierbei mit mehreren Teilprojekten beteiligt, unter Federführung der Abteilung stehen Projekte zur Untersuchung und Simulation von Schweißverbindungen und deren Optimierung.

Die Charakterisierung und Qualifizierung von modernen Werkstoffen ist ein traditionelles Arbeitsgebiet der MPA Stuttgart. Ein immer größeres Gewicht gewinnt dabei die beanspruchungsgerechte Charakterisierung: hier stand die Ermittlung des Einflusses der Mehrachsigkeit der Beanspruchung auf das Werkstoffverhalten (Verformung, Schädigungsentwicklung, Versagen) im Vordergrund. Untersuchungen an bauteilnahen Proben bzw. Bauteilmodellen bis hin zu realen Bauteilen unter Kombination experimenteller und numerischer Methoden erlauben die Erprobung und Validierung neuer Berech-

nungsverfahren und geben Aufschluss auf die adäquate Berücksichtigung von komplexen Beanspruchungszuständen und –verläufen bei der Auslegung und im Betrieb von Bauteilen sowie bei der Beurteilung von Störfallbedingungen wie der im Jahr 2005 abgeschlossenen Charakterisierung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens von in kerntechnischen Anlagen verwendeten Feinkornbaustählen unter Schadensfallbedingungen bei höchsten Temperaturen (Projekt Kurzzeitstandverhalten).

Die Charakterisierung des Mehrachsigkeitseinflusses auf Verformung und Schädigung von Schmiede- und Gussteilen aus verschiedenen 10-11%-Chromstählen, das in Zusammenarbeit mit namhaften Schmiedern, Turbinenherstellern, dem Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt und dem Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM) in Freiburg durchgeführt wurde, mündete in Stoffgesetze und mathematische Beschreibungen von Versagensbedingungen. Die Ermittlung kennzeichnender langzeitiger Werkstoffeigenschaften im verarbeiteten Zustand standen im Vordergrund bei einem laufenden Projekt zur Qualifizierung eines neuen kobalt-legierten 12%-Chromwerkstoffes.

Numerische Simulation der Bauteilbeanspruchung und der Schädigungsentwicklung. Die Anwendung analytischer Berechnungsmethoden stößt bei komplexen Beanspruchungssituationen, wie z. B. der Überlagerung von Kriechen und Ermüden oft an ihre Grenzen. Das Ziel der numerischen Simulation ist es, das temperatur- und zeitabhängige globale und lokale Bauteilverhalten exakt im Hinblick auf Spannungs- und Verformungszustände zu beschreiben sowie die Vorgänge der Spannungsumlagerung infolge der Lastumkehr, z. B. bei An- und Abfahrten zu simulieren und ihre Auswirkungen auf das Spannungsniveau während der anschließenden Phase statischer Beanspruchung zu ermitteln. Die Beschreibung des inelastischen Werkstoffverhaltens unter mehrachsiger Beanspruchung erfordert den Einsatz fortgeschrittener Werkstoffgesetze, welche die Wechselwirkung zwischen Kriechen und Ermüden erfassen können, wie das Modell nach Chaboche-Nouailhas. Dieses wie auch auf Kriechgleichungen basierende Stoffgesetze offerieren in der Anwendung in Finite-Elemente-Programmen erweiterte Möglichkeiten, das Schädigungsverhalten in die Werkstoffgesetzmäßigkeit einzubeziehen. Für die bislang auf phänomenologischer Basis arbeitenden Schädigungsparameter werden derzeit im Rahmen des Vorhabens „Schädigungsentwicklung“ Gesetzmäßigkeiten zur Quantifizierung und Beschreibung mikrostruktureller Befunde zur Schädigung ermittelt und umgesetzt. Mit den Modellen wird es möglich, hochbeanspruchte Bauteilbereiche zu ermitteln und auf dieser Grundlage eine Optimierung des Designs und die Darstellung der Schädigungsentwicklung, der Versagenszeit und des Versagensortes vorzunehmen. Die Modelle flossen in eine im Rahmen eines Forschungsvorhabens entwickelte „Werkstoffmodelldatenbank“ ein. Komplexe Stoffgesetze wurden angewandt und weiterentwickelt in Vorhaben zur Beschreibung des Ermüdungs- und Verschleißverhaltens von Schaufel-Scheibe-Verbindungen in Dampfturbinen und – im Rahmen eines europäischen Projektes („Integrity“) – zur Untersuchung des Verhaltens von Reparatur-schweißverbindungen.

In einem weiteren Projekt, in dem die Bauteilbeanspruchung im Vordergrund stand, werden Großladungsträger für die Automobilindustrie optimiert. Die Beschreibung der Auswirkung von Radiolysegasdetonationen in kerntechnischen Anlagen ist Gegenstand eines Vorhabens aus der Reaktorsicherheitsforschung.

Neben der Charakterisierung von Gebrauchs- und Langzeiteigenschaften bildet auch die Beurteilung von herstellungsbedingten Fehlstellen, Ungängen oder Rissen sowie herstellungsbedingten Rissen in warmgehenden Bauteilen mit Hilfe bruchmechanischer Methoden einen Arbeitsschwerpunkt. Die Werkstoffcharakterisierung und die Beschreibung der Bauteilbeanspruchung erfolgt mit den bruchmechanischen Parametern  $K$  (Spannungsintensitätsfaktor) und  $C^*$ , die eine Bewertung von Rissinitiierung und -fortschritt bei Kriech- und Kriechermüdungsbeanspruchung erlauben. Mit dem Vorhaben Berechnung von Risseinleitung und Rissfortschritt in Hochtemperaturbauteilen konnten in Zusammenarbeit mit dem IfW Darmstadt und namhaften Turbinenherstellern die Ergebnisse langjähriger Forschungsarbeiten in Form einer konsolidierten Datenbank mit Risseinleitungs- und -fortschrittsdaten von 22 Werkstoffen für Kraftwerkskomponenten und einem integrierten Software-Werkzeug zur Berechnung von Kriech- und Kriechermüdungsrissinitiierung und -fortschritt in Bauteilen zusammengefasst und für die industrielle Nutzung anwendbar gemacht werden. Weitere Projekte befassten sich mit dem Rissverhalten von modernen 9-10%-Chromstählen und Nickelbasislegierungen.

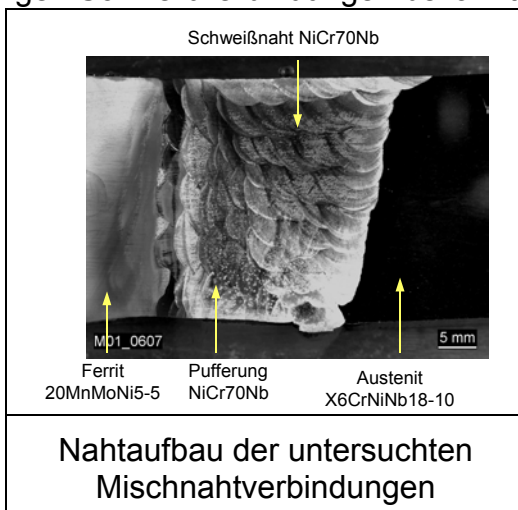
In Zusammenarbeit mit dem IfW Darmstadt und einer Reihe von Gießereien wurden Sphärogusswerkstoffe im Hinblick auf Anwendung bei erhöhten Temperaturen bis 500°C untersucht. Die MPA Stuttgart entwickelte im Rahmen dieses Vorhabens ein Fehlertolerierungskonzept sowie ermittelte bruchmechanische Kennwerte für unlegierte und niedriglegierte Sphärogusswerkstoffe.

## Fachbereich Berechnung, Auslegung und Betriebsverhalten (Leitung: Prof. E. Roos)

<b>Abteilung Berechnung:</b> Dipl.-Ing. X. Schuler/Dr.-Ing. L. Stumpfrock Tel.: 685/ -62601 bzw. -63041 E-Mail: xaver.schuler@mpa.uni-stuttgart.de ludwig.stumpfrock@mpa.uni-stuttgart.de
Referat Mikrostrukturmechanik, Nanosimulation: Dr. rer. nat. E. Soppa
Referat Schädigungsmodelle: NN
Referat Numerische Bauteilanalyse: Dr.-Ing. L. Stumpfrock
Referat Beanspruchungsanalyse und Integritätsbewertung: Dr.-Ing. K.-H. Herter, Dr.-Ing. U. Eisele

### Komponentenversuche und numerische Analysen zur Bewertung des Tragvermögens von Rohrleitungen mit Mischnahtverbindungen

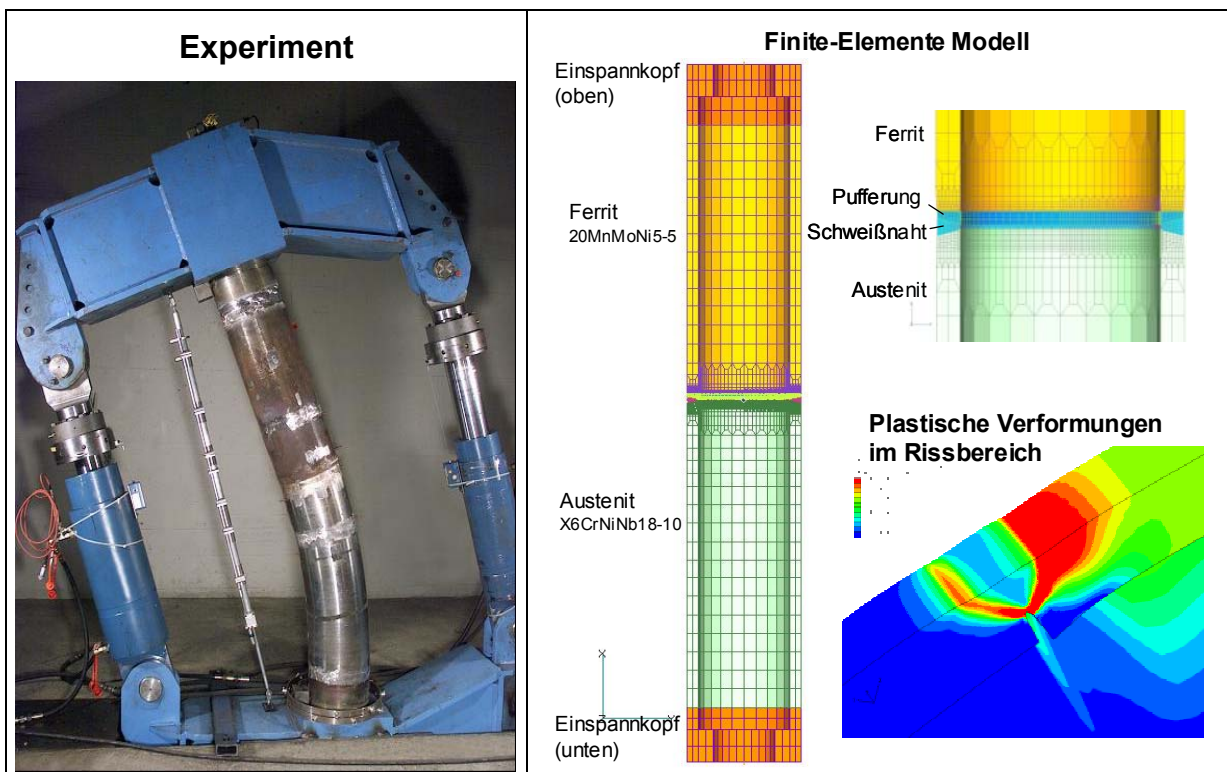
Unterschiedliche Anforderungen an die Festigkeit oder Korrosionsbeständigkeit von Rohrleitungen im Anlagenbau erfordern die Verwendung verschiedener metallischer Werkstoffe und deren Verbindung durch Mischnähte. Solche Mischnahtverbindungen, bei denen z. B. niedriglegierte ferritische Stähle mit austenitischen Stählen verschweißt werden, sind im Anlagenbau weit verbreitet und werden auch in sicherheitsrelevanten Bereichen eingesetzt. Aufgrund der unterschiedlichen Werkstoffe der beteiligten Fügepartner und des komplexen Eigenspannungszustandes liegt in Mischschweißverbindungen ein inhomogener Werkstoff- und Beanspruchungszustand vor. Dies hat zur Folge, dass Risse in einer Mischschweißverbindung deutlich unterschiedliche Versagensabläufe hervorrufen können, als dies von Rissen im Grundwerkstoff oder bei gleichartigen Schweißverbindungen bekannt ist.



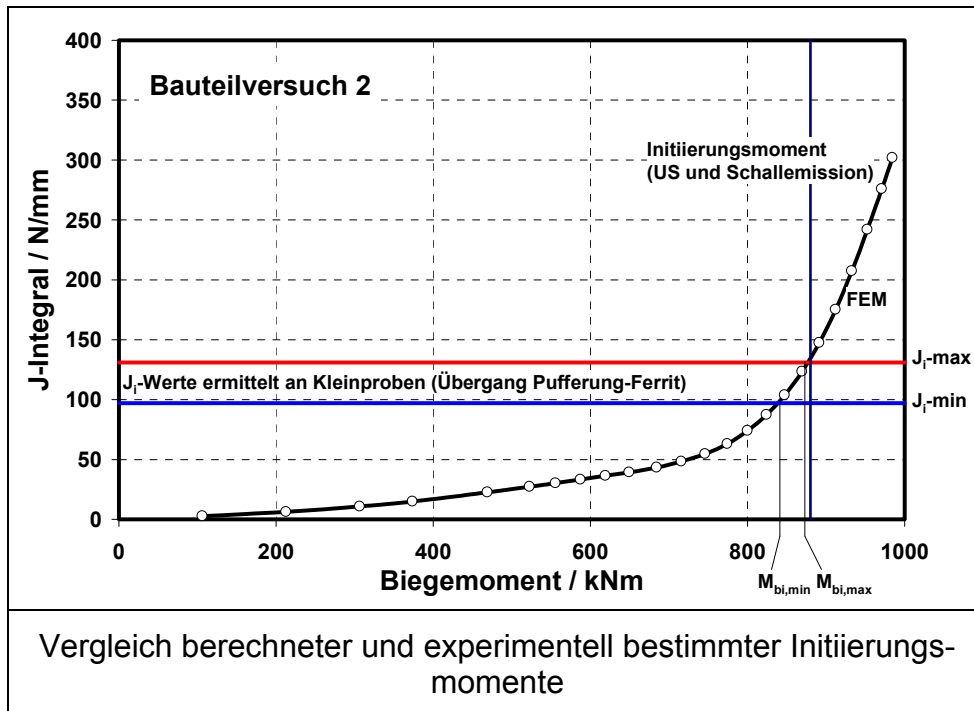
Im Rahmen zweier Forschungsvorhaben wurden experimentelle und analytisch/numerische Untersuchungen an Rohren mit Mischnähten der Nennweite DN300 und DN80 unter Berücksichtigung unterschiedlicher Fehlerkonfigurationen durchgeführt. Neben den integren Rohren wurden Rohre mit Umfangsfehlern an der Innenoberfläche mit Tiefen bis zu 75% der Wanddicke sowie wanddurchdringenden Fehlern mit bis zu 120° Umfangserstreckung betrachtet. Die ferritischen Rohrabschnitte waren aus dem Werkstoff 20MnMoNi5-5 (1.6310) gefertigt, die austenitischen aus X6CrNiNb18-10 (1.4550). Für die Pufferung und die Verbindungsnaht wurde eine Nickellegierung verwendet. Die Belastung erfolgte in Form eines konstanten Innendrucks mit überlagertem zunehmendem Biegemoment.

Diese Komponentenversuche haben gezeigt, dass das globale Tragverhalten der untersuchten Mischschweißverbindungen im wesentlichen durch den niederfesten Austenit bestimmt wird.

Die Komponentenversuche bildeten auch die Grundlage für die Bewertung und Optimierung verschiedener analytischer und numerischer Berechnungsverfahren zur Analyse des Tragvermögens der rissbehafteten Mischnahtverbindungen. Insbesondere die durchgeführten Finite-Elemente Berechnungen haben gezeigt, dass es damit möglich ist, sowohl das globale Trag- und Verformungsverhalten als auch lokale Größen wie das Rissöffnungsverhalten mit guter Genauigkeit zu simulieren.



Bruchmechanische Bewertungen bezüglich Rissinitiierung auf der Grundlage des berechneten J-Integrals und der Rissinitiierungswerte  $J_i$  ermittelt an Kleinproben (SE(B) 15x30) ergaben in allen Fällen eine auf der sicheren Seite liegende Bewertung.



*Untersuchungen zur Ableitung von bruchmechanischen Bewertungskurven von Stählen in Tieflage, Übergangsbereich und Hochlage der Zähigkeit mit Schwerpunkt Masterkurve-Konzept.*

Zur Quantifizierung der unterschiedlichen Einflussfaktoren auf die Masterkurve wurden im Rahmen des vom BMWA geförderten Forschungsvorhabens „Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken“ zahlreiche Versuche und numerische Analysen durchgeführt.

Mit Hilfe von metallografischen und fraktografischen Untersuchungen sowie begleitender Finite Elemente Simulationen wurden die Vorgänge bei der Bruchentstehung untersucht. Diese Untersuchungen führten zu einem besseren Verständnis der temperaturabhängigen Vorgänge bei der Bruchauslösung. Mit Hilfe der Finiten Elemente Berechnungen wurden die Ursachen der Einflussfaktoren auf die Masterkurve dargestellt. Schädigungsmechanische Finite Elemente Berechnungen mit dem Versagensmodell nach Beremin zeigen, dass das Modell im unteren Übergangsbereich der Zähigkeit die Sprödbrechinitiierung unabhängig von der Geometrie, der Größe, der Rissfrontlänge, der Risstiefe und der Temperatur vorhersagt. In der Hochlage beschreibt das Rousellier Modell zuverlässig die Initiierung und das stabile Risswachstum. Die Untersuchungen haben die Anwendbarkeit des Initiierungskonzepts auch im Übergangsbereich der Zähigkeit bestätigt. Durch statistische Analysen der Versuchsdaten wurden Grundlagen für die Festlegung erforderlicher Sicherheitsmargen bei der sicherheitstechnischen Anwendung des Masterkurve-Konzepts geschaffen.

**Weitere Aktivitäten in Kürze**

Durchführung von Werkstoffqualifikationsprogrammen zur Qualifizierung hochfester Stähle und deren Schweißverbindungen für den Einsatz in druckführenden Komponenten.

Bewertung der Integrität der Druckrohrleitung und ihrer Komponenten eines Wasserkraftwerkes einschließlich tiefbautechnischer Fragestellungen, Ableitung von Empfehlungen für Sanierungs- und Überwachungsmaßnahmen.

Das EU-Forschungsvorhaben „Safe Pipes“ wurde in diesem Jahr unter maßgeblicher Beteiligung der MPA Stuttgart begonnen. Das Vorhaben befasst sich mit der Sicherheitsbewertung und dem Lebensdauermanagement industrieller Rohrleitungssysteme.

Im Rahmen der Bundesforschung wurde mit der Durchführung der beiden BMWA Forschungsvorhaben „Nachweis der Ermüdungsfestigkeit bei kerntechnischen Komponenten aus ferritischen und austenitischen Werkstoffen“ und „Anwendbarkeit technischer Ersatzkennwerte für duktile Rissinitiierung in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes“ begonnen.

Gutachterliche Tätigkeiten zum Alterungsmanagement von mechanischen Komponenten und Baustrukturen in Kernkraftwerken, insbesondere Erstellung von Anforderungskatalogen zu Alterungsmanagement und Alterungsüberwachung mechanischer Komponenten und im Bereich der Bautechnik in baden-württembergischen Kernkraftwerken.

<b>Abteilung Beanspruchungsanalysen:</b>
Dr.-Ing. H. Kockelmann
Tel.: 685/ -62578
E-Mail: <a href="mailto:hans.kockelmann@mpa.uni-stuttgart.de">hans.kockelmann@mpa.uni-stuttgart.de</a>
Referat Dichtungstechnik: Dipl.-Ing. R. Hahn
Referat Experimentelle Spannungsanalyse: Dipl.-Ing. S. Haas
Referat Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung: Dipl.-Phys. U. Mayer, Dipl.-Ing. K.-W. Hippelein

Die Tätigkeiten in der Abteilung „Beanspruchungsanalysen“ beinhalten schwerpunktmäßig Dienstleistungen an Bauteilkomponenten des Maschinen- und Anlagenbaus für Betreiber von Energieerzeugungsanlagen (konventionelle und nukleare Kraftwerkstechnik) und (Petro-) Chemieanlagen, die technische Überwachung im Auftrag von Aufsichtsbehörden, gutachterliche Tätigkeiten sowie Forschungsarbeiten.

Im Rahmen von Sicherheitsanalysen werden zur Beschreibung und Quantifizierung des Versagensverhaltens rissbehafteter Strukturen neben dem Konzept der plastischen Grenzlast Verfahren der Bruchmechanik herangezogen. Konzepte zur Beschreibung



des Bruchwiderstandes basieren bei linear-elastischem Materialverhalten auf dem Spannungsintensitätsfaktor  $K$ , bei elastisch-plastischem Materialverhalten auf dem  $J$ -Integral. Bei dynamisch belasteten Komponenten können Belastungs- oder Formänderungsgeschwindigkeiten auftreten, die eine Berücksichtigung dieser dynamischen Beanspruchungsparameter und die Kenntnis der mechanisch-technologischen und bruchmechanischen Kennwerte in Abhängigkeit von Temperatur und Dehnungsgeschwindigkeit erfordern.

Die Abteilung „Beanspruchungsanalysen“ verfügt über fortschrittliche analytische und experimentelle Methoden zur Ermittlung von Beanspruchungen (Spannungen, Verformungen, Verschiebungen, Beschleunigungen, Temperaturen, u.a.) in mechanischen Komponenten des Maschinen- und Anlagenbaus, der Verkehrstechnik u. a. m., auch unter extremen Bedingungen (z. B. hohe Beanspruchungsgeschwindigkeit und kritische Umgebungsbedingungen). Des Weiteren unterhält die Abteilung ein leistungsfähiges Labor für die Untersuchung von Elementen für Dichtverbindungen in der Anlagentechnik (Flanschverbindungen, Mann- und Handlöcher in druckführenden Rohrleitungen und Apparaten; Stopfbuchsabdichtungen in Armaturen).

Die Abteilung „Beanspruchungsanalysen“ ist vom DAP Deutsches Akkreditierungssystem Prüfwesen GmbH nach DIN EN ISO/IEC 17025:2000 für alle verfügbaren Methoden der experimentellen Beanspruchungsanalyse und für die Dichtungsprüfung akkreditiert, vom Kraftfahrt-Bundesamt (KBA-P 00018-95) und der Zentralstelle der Länder für Sicherheitstechnik (ZLS-P-150/97) für die Zulassungsprüfung von Rückhaltesystemen (auch mit Airbag und Gurtstraffern), Kindersitzen, Motorradhelmen und die Prüfung anderer Schutzhelme nach Geräte- und Produktsicherheitsgesetz bzw. der EU-Richtlinie für persönliche Schutzausrüstungen. Auch für die Prüfung von Dachgepäckträgern und Ladegutsicherungen wird die dynamische Schlittenprüfung eingesetzt.

### **Einige Schwerpunkte der Aktivitäten im Jahre 2005**

- Optimierung der Auslegung von Flanschverbindungen mit Flanschen aus glasfaserverstärktem Kunststoff. Hierzu wurde im Februar 2005 ein von AiF (Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen "Otto von Guericke" e.V.) und DECHEMA (Gesellschaft für Chemische Technik und Biotechnologie e.V.) gefördertes Forschungsvorhaben angegangen (Laufzeit 2 Jahre).
- Entwicklung eines „alternativen Prüfverfahrens“ mit flüssigen und gasförmigen organischen Prüfmedien anstelle von Helium für den Nachweis der Hochwertigkeit von Dichtelementen nach TA Luft und VDI 2440. Dieses Prüfverfahren ging in die von der chemischen Industrie herausgegebenen PAS 1050 (Leitfaden zur Umsetzung der TA Luft in der chemisch-pharmazeutischen Industrie) ein.
- Nachweis der Ausblässicherheit von Flanschdichtungen. Hierzu wurde im Juli 2005 ein von AiF und DECHEMA gefördertes Forschungsvorhaben begonnen (Laufzeit 18 Monate).
- Eigenspannungsmessungen an gusstechnischen Großkomponenten

- Schwingungsanalysen an MAUT-Brücken
- experimentelle und numerische dynamische bruchmechanische Sicherheitsanalysen an Großbauteilen.
- Umfangreiche Industrieprojekte zur Charakterisierung des Fließverhaltens bei erhöhten Dehnraten und verschiedenen Temperaturen für eine große Anzahl unterschiedlicher Werkstoffe.
- Optimierung der Versuchsführung und der Messtechnik für die Ermittlung dynamischer Stauchfließkurven.
- Teilnahme an nationalen und internationalen Ringversuchen im Bereich Rückhaltesysteme, Helmprüfungen und Ermittlung dynamischer Fließkurven.

### Sonstige Neuigkeiten

- Inbetriebnahme einer neuen Instron-Steuerung an der Schnellzerreißmaschine VHS100/20 (100kN, 20m/s) und eines neuen für hohe Geschwindigkeiten optimierten Wegaufnehmer.
- Erfolgreiche Reakkreditierung durch das Kraftfahrt-Bundesamt.
- Aquisition neuer Kunden im Bereich „Prüfung von Motorradhelmen“ nach entsprechenden prüftechnischen Investitionen.
- Übernahme eines an der MPA ausgebildeten Industriemechanikers und erfolgreiche Einarbeitung.

#### Abteilung Lebensdauermanagement:

Dr. A. Jovanovic

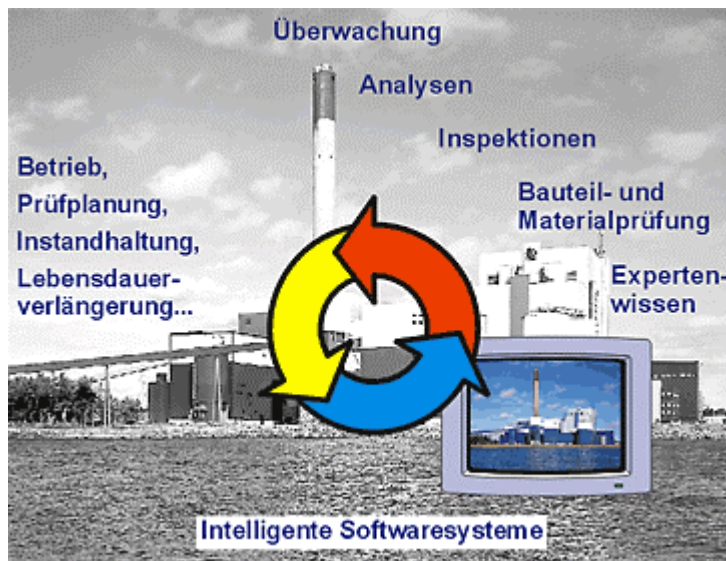
Tel.: 685/ -63007

E-Mail: [aleksandar.jovanovic@mpa.uni-stuttgart.de](mailto:aleksandar.jovanovic@mpa.uni-stuttgart.de)

Referat Betriebsdatenmanagement: Dipl.-Ing. D. Balos

Referat: Überwachungssysteme: Dipl.-Ing. D. Colantoni

Die Abteilung befasst sich schwerpunktmäßig mit der Optimierung der Instandhaltung, der Lebensdauer und dem Lebensdauermanagement von Industrieanlagen (z.B. Kraftwerke, Prozessanlagen) mittels moderner Methoden der Überwachung und Analyse. Dabei stehen die Anforderungen der Industrie wie: Senkung der Betriebs- und Wartungskosten, Optimierung des Lebensdauermanagements bzw. der Instandhaltungsstrategie, Steigerung der Verfügbarkeit, Zuverlässigkeit und Sicherheit, Vermeidung von Schadensfällen und die Verlängerung der Betriebszeit ganz im Vordergrund.



Die praktischen Aufgaben der Abteilung im Jahre 2005 lagen vor allem auf dem Gebiet der Umsetzung standardisierter und neu entwickelter Methoden zum Lebensdauermanagement mit Hilfe des ALIAS-Softwaresystems (Advanced Life Assessment System), das als Standardüberwachungssystem zur Ermittlung der rechnerischen Erschöpfung von TRD überwachungspflichtigen Bauteilen in über 50 Dampfkraftwerken weltweit eingesetzt wird. Der Vorteil des Systems besteht in seinem modularen Aufbau, der es erlaubt, auch Belastungen, die in der TRD-Auslegung nicht vorgesehen sind, z. B. Verschiebungen, in die Berechnung der Erschöpfung einzubeziehen. Ferner ist es aufgrund der integrierten Datenbank (Ermüdungskurven, Zeitstandkurven, Kurzzeitfestigkeitskennwerte etc.) möglich, individuelle Berechnungen durchzuführen. Auf dem Gebiet Forschung hat die Abteilung auch an EU-Projekten auf dem Gebiet Lebensdauermanagement (z.B. „Dissemination of the uncert codes of practice and uncertainty in mechanical testing“ (UNCERT), „Risk Based Inspection and Maintenance Procedures for European Industry“ (RIMAP), „Effective application of the Time of Flight Diffraction (TOFD) method for weld inspection at the manufacturing stage of pressure vessels“ (TOFDProof)) teilgenommen. Darüber hinaus wurde die Vorbereitung für das 7. Rahmenprogramm der EU im Rahmen der Technologieplattformen Werkstoffe - „European Technology Platform on Advanced Engineering Materials and Technologies“ (EuMaT) ([www.eumat.org](http://www.eumat.org)), Industrial Safety ([www.industrialsafety-tp.org](http://www.industrialsafety-tp.org)) und „European Pressure Equipment Research Council“ (EPERC) (Druckgeräte) fortgesetzt. Die Produkte der Abteilung (Materialdatenbanken, Fallstudienbanken, Berechnungsmodule zur Lebensdauer- und Erschöpfungsberechnung) werden weiterhin als standardisierte Softwarepakete ("Lösungspakete") zur Lebensdauer- bzw. Erschöpfungsberechnung, zur Schadensanalyse sowie zur Planung und Optimierung von Bauteilprüfungen und Instandhaltung bei den Industriekunden eingesetzt.

## Fachbereich Erhaltung von Bauten und Anlagen (Leitung: Prof. Dr.-Ing. U. Nürnberger, Dr.-Ing. J. Föhl)

<b>Abteilung Bautenschutz und Bauchemie:</b> Dr. rer. nat. G. Volland/Dr. rer. nat. G. Grassegger-Schön Tel.: 685/ -66740 bzw. -62705 E-Mail: gerhard.volland@mpa.uni-stuttgart.de gabriele.grassegger-schoen@mpa.uni-stuttgart.de
Referat Analytik, Umweltschutz: Dr. rer. nat. G. Krause, Dr. rer. nat. G. Zöltzer
Referat Bautenschutz, Denkmalschutz: Dr. rer. nat. G. Grassegger-Schön, Dr. rer. nat. F. Grüner
Referat Wasserstoffeinfluss: Dr. rer. nat. P. Deimel

Im Vordergrund der Arbeiten im Referat „Analytik, Umweltschutz“ standen Untersuchungen zur Wirkung schwer flüchtiger toxischer organischer Verbindungen wie dioxin-ähnliche polychlorierte Biphenyle (PCB) und Weichmachern auf Basis von Phthalaten auf Innenraumlufte und Hausstaub. Im Rahmen von Forschungsaufträgen und Drittmittelprojekten wurden systematische Zusammenhänge zwischen Quellen (Baustoffen) und Innenraumlufte resultierend aus unterschiedlichen baulichen und klimatischen Bedingungen untersucht. Daneben wurde die Notwendigkeit von Sanierungsmaßnahmen in schadstoffbelasteten Gebäuden ermittelt und Sanierungskonzepte für eine Reihe von Hochschulgebäuden in Baden Württemberg entwickelt. Untersuchungen und Gutachten zu einer Reihe von Schadensfällen an Bauteilen aus dem Maschinenbau und Baustoffen im Zusammenhang mit der Wirkung organischer Betriebshilfsstoffe (Öle, Fette) auf metallische und polymere Werkstoffe, sowie Untersuchungen zur Identifizierung und Quantifizierung organischer Inhaltsstoffe in verschiedensten Werkstoffen waren ein weiterer Arbeitsschwerpunkt.

Im Jahr 2005 begutachtete das Referat „Bautenschutz, Denkmalschutz“ zahlreiche Schadensfälle, im Bereich Natursteine, mineralische Baustoffe und historische Baustoffe, und tätigte Vor- oder Begleituntersuchungen zu großen Sanierungen. Die Untersuchungen erfolgten überwiegend an denkmalgeschützten Bauwerken im In- und Ausland (z.B. Ulmer Münster, Schloss Favorite/Rastatt, Schloss Monrepos/Ludwigsburg, Mount Rushmore South Dakota, Die Verbotene Stadt/Peking), aber auch an modernen Bauteilen und Baustoffen im Bereich des Bautenschutzes. Hierzu wurden technische, chemische und physikalische Verfahren eingesetzt und Sanierungsempfehlungen entwickelt. Die Arbeitsgruppe stand somit einem breiten Spektrum von Kunden zur Verfügung, die über Denkmalpflegeorgane, Bauherren, Baustoffhersteller, Baufirmen bis zu Kirchen- und Schlossverwaltungen reichte. Außerdem plante und beantragte das Referat die Beteiligung an mehreren Forschungsvorhaben im Bereich Denkmalschutz und unter-

stützte andere MPA Bereiche durch ergänzende analytische Untersuchungen und Messungen.

Untersuchungen an Werkstoffen für Komponenten, die wasserstoffbeaufschlagt werden, standen im Vordergrund der Forschungsaktivitäten und der Industrieaufträge im Referat „Wasserstoffeinfluss“. Dabei handelte es sich sowohl um Flüssigwasserstoff als auch um Druckwasserstoff bei  $-50\text{ °C}$ , Raumtemperatur und erhöhter Temperatur bis  $150\text{ °C}$ . Die Werkstoffe waren martensitische, austenitische, ferritische Stähle sowie Gusswerkstoffe und Aluminiumlegierungen. Die Einsatzgebiete dieser Werkstoffe sind Kompressoren, Druckbehälter, Tanks, Motor- und Flugzeugkomponenten. Neben der Erfassung des Einflusses von Wasserstoff und in einigen Fällen auch von Prozessgas auf die Kennwerte des Zugversuchs dienten die Versuche unter zyklischer Zugschwellbeanspruchung und quasi-statischer Belastung der Charakterisierung des Ermüdungs- und Bruchmechanikverhaltens.

**Abteilung Anlagenschutz:**

Dr.-Ing. K. Menzel

Tel.: 685/ -66702

E-Mail: klaus.menzel@mpa.uni-stuttgart.de

Referat Korrosion und Korrosionsprüfung: Dr. rer. nat. H. Ochs, Dipl.-Ing. W. Beul

Referat Tribologie: Dr.-Ing. J. Föhl

Referat Oberflächentechnik: Dr.-Ing. K. Berreth

Die Abteilung befasst sich schwerpunktmäßig mit der Wechselwirkung von Bauteilen und Werkstoffen mit ihrer Umgebung mit dem Ziel der Erhaltung der Gebrauchsfähigkeit und der Schadensvermeidung sowie mit Korrosion und Korrosionsschutz metallischer Werkstoffe, Verschleiß, Oberflächentechnik, Beschichtungen und speziellen Fragestellungen (z.B. Rissentstehung- und Ausbreitung in Medien der Kraftwerkstechnik). Fachlich wird der Bereich durch interdisziplinäres Wissen und Erfahrung aus Ingenieurwissenschaften (Maschinenbau, Bauingenieurwesen, Werkstoffwissenschaften) und Naturwissenschaften (Physik, Chemie) abgedeckt. Aufgabenschwerpunkte sind Forschung und Entwicklung, Untersuchung und Begutachtung von Schäden, Beratung in Fragen der Werkstoffwahl und des Korrosionsschutzes und die Durchführung von Versuchen zu Fragen der Beständigkeit von Werkstoffen und Korrosionsschutzsystemen in den unterschiedlichsten Medien, mit und ohne mechanische Belastung. Die Arbeitsgebiete der drei Referate der Abteilung sind:

Referat Korrosion und Korrosionsprüfung

- Korrosion und Korrosionsschutz im konstruktiven Ingenieurbau, Grundbau, Haus- und Prozeßtechnik, Schadensuntersuchungen, Monitoring

- Korrosionsprüfung, Elektrochemische Messungen, Spannungs- und Schwingungsrißkorrosionsprüfung, Naturversuche im Meerwasser- und Atmosphärenprüfstand
- Bauwerksdiagnostik (Betonbauwerke, Brücken, Parkhäuser)
- Beschichtungen (applikationstechnische Eigenschaften, Verträglichkeit, Haftung, Dauerhaftigkeit, Wetter- und Lichtechtheit, Rissüberbrückung, Schutzwirkung) Schadensgutachten und Beratung, Überwachung und Zertifizierung
- Polymere (Analyse, vergleichende Produktuntersuchungen, Beständigkeit, thermische Belastbarkeit)

#### Referat Tribologie

- Untersuchungen zu Abrasionsverschleiss, Reibung, schmiertechnischen Problemen
- Schadensuntersuchungen bei tribologisch bedingten Schäden
- Untersuchungen zu Korrosionseinflüssen auf die Festigkeit metallischer Komponenten (rissbildende Prozesse, Rissinitiierung, Risswachstum, LCF) im Bereich der Kerntechnik Materialermüdung, Korrosionsermüdung
- Untersuchung von Schäden aus dem Bereich der Kerntechnik (radioaktiver Kontrollbereich)

#### Referat Oberflächentechnik

- Diffusions- und Konversionsschichten auf Stahl
- CVD Multibeschichtungen, gradierte Schichten für spezielle Anwendungen
- VAD- Schichten (vacuum arc deposition)
- EBPVD Ionenunterstützte Verfahren zur Oberflächenbehandlung

Auch 2005 war die Abteilung Anlagenschutz wieder im Zusammenhang mit einigen bedeutenden Projekten in Deutschland und im Ausland in beratender, prüfender und untersuchender Funktion tätig, z. B. beim Bau der SAP-Arena in Mannheim, der Instandsetzung der Olympia-Schwimmhalle in München, der Detailplanung für eine Transrapid-Strecke, des Umbaues der Krokodilhalle in der Wilhelma in Stuttgart, bei dem Bau des neuen Terminals der Baden-Airpark GmbH, der Instandsetzung der Brücke über das Nesenbachtal („Nord-Süd-Straße“), der „Autobahnbrücke A 96 Talbrücke Obere Arge“, des Erlebnisbades „Fildorado“, bei den Korrosionsschutzarbeiten an der Brücke Kehl-Straßburg und des „Great Man Made River-Project“ in Tazerbo (Libyen). Im Bereich des Denkmalschutzes und der Erhaltung historischer Bauwerke haben wir bei Maßnahmen am Ulmer Münster, der Basilika in Kempten (Allgäu) und der Restaurierung des Merkel-schen Schwimmbades in Esslingen mitgewirkt.

Neue und interessante Forschungsaufgaben ergaben sich im Rahmen des AIF-Forschungsvorhabens „Elektrochemisches Fräsen mit ultrakurzen Spannungsimpulsen“, das wir gemeinsam mit dem Institut für Mikroaufbautechnik der Hahn-Schickard-Gesellschaft durchführen und bei der Untersuchung der „Eignung nichtrostender Stähle für den Einsatz im Spannbetonbau“ im Rahmen eines ebenfalls von der AIF geförderten

Projektes. In europäischem Rahmen (EOTA und CUAP) waren wir bei der Entwicklung der Zulassungsprüfungen für „bonded anchors“ und für Betonschrauben beteiligt.

## **Fachbereich Geotechnik (Leitung: Prof. Dr.-Ing. H. Schad)**

<b>Abteilung Geotechnik:</b> Prof. Dr.-Ing. H. Schad/Dipl.-Ing. V. Schanz Tel.: 685/ -62736 bzw. 63352 E-Mail: hermann.schad@mpa.uni-stuttgart.de      volker.schanz@mpa.uni-stuttgart.de
Referat Geomechanik: Dipl.-Ing. V. Schanz, Dipl.-Ing. T. Bräutigam
Referat Spezialtiefbau, Baugruddynamik: Dr.-Ing. G. Sawade, Dipl.-Ing. S. Crienitz
Referat Bitumen, Asphalttechnologie: Dipl.-Ing. E. Willand
Referat Sportböden, Sportstättenbau: Dipl.-Ing. H.-P. Knauf

Die wesentlichen Arbeitsgebiete sind:

- geomechanische Untersuchung und Beratung,
- Spezialtiefbau, Baugruddynamik und magnetische Streufeldmessung,
- Bitumen- und Asphalttechnologie,
- Sportböden und Sportstättenbau.

Für die Erbringung der Leistungen stehen Labors und eine Versuchshalle mit den erforderlichen Einrichtungen zur Bestimmung des mechanischen Verhaltens von Boden und Fels (Oedometer, Ein- und Traixialpressen, direkte Schergeräte), Grundbaukonstruktionen (Versuchgrube, Biaxialgerät), Asphalttragschichten, Bitumenbahnen, Fugenmassen (Standard-Zugmaschine und Spezialprüfmaschine für Fugenmassen), Sportböden und Sporthalleneinrichtungen (künstlicher Sportler, biomechanische Messplattform, Ballschusskanone) zur Verfügung. Zur Ausstattung gehören außerdem Versuchsfahrzeuge mit Belastungs- und Messeinrichtungen für Versuche an Ankern und Pfählen, Schwingungsuntersuchungen von Sportböden sowie magnetische Streufelduntersuchungen für Spannbetonkonstruktion und Verkehrsflächen.

Da die Mitarbeiter die MPA in zahlreichen Ausschüssen und Fachgremien ihres Arbeitsgebietes (z. B. DIN, FGSV, IAKS, ISSS, CEN, DGGT, DGZfP) vertreten, können die Leistungen entsprechend dem neuesten Stand von Wissenschaft und Forschung erbracht werden.

Die Abteilung ist vom DIBt als Prüf-, Überwachungs- und Zertifizierungsstelle in den Bereichen Abdichtungstechnik und Einbau von Verpressankern anerkannt und vom DIBt für die Eignungsprüfung von Dauerankern legitimiert.

Der Abteilungsleiter ist anerkannter Sachverständiger für Erd- und Grundbau nach Bauordnungsrecht.

Für Sportböden/Sportstätten und Deponieabdichtung mit Kunststoffdichtungsbahnen läuft das Akkreditierungsverfahren.

### Besondere Projekte in 2005

- Probelastungen bei Photovoltaikanlagen in Lubmin, Borna, Neuweiler-Breitenberg und Illerfeld; mit einer neu entwickelten Belastungseinrichtung; Beschreibung bei *Schad/Sawade*.
- Messtechnische Begleitung und Beratung bei statischen und dynamischen Pfahlprobelastungen bei den Aufträgen Autobahnring Kopenhagen, Oper Kopenhagen und Porschemuseum Stuttgart.  
Dabei wurde ein selbst entwickeltes Messsystem zur inkrementellen Messung der Pfahlverschiebungen eingesetzt; Beschreibung bei *Breyer/Vogt/Wellhäusser*.
- Bestimmung der Erodierbarkeit eines Lösslehms durch Pin-Hole-Tests.
- Geotechnische Beratung und baubegleitende Betreuung bei der Sicherung einer durch Erdbeben und fossile Gleitflächen gefährdeten Straße am Albtrauf.
- Fremdüberwachungen bei der Sicherung von zwei großen Deponien durch Kombinationsabdichtungen.
- Entwicklung und Bau eines Prüfkopfes zur berührungslosen Ortung und Messung der Betondeckung von Querbügeln (Messung und Auswertung von magnetischen Restfeldsignalen der zuvor magnetisierten Querbügel); Zusammenarbeit mit dem Forschungszentrum Jülich, Auftrag der Bundesanstalt für Straßenwesen, BAST, 15.0386/2003HRB.

### Stabsstellen

#### Stabsstelle Kalibrierung/Bauprodukte/Bauüberwachung:

Dipl.-Ing. S. Gerber, Dipl.-Ing. A. Gerber

Tel.: 685/ -62557 bzw. 62560

E-Mail: [siegfried.gerber@mpa.uni-stuttgart.de](mailto:siegfried.gerber@mpa.uni-stuttgart.de)      [armin.gerber@mpa.uni-stuttgart.de](mailto:armin.gerber@mpa.uni-stuttgart.de)

Referat Kalibrierung: Dipl.-Ing. S. Gerber, Dipl.-Ing. S. Neumann

Referat Lager und Übergänge im Bauwesen: Dipl.-Ing. A. Gerber, Dr.-Ing. J. Wiedemeyer

Die MPA Universität Stuttgart verfügt über ein sehr gut eingerichtetes Kalibrierlabor und bietet die Kalibrierleistung extern als Dienstleistung oder auch intern im Rahmen der



fachübergreifenden Erfordernisse in den Tätigkeitsbereichen der MPA mit den hohen Anforderungen eines Qualitätssicherungssystems an. Das Referat Kalibrierung ist als DKD-Kalibrierlabor an die Kraft- und Drucknormale der Physikalisch-Technischen Bundesanstalt (PTB) in Braunschweig angeschlossen und führt als unabhängige Prüfstelle Kalibrierungen verschiedener mechanischer und elektrischer Messgrößen durch – und dies bereits seit 1923. Seit 1995 ist die MPA Universität Stuttgart durch die DAP Deutsches Akkreditierungssystem Prüfwesen GmbH unter anderem für den Bereich "Prüfung von Werkstoffprüfmaschinen" akkreditiert und seit 1996 durch die PTB als Kalibrierlabor des Deutschen Kalibrierdienstes (DKD) in den Bereichen "Kraft", "Druck" und "Kalibrierung / Prüfung von Werkstoffprüfmaschinen". Der elektrische Messbereich ist seit 1997 akkreditiert. Weiterhin besteht eine DKD-Akkreditierung für die Kalibrierung von Eindringkörpern für Härtemessungen.

Im Jahr 2005 wurde die Geschäftsbeziehung zu der Fa. Oetiker bei der Kalibrierung von Schließkraftsensoren weiter ausgebaut. Sie werden eingesetzt, um die Schließkräfte an Montagewerkzeugen von gequetschten Klemmen zu prüfen bzw. zu justieren. Diese Sensoren werden ausschließlich durch die MPA Universität Stuttgart kalibriert. Dieses Jahr waren es ca. 250 Geräte.

Das Referat Lager und Übergänge im Bauwesen befasst sich als amtlich anerkannte Stelle mit der Prüfung, Fremdüberwachung und Zertifizierung (PÜZ) von Brückenlagern, der Fremdüberwachung von Fahrbahnübergängen sowie der Untersuchung, Qualifizierung, Qualitätssicherung und betrieblichen Bewährung von Lagern und Komponenten für den Brücken- und Hochbau. Ziel ist die Erhöhung der Betriebssicherheit von Bauwerkslagerungen durch Fremdüberwachung und Qualitätssicherung an Komponenten und Bauteilen, die Weiterentwicklung von Lagerungen auf Grundlage von Forschung und Erkenntnissen aus Schadensfällen, die Qualifizierung neuer Werkstoff- und Konstruktionskonzepte im Rahmen von Forschung und Entwicklung, die Nutzung des Kenntnisstandes als Beitrag für die Erarbeitung von Normen und Richtlinien sowie eine Minimierung des Schadensrisikos durch Schulung von Fachkräften.

Im Rahmen von Zustimmungen im Einzelfall war das Referat im Jahr 2005 für die Ausführung von Brücken- und Schiebegleitlagern für die Brücken- und Fassadenkonstruktionen bei der neuen Messe in Stuttgart in größerem Umfang versuchstechnisch und gutachterlich tätig. Wegen einer hohen Schadensquote an den Lagern von Brücken an einer Schnellbahnstrecke in Malaysia wurden wir zur Erstellung einer Schadensanalyse als Gutachter hinzugezogen. Mit Grundlagenuntersuchungen im Hinblick auf Erdbebenlager wurden die Aktivitäten auf einen Bereich mit wesentlich anderen Anforderungen an Gleitlager erweitert. Im Gegensatz zu Brückenlagern sind hier hochfrequente Bewegungen mit großer Gleitgeschwindigkeit zu berücksichtigen.

**Zertifizierungsstelle Druckgeräte:**

Dipl.-Ing. J. Böse/Dr.-Ing. K.-H. Herter

Tel.: 685/ -62574 bzw. -63050

E-Mail: juergen.boese@mpa.uni-stuttgart.de      karl-heinz.herter@mpa.uni-stuttgart.de

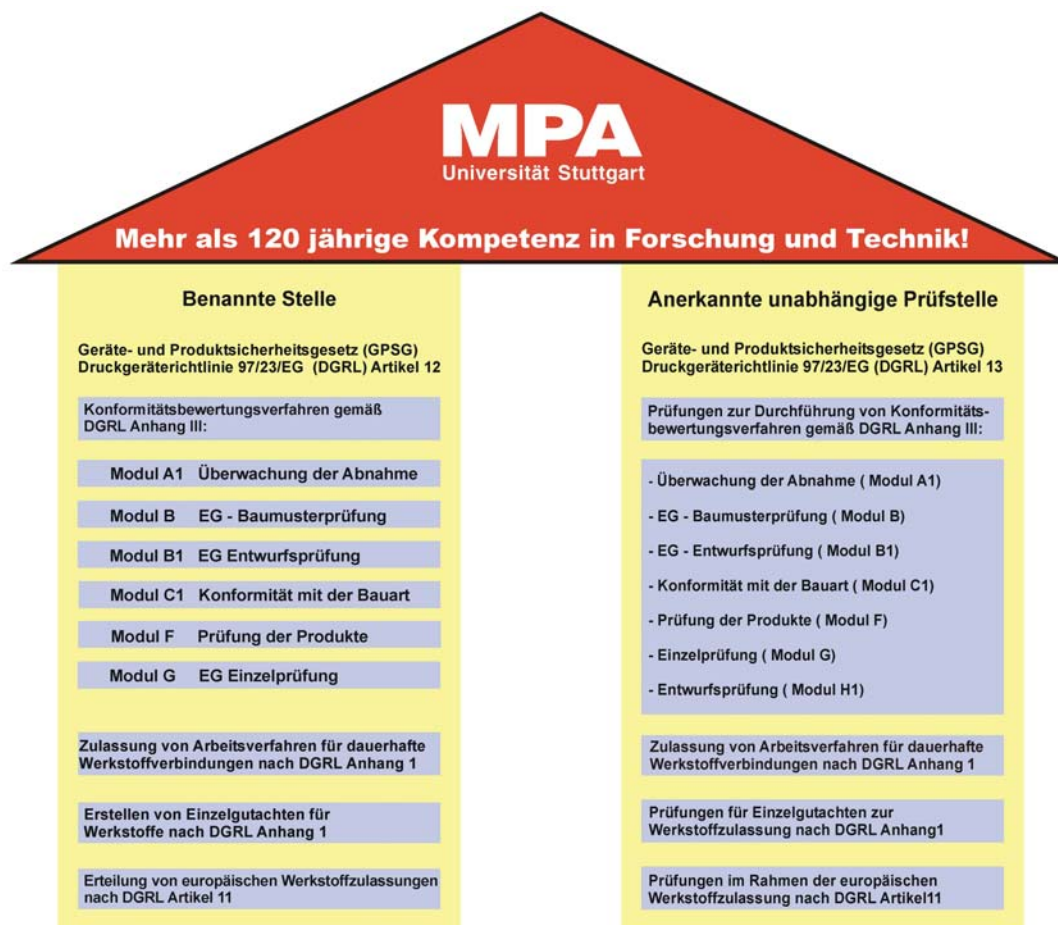
**Prüflabor Druckgeräte:**

Dr.-Ing. H. Kockelmann/Dr.-Ing. H. Waidele

Tel.: 685/ -62578 bzw. -62700

E-Mail: hans.kockelmann@mpa.uni-stuttgart.de      hartmut.waidele@mpa.uni-stuttgart.de

Die Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart (MPA) ist als Partner der Industrie für die Anwendung der Druckgeräterichtlinie 97/23/EG (DGRL) im Rahmen des Geräte- und Produktsicherheitsgesetzes (GPSG) akkreditiert als Benannte Stelle nach DGRL Artikel 12 (Zertifizierungsstelle Druckgeräte) und als Anerkannte Unabhängige Prüfstelle nach DGRL Artikel 13 (Prüflabor Druckgeräte).



Akkreditierungsumfänge für die Benannte Stelle und die Anerkannte Unabhängige Prüfungsstelle nach Druckgeräterichtlinie 97/23/EG

Die MPA steht mit ihrer Zertifizierungsstelle und ihrem Prüflabor als kompetenter Partner in allen Fragen der Konformitätsbewertung von Druckgeräten (Abbildung) zur Verfügung. Die Angebote und Leistungen der MPA richten sich an Hersteller von Druckgeräten oder druckführenden Baugruppen (Druckbehälter, Rohrleitungen, Dampferzeuger), die in der Europäischen Union in Verkehr gebracht werden sollen und die mit einem maximal zulässigen Druck  $> 0,5$  bar in den Anwendungsbereich der DGRL fallen. Die MPA besitzt auf dem Gebiet der Auslegung und der Sicherheitsnachweise von druckführenden Bauteilen eine jahrzehntelange Erfahrung. Diese umfasst einerseits das erforderliche Expertenwissen im Bereich der Experimentellen Auslegungsmethoden (Druckfestigkeitsprüfungen, Prüfungen zum Kriech- und Ermüdungsrisiko, ergänzende Prüfungen hinsichtlich besonderer Einwirkungen wie Korrosion und aggressive Einwirkungen von Außen) und andererseits die Voraussetzungen und Möglichkeiten zur Anwendung von Berechnungsmethoden (Analyse- und bruchmechanische Verfahren). Die MPA hat sich maßgeblich an der Erstellung von Vorschriften und Normen im Bereich Auslegung und Berechnung, Werkstoffe und Prüfung beteiligt. Die Basis hierfür bilden zahlreiche Forschungsarbeiten der MPA im Hinblick auf das Verhalten von Werkstoffen und Bauteilen bei Innendruckbeanspruchung und unterschiedlichen Umgebungsbedingungen zur Verbesserung des Verständnisses der Versagensprozesse und der sicherheitsorientierten Festigkeitsberechnung. Die Tätigkeit in diesem Arbeitsfeld umfasst auch Abnahmeprüfungen an Werkstoffen und daraus gefertigten Erzeugnissen in den Herstellerwerken und gegebenenfalls auf Baustellen. Vor diesem Hintergrund ist die Tätigkeit der MPA im Rahmen der Konformitätsbewertungsverfahren nach DGRL eine kontinuierliche Fortsetzung der Arbeiten auf diesem Gebiet.



Ermittlung von Zeitstandwerten für warmfeste Werkstoffe im Rahmen von Werkstoffeinzelgutachten (DGRL Anhang 1 Abschnitt 4.2b und c) bzw. Europäischen Werkstoffzulassungen (DGRL Artikel 11)

**Stabsstelle Qualitätsmanagement:**

Dipl.-Ing. A. Müssig

Tel.: 685/ -67675

E-Mail: andreas.muessig@mpa.uni-stuttgart.de

*Aufgaben*

Die MPA Stuttgart unterhält ein wirksames Qualitätsmanagementsystem um die Qualität der durchzuführenden Prüfungen und ihrer wissenschaftlich-technischen Ergebnisse zu sichern und zu verbessern. Zur Aufrechterhaltung der bereits seit 1995 bestehenden Akkreditierungen und Zertifizierungen fanden 2005 folgende Audits durch unsere Akkreditierer und Zertifizierer statt:

- Reakkreditierung des Prüflabors Druckgeräte nach ISO 17025 und europäischer Druckgeräterichtlinie am 31.01.05 durch zwei Begutachter der ZLS München
- Reakkreditierung der Bereiche Werkstofftechnik, Beanspruchungsanalysen, ZfP, Metallographie, Wasserstoffeinfluss, Schweißtechnik, Kalibrierung sowie Lager und Übergänge im Bauwesen am 02./03.02.05 durch vier Begutachter der DAP GmbH
- Rezertifizierung des Bereiches Entwicklung von Datenbanken und Software für Lebensdauermanagement nach ISO 9001 durch die TÜV Management Service GmbH am 12.05.05
- Reakkreditierung des Referats Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung durch das Kraftfahrt-Bundesamt am 21.06.05 für die Bereiche Sicherheitsgurte, Schutzhelme und Dachlastträger für PKW
- Vollständige Wiederholungsbegutachtung des Kalibrierlabors am 05./06.07.05 durch drei Fachbegutachter vom DKD.

Die Stabsstelle Qualitätsmanagement koordinierte hierbei zentral alle Arbeiten zur Beantragung und Aufrechterhaltung der Akkreditierungen und Zertifizierungen. Alle Verfahren wurden erfolgreich abgeschlossen und die erforderlichen Korrekturen umgesetzt.

Im letzten Jahr wurden zudem sieben interne Audits durchgeführt. Sechs davon umfassten alle Forderungen des QMH gemäß der MPA-Checkliste. Ein Audit wurde nach ISO 9001 durchgeführt. Schwerpunkte waren ausgewählte Management-Anforderungen, wie Handhabung von Proben, Schulung, Prüfmittelüberwachung, Dokumentation sowie die Auditierung von Prüfverfahren in den Prüfbereichen. Die Bewertung erfolgte nach einem Punktespiegel. Für jedes Audit wurde der Erfüllungsgrad als Gesamtergebnis ausgewiesen.

### *Normengeschehen*

Die zweite Ausgabe der Norm DIN EN ISO/IEC 17025 "Allgemeine Anforderungen an die Kompetenz von Prüf- und Kalibrierlaboratorien" ist im Mai 2005 erschienen. Die Übergangszeit wurde international auf zwei Jahre festgelegt und endet somit Mitte Mai 2007. Da die Änderungen der Norm relativ geringfügig sind, können diese im Rahmen der regulären Überwachung ohne zusätzliche Kosten begutachtet werden. Ziel ist es, bis Ende 2006 die Umstellung vollzogen zu haben

### *Schulungsaktivitäten, Ringversuchsteilnahmen*

Im Jahr 2005 wurden umfangreiche Schulungsmaßnahmen durchgeführt. Der Bedarf wurde ermittelt und in bereichsspezifischen Schulungsplänen dokumentiert. Zur Optimierung der Schulungsveranstaltungen wurden einige Maßnahmen mit Bewertungsbögen von den Teilnehmern beurteilt. Als Maßnahme zur Qualitätssicherung nahm die MPA 2005 an ca. 10 Ringversuchen bzw. Vergleichsprüfungen teil, jeweils mit sehr guter Erfolgsquote.

### *Ausblick*

Die MPA passt ihre Akkreditierungen kontinuierlich den Anforderungen des Marktes an. So wurde eine Akkreditierung der Tätigkeiten im Bereich Deponieabdichtung mit Kunststoffdichtungsbahnen beantragt mit dem Ziel, hier künftig als akkreditierte Inspektionsstelle tätig werden zu können. Das Akkreditierungsverfahren läuft zur Zeit.

Auf dem Gebiet der Akkreditierung zeichnen sich zudem neue Entwicklungen ab. Die Arbeiten an einem Akkreditierungsgesetz in Deutschland schreiten voran, mit dem Ziel der Vermeidung von Mehrfachakkreditierungen, Kostensenkungen für die Wirtschaft und der Berücksichtigung internationaler Entwicklungen.

### **Stabsstelle Produktfolgen:**

Dr.-Ing. M. Rohr

Tel.: 685/ -63993

E-Mail: manfred.rohr@mpa.uni-stuttgart.de

Die Stabsstelle Produktfolgen fungiert in der MPA als zentrale Ansprech- und Koordinierungsstelle für die Erstellung umfassender Produktfolgenanalysen und -bewertungen als integrierter Bestandteil der Forschungs- und Entwicklungsarbeiten. Eine der Hauptaufgaben ist dabei die Ganzheitliche Bewertung der Chancen und Risiken neuer bzw. weiterentwickelter Werkstoffe und Materialien bzgl. Herstellung, Weiterverarbeitung und der darauf basierenden Produkte.

Schwerpunkte der Arbeiten im Jahr 2005 war die Ausarbeitung von Beiträgen in Kooperation mit den Abteilungen zu folgenden Forschungsvorhaben:

- „Ressourceneffiziente Kraftwerksverbundrohre mit Faserummantelung für den Druckbehälterbau“ (BMBF-Förderprogramm WING – Werkstoffe und Verfahren mit hoher Ressourceneffizienz)
- „Exzellenzcluster „Energie und Mobilität“ (Exzellenzinitiative des Bundes und der Länder zur Förderung von Wissenschaft und Forschung an deutschen Hochschulen)
- „Thermische Nutzung des bauwerksnahen Untergrunds durch Horizontalbohrungen“ (Förderung durch die Stiftung Energieforschung Baden-Württemberg)

Im Rahmen des genehmigten Forschungsvorhabens übernimmt die Stabsstelle die Ganzheitliche Betrachtung der Horizontalbohrtechnik im Hinblick auf Nachhaltigkeitsaspekte und Marktpotenziale.

- Sachbilanz der eingesetzten Materialien (Kunststoffrohre und Metallrohre) und Prozesse (Herstellung, Verlegung sowie Instandhaltung und Recycling)
- Vergleich und Bewertung des Ressourcenverbrauchs und der Umweltverträglichkeit
- Analyse der Marktpotenziale

## Fachbereich Zentrale Einrichtungen (Leitung: Prof. Dr. Maile)

Zentrale technische Einrichtungen
Referat Elektronenmikroskopie, Metallographie: Dr. rer. nat. H. Ruoff
Referat Zerstörungsfreie Prüfung/Produktsicherheit: Dr.-Ing. H Waidele
Referat Schadensanalyse im Maschinenbau: Dr.-Ing. H. Diem

Die Haupttätigkeitsfelder der Abteilung Zentrale Dienste liegen neben der Durchführung von Dienstleistungen für andere Abteilungen mit dem Schwerpunkt Werkstoff- und Bauteilprüfung auch in der eigenständigen Durchführung von Industriaufträgen sowie von Forschungsprojekten auf dem Gebiet der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung bzw. der Entwicklung moderner Stähle und Strukturwerkstoffe. Ausgangspunkt für die Werkstoffentwicklung ist die quantitative Erfassung und Beschreibung der Mikrostruktur. Weiterhin werden Schadensuntersuchungen auf allen Gebieten des Maschinenbaus und der daran angrenzenden Bereiche durchgeführt. Die Abteilung ist in die Referate *Elektronenmikroskopie und Metallographie*, *Zerstörungsfreie Prüfung und Produktsicherheit*, sowie *Schadensanalyse im Maschinenbau* gegliedert.

Im Jahr 2005 wurde eine Vielzahl von Aufträgen aus der Industrie abgewickelt, die von der einfachen chemisch-metallografischen Analyse eines Produktes über die Mikrostrukturbewertung von Zukunftswerkstoffen bis hin zu hochsicherheitsrelevanten Schadensuntersuchungen an Strukturbauteilen von Luftfahrzeugen reichte. Die praktische Beratung vorwiegend kleiner und mittelständischer Industrieunternehmen im Rahmen von Schadensuntersuchungen, die chemisch-physikalische Analyse von Bauteilen sowie die Bewertung und Empfehlung eines beanspruchungsgerechten Einsatzes von Werkstoffen stellen einen wichtigen Technologietransfer dar. Im Bereich der Bauteilüberwachung und Instandhaltung in sicherheitsrelevanten Technikgebieten führt die Abteilung zerstörungsfreie Untersuchungen im Auftrag durch und bewertet die Ergebnisse entsprechend den Vorgaben der einschlägigen Regelwerke. Beispiele sind Untersuchungen an Druckbehältern oder hochbelasteten tragenden Strukturen.

Im Bereich Forschung und Entwicklung lag ein wesentlicher Schwerpunkt auf der Entwicklung und Bewertung von neuen warmfesten martensitischen Legierungen für zukünftige hocheffiziente Kohlekraftwerke im Rahmen eines europäischen COST-Programmes. Das COST 536 - Programm ist ein von der Industrie initiiertes und gesteuertes Forschungsvorhaben unter Einbeziehung kompetenter Partner aus Hochschulen, Instituten und Forschungseinrichtungen zur bestmöglichen Durchführung anwendungsorientierter Forschung und Entwicklung mit dem Ziel, neue hochwarmfeste martensitische Stähle zu entwickeln und bis zur Anwendungsreife zu bringen. Das Referat Elektronenmikroskopie und Metallographie verfügt über die notwendigen Einrichtungen und Kompetenzen, um hier im freundschaftlichen Wettbewerb mit anderen führenden Stellen in Europa die Vorgänge in der Mikrostruktur der neuen Stähle zu erfassen und in ihrer Auswirkung zu beschreiben. Diese Erkenntnisse bilden die Grundlage für die Optimierung der chemischen Zusammensetzung und der Wärmebehandlung und damit für die technische Anwendbarkeit. Die Auswertung der Mikrostruktur mit der Methode der Energiefilterung im Transmissionselektronenmikroskop erlaubt die Identifizierung neuer Phasen bzw. die Veränderung vorhandener Ausscheidungen bezüglich Größe und Verteilung. Die experimentelle Bewertung steht im engen Zusammenhang mit der thermodynamischen Berechnung von Ausscheidungsvorgängen. Im letzten Jahr wurden Pilotschmelzen für die neuen 650°C-Stähle untersucht. Ein wesentlicher Aspekt für die nachhaltige Zeitstandfestigkeit bildet die Stabilität der MX und  $M_{23}C_6$ -Teilchen. Es gilt durch geeignete Legierungszusätze zu verhindern, dass sich die Z-Phase  $\{Cr(V,Nb)N\}$  bildet. Die Untersuchungen der MPA decken daher Schmelzen unterschiedlicher Zusammensetzungen ab, um über den Vergleich entsprechende Schlussfolgerungen machen zu können.

Weitere mikrostrukturelle Forschungsarbeiten wurden im Nachweis zur Betriebssicherheit des Werkstoffes WB 36 durchgeführt. Die bisher durchgeführten Untersuchungen mittels TEM/SANS und entsprechende Werkstoffprüfungen haben ergeben, dass beim Werkstoff 15NiCuMoNb5 und seinen Vorläufern

- eine rein thermische Alterung durch Kupferausscheidungen wegen der temperaturabhängigen Diffusionsfähigkeit von Kupfer in Eisen erst bei einer Betriebstemperatur über 300 °C möglich ist,
- bei Überlagerung einer plastischen Verformung die Ausscheidungsvorgänge beschleunigt werden und dann auch noch bei 250 °C stattfinden können (LCF-Versuche)
- die thermische Alterung durch Kupferausscheidungen reversibel ist und bereits durch eine Glühung im Bereich der Spannungsarmglühtemperatur von 550 bis 590 °C (Erholungsglühung) rückgängig gemacht werden kann. Dies gilt auch für den partiell spannungsarmgeglühten Bereich von Reparaturschweißungen,
- die Erhöhung der 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit bis zu 140 bzw. 125 MPa sich in den meisten Fällen in den zulässigen Grenzen bewegt,
- bei der auftretenden Verschiebung des Überganggebietes der Kerbschlagarbeit bis zu 70 K zu höheren Temperaturen der Anforderungswert oft nicht mehr erreicht wird.

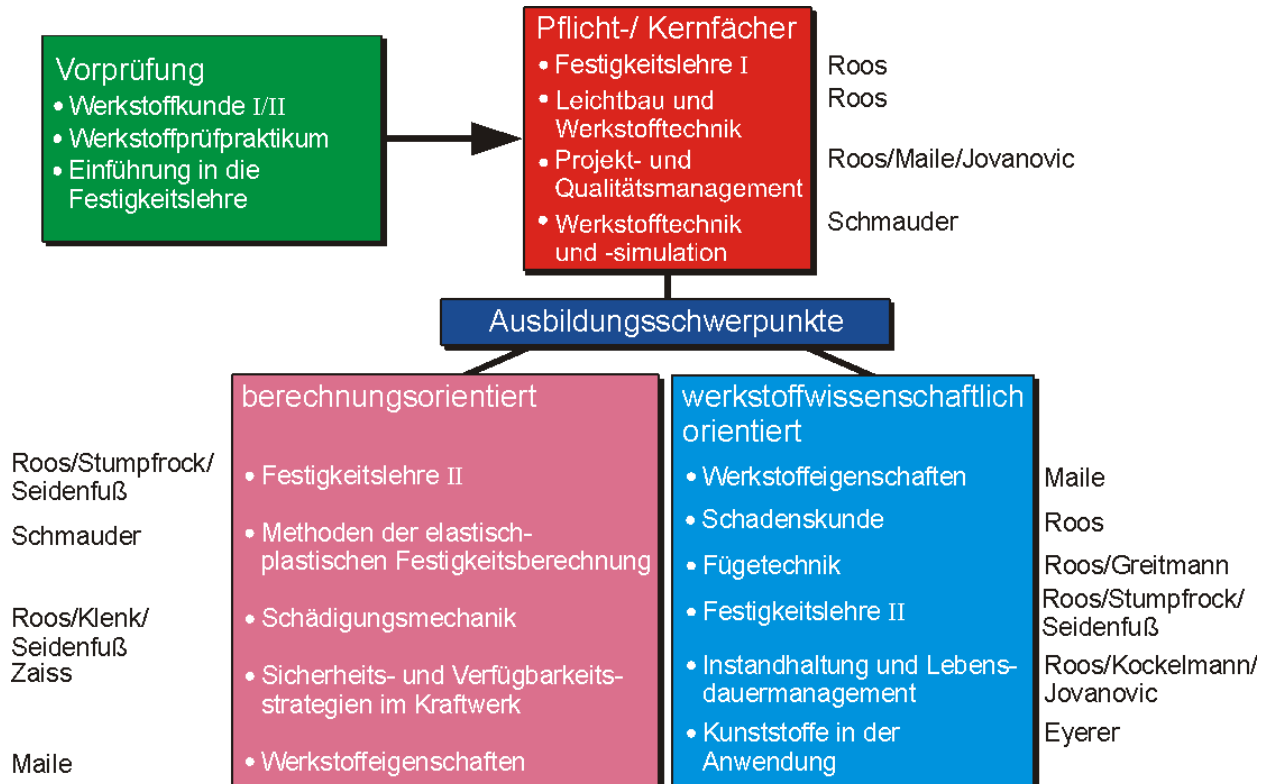
Die frühzeitige Erkennung und Quantifizierung von Schädigung ist von besonderer technischer Bedeutung für viele Bereiche des Maschinenbaus. Besonders im Bereich der Kraftwerkstechnik stellt die Früherkennung neben dem Sicherheitsaspekt auch ein besonderes wirtschaftliches Merkmal dar. Von Bedeutung sind hier die Mechanismen „Kriechen“ und „Ermüden“. Ziel der Forschungsarbeiten ist die Qualifizierung von zerstörungsfreien Prüfverfahren, die in der Lage sind, im Falle von Kriechschädigungen die Phase beginnender Porenbildung bis zur Mikrorissentwicklung bzw. bei Ermüdungsschädigung die Phase vor der makroskopischen Rissbildung erfassen und beschreiben zu können. Für den Fall Ermüdungsschädigung wurden im Rahmen eines BMWA- bzw. AIF-Projektes erste Schlussfolgerungen gezogen, die zeigen, dass ein einzelnes Verfahren wie z. B. die Wirbelstromprüfung in der jetzigen Form noch keine ausreichenden Sicherheiten bei der Signalinterpretation liefert. Die Kombination verschiedener Methoden bieten hier ein besseres Potenzial.

Schadensanalysen im Referat "Schadensanalyse im Maschinenbau" stellen einen direkten Technologietransfer zum Kunden dar. Sie haben das Ziel, die Schadensursache zu klären und Präventionen zu ermöglichen. Im Bereich der Schadensanalyse muss in hohem Maße auf vorhandene Kompetenzen in den Bereichen Werkstofftechnik, Festigkeitsanalyse, Beanspruchungsanalyse und Herstellungs- bzw. Füge- und Umformtechnik zurückgegriffen werden. Wesentlich ist hier auch die Verbindung des wissenschaftlichen Kenntniszuwachses aus Forschungsprojekten mit den Erfahrungen aus der Analyse zahlreicher Schadensfälle aus der Praxis. Hierdurch ist es möglich, auch bei neuen Werkstoffen und Bauteilen, schnell und konkret Schadensursachen festzustellen und Abhilfemaßnahmen abzuleiten.



### 3 Lehre

Die Materialprüfungsanstalt bietet über die in die Einrichtung integrierten Lehrstühle für Werkstoffkunde, Festigkeitslehre und Materialprüfung (IMWF) und Werkstoffe im Bauwesen (IWB) ein breites Angebot an Vorlesungen für Studierende des Maschinenbaus, des Bauingenieurwesens und verwandter Studiengänge an.



**Vorlesungsangebot des IMWF**

### Grundstudium

Reinhardt Schwarte	<b>Pflichtveranstaltungen</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Werkstoffe im Bauwesen I</li> <li>• Einführung in die Informatik</li> </ul>	<b>Wahlveranstaltung</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Moderne Befestigungstechnik im Ingenieurbau</li> </ul>	Eligehausen
-----------------------	--	--	-------------

### Hauptstudium

	<b>Grundfach</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Werkstoffe im Bauwesen II</li> </ul>	Reinhardt/Schwarte	
Eligehausen Nürnbergger Nürnbergger Reinhardt	<b>Vertiefungsfächer</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Befestigungstechnik I</li> <li>• Korrosionsschutz Betonbau</li> <li>• Korrosionsschutz Metallbau</li> <li>• Bauschäden und Instandhaltung</li> </ul>		Reinhardt Eligehausen Ozbolt Ozbolt Lünser Brinkmann
	<b>Ergänzungsfächer</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Betontechnologie</li> <li>• Befestigungstechnik II</li> <li>• Maßstabeffekte von Beton- und Stahlbetonkonstruktionen</li> <li>• Numerische Modellierung von Werkstoffen</li> <li>• Baustoffauswahl nach ökologischen Gesichtspunkten</li> <li>• Qualitätsmanagement, Zertifizierung, Akkreditierung, Notifizierung der EU</li> </ul>		

### Vorlesungsangebot des IWB

## 4 Neue Versuchseinrichtungen

Dem Referat 51140 Dämmstoffe steht seit Anfang des Jahres 2005 ein neuer **Prüfstand (Zweiplattengerät) zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit** nach DIN EN 12667 zur Verfügung. Mit diesem Prüfstand sind auch Prüfungen an Dämmstoffen durchführbar, deren Prüfkörper nur eine Dicke zwischen 12 mm und 30 mm und Abmessungen von 20 cm x 20 cm aufweisen.

Bei ausreichender Homogenität des Dämmstoffs ergeben sich aus prüftechnischer Sicht weitreichende Möglichkeiten, die sich insbesondere auf die Erweiterung des Spektrums der Baustoffe auswirken, die mit diesem Verfahren wärmeschutztechnisch bewertet werden können. Außerdem ermöglicht es die Durchführung von Untersuchungen an Dämmstoffen, deren Prüfkörper in unterschiedlichen Klimata zuvor konditioniert wurden.

Das Referat 51140 Dämmstoffe baute im Jahre 2005 **verschiedene Prüfstände zur Bestimmung der Verformung unter Drucklast für Langzeitversuche (bis zu 2 Jahren) von Dämmstoffen**.

Neben der elastischen Verformung stellt sich bei langanhaltender Druckbeanspruchung bei Baustoffen ein „Kriechen“ ein, d. h. eine irreversible Stauchung. Die Prüfstände wurden speziell für die Prüfung von Dämmstoffen gemäß dem Prüfverfahren der DIN EN 1606 ausgelegt.

Dämmstoffe werden zunehmend im Sockelbereich zur Entkopplung der Wärmeabführung vom Gebäude ins Erdreich eingesetzt, d.h. zwischen Fundamentplatte (Gründungsplatten) und Erdreich. Dadurch sind sie Dauerbelastungen ausgesetzt. Zur Vermeidung von unkontrollierten Setzungen des Gebäudes, die durch die Verformung der Dämmstofflage unter der Gründungsplatte ausgelöst werden können, sind besondere Anforderungen an das „Kriechverhalten“ des Dämmstoffs gestellt.

**Modernisierung und Erweiterung des Prüfstands zur Bestimmung der Wasseraufnahme durch Diffusion bei Hartschäumen**

Das Referat 51140 Dämmstoffe führte Ende des Jahres 2005 eine **Modernisierung und Erweiterung der Prüfeinrichtung** durch, mit der die **Wasseraufnahme durch Diffusion bei vorliegendem Temperaturgefälle von 50 K von Dämmstoffen** geprüft werden kann. „Ungeschützte“ Dämmstoffe zum Erdreich spielen eine zunehmende Rolle bei der Außendämmung (Perimeter) von Gebäuden insbesondere im Sockelbereich. Damit gewinnt auch der Nachweis über eine ausreichend geringe Wasseraufnahme durch Diffusion bei den betreffenden Baustoffen an Bedeutung. Die mit diesem Prüfstand konditionierten Proben werden anschließend auf einen ausreichenden Frost-Tau-Wechselwiderstand geprüft.

In der **Brandprüfstelle** der MPA Stuttgart konnte eine **SBI-Prüfeinrichtung**, welche nun als die neue zentrale europäische Brandprüfeinrichtung für rd. 80% der europäisch zugelassenen Bauprodukte Anwendung findet, aufgebaut werden. Da es sich bei der

SBI-Prüfeinrichtung um ein im Vergleich zur bisherigen Brandschachtprüfung in Platzbedarf, Umfang, Prüfdauer und Prüfkörpergröße etc. wesentlich aufwendigeres Verfahren als beim bisherigen Brandschacht handelt, musste der Aufstellung und Inbetriebnahme der Bau eines neuen Prüflabors und Neu-Installation einer gesetzlich vorgeschriebenen nachgeschalteten Rauchgasreinigungsanlage vorausgehen.

Zur Prüfung des Feuerwiderstandes von Bauteilen nach neuen europäischen Prüfnormen wurde ein **Kombiofen für vertikale und horizontale Bauteile**, jeweils 4m x 5m, in Betrieb genommen. Neben der Schaffung der notwendigen Prüfhallen-Kapazität musste hierbei der aufwendige Anschluss an die Rauchgas-Großreinigungsanlage erfolgen.

**Difference-Scanning-Calorimeter (DSC):** Messeinrichtung zur Bestimmung von Phasenübergängen (z.B. Glasübergangstemperaturen) z.B. von Polymeren. Anwendung u.a. zur Untersuchung des thermomechanischen Verhaltens von Holzklebstoffen

**Ultraschall Hochleistungs Pulser / Receiver:** Einrichtung zur Ultraschallprüfung von stark schalldämpfenden Werkstoffen, insbesondere für Transmissions- und Reflexionsmessungen an verklebten Holzquerschnitten in baupraktisch relevanten Abmessungen

**Belastungseinrichtung für Kleinstpfähle von Photovoltaikanlagen;** eingesetzt bei Anlagen in Lubmin, Borna, Neuweiler-Breitenberg und Illerfeld; Beschreibung bei *Schad/Sawade*.

**Messsystem zur inkrementellen Messung der Pfahlverschiebungen** (Direkte Verschiebungsmessung, DVM); Beschreibung bei *Breyer/Vogt/Wellhäusser*; eingesetzt bei den Aufträgen Autobahnring Kopenhagen, Oper Kopenhagen und Porschemuseum Stuttgart.

**Pin-Hole-Test-Gerät** zur Bestimmung der Erodierbarkeit bindiger Böden.

**Prüfkopf zur berührungslosen Ortung und Messung der Betondeckung von Querbügeln** (Messung und Auswertung von magnetischen Restfeldsignalen der zuvor magnetisierten Querbügel). Zusammenarbeit mit dem Forschungszentrum Jülich, Auftrag der Bundesanstalt für Straßenwesen, BASt, 15.0386/2003HRB.

**Dynamischer 6-Achs-Regler:** Der digitale 6-Achs-Master-Slave-Regler ist geeignet zur unabhängigen oder verknüpften Steuerung von bis zu 6 Regelkanälen servohydraulisch kontrollierter Komponenten im Rahmen komplexer Versuchskonfigurationen. Er ist mit nahezu allen vorhandenen servohydraulischen Prüfsystemen der Abteilung Baukonstruktionen kompatibel.

Das im Jahr 2005 von der Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart beschaffte **System für das Rührreibschweißen (Friction Stir Welding) vom Typ „ESAB FSW Legio 3ST“** ist geeignet zur Herstellung von Schweißverbindungen an Aluminiumwerkstoffen bis zu 12 mm Nahttiefe (Kupferwerkstoffe bis zu 3 mm). Damit bietet die Anlage ein innovatives Potenzial auch für Anwendungen im Bereich des Bauingenieurwesens (Metallbau) und wird im Rahmen von Forschungsvorhaben und Entwicklungsarbeiten im Kundenauftrag für innovative Produktentwicklungen eingesetzt.

**Modernisierung Prüfmaschinen:** Die vorhandene Prüfmaschine in der Abteilung Baukonstruktionen und Bauteilprüfung (Zwick PH 1446-70) wurde auf eine Kapazität von 20 kN aufgerüstet und mit einem pneumatischen Spannzeug versehen. Die Prüfmaschine im Schweißlabor (Zwick 1445 für Kleinlast-Zugversuche bis 100 N und 100 kN) wurde auf den im Rahmen der Akkreditierung zwingend vorgesehenen modernen und technisch neuesten Stand aufgerüstet. Bei beiden Anlagen erfolgte auch eine Erweiterung des Prüfspektrums dieser Prüfanlagen zur Durchführung komplexer Prüfaufträge. (Moderne und leistungsfähige Prüfsoftware „TestExpert“.)

**Längenänderungsmesssystem für den mobilen Laboreinsatz:** Für eine effiziente Bearbeitung von Prüfaufträgen im Rahmen der Fremdüberwachung sowie für variable Prüfungen z.B. an Betonstahlverbindungen wurde ein berührungslos arbeitendes (videooptisches) Längenänderungsmesssystem vom Typ ECM-DHM für den mobilen Laboreinsatz beschafft. Mit der Einführung dieses Systems konnte der messtechnische Prüfaufwand bei Zugversuchen an gerippten Betonstählen deutlich reduziert sowie die Effizienz und Genauigkeit bei der Prüfung von Betonstahlverbindungen signifikant gesteigert werden. Weitere Anwendungsmöglichkeiten des mobilen Systems werden derzeit überprüft.

**Präzisionswiderstandsmessgerät:** Zur Bestimmung des Übergangswiderstandes unter Wiederholbedingungen an metallischen Werkstoffen (u.a. nach DVS-Merkblatt 2929 und ISO/CD 18594) wurde ein Präzisionswiderstandsmessgerät vom Typ BURTER RESISTOMAT 2403 beschafft und in das Kleinlastprüfsystem im Schweißlabor (Typ Zwick 1445) implementiert. Dieses Gerät arbeitet nach dem Quotientenverfahren mit 4-Leiter-Kelvinmessungen und dient der hochauflösenden Widerstandsmessung: Auflösung: bis  $1\text{n}\Omega$  (NanoOhm), Messbereichswahl von  $200\ \mu\Omega$  bis  $20\ \text{k}\Omega$ .

Zur Durchführung dehnungsgesteuerter Dehnungswechselversuche wurde ein **Heißwasserautoklav** im Eigenbau hergestellt. Die Anlage dient der Ermittlung des Medieneinflusses auf die Ermüdungslebensdauer von Stählen in Leichtwasserreaktormedium.

**Vielstellenmessanlage:** Für die messtechnische Verfolgung quasistatischer und dynamischer Vorgänge wurde eine Vielstellenmessanlage beschafft, mit der Dehnungsmessungen mit Dehnungsmessstreifen (DMS) vom kryogenen bis in den Hochtemperaturbereich und Verschiebungsmessungen mit induktiven und potentiometrischen Aufnehmern durchgeführt werden können. Auf diese Weise können Belastungen, Kräfte und Drücke ermittelt und Schwingungsanalysen (mit DMS, Beschleunigungs- und Verlagerungsaufnehmern) zur Bestimmung der Eigenfrequenzen, Eigenformen und Dämpfungen durchgeführt werden.

Für die Untersuchung von Korrosionsvorgängen in wässrigen Medien wurde ein **Elektrochemie-Messplatz** eingerichtet, der die Möglichkeiten neuester Messtechnik erschließt. Insbesondere können damit ECN-Messungen (electrochemical noise) durch-

geführt werden, die im Rahmen der betrieblichen, kontinuierlichen Korrosionsüberwachung eine zunehmende Bedeutung erlangt haben.

Im Bereich Zeitstandprüfung wurde eine **neue Online-Messung zur Überwachung der Temperatur und Messung von Dehnungen** in Betrieb genommen. Durch Modernisierungsmaßnahmen in den Referaten Werkstoffprüfung und Schwingprüfung konnten die Prüfmöglichkeiten bei schwingender Beanspruchung wesentlich erweitert werden. Diese sind nachfolgend detaillierter beschrieben.

#### **LCF-Prüfungen bei hohen Temperaturen und mit überlagerten Beanspruchungen**

Auf der Basis vorhandener elektromechanischer und servohydraulischer Prüfraumen wurden zwei neue Versuchseinrichtungen zur zyklischen Prüfung im LCF-Bereich mit einer maximalen Prüfkraft von 100 kN erstellt. Die Prüfeinrichtungen weisen nun eine moderne Regelung auf, die auch die Aufgabe von Belastungsverläufen mit in einem weiten Bereich variierbarer Dehnrate und Haltezeiten für verschiedenste Werkstoffe erlaubt. Ebenfalls auf der Basis einer vorhandenen Einrichtung wurde eine Prüfeinrichtung mit moderner Regelungstechnik versehen, die eine überlagerte Beanspruchung von Zug und Torsion in vielfältigen Kombinationsmöglichkeiten erlaubt.

#### **Servohydraulische Zug-Druckprüfmaschine mit einer Nennlast von 2,25 MN**

Die servohydraulische Zug-Druckprüfmaschine in stehender Viersäulenbauweise des Herstellers MTS wird insbesondere für Schwingversuche an großen Bauteilen, wie z. B. Kranbauteile, Seile, Ketten etc. eingesetzt. Mit dem Prüfzylinder, der einen maximalen Kolbenhub von 150 mm aufweist, können Zug- bzw. Druckkräfte bis zu 2250 kN aufgebracht werden. Durch Verstellen des Querhauptes sind Einspannlängen bis zu 3400 mm realisierbar. Mit der modernisierten Regelung sind außer Einstufenversuchen auch programmierbare Lastfolgen und Betriebsfestigkeitsuntersuchungen möglich.

#### **Elektrodynamischer Schwingerreger einer Vibrationstestanlage (Shaker)**

Die Vibrationstestanlage, bestehend aus einem elektrodynamischen Schwingerreger mit Gleittisch und einer damit kombinierbaren Klimakammer, wird zur Simulation von mechanischen und klimatischen Umwelteinflüssen an Geräten und Bauteilen eingesetzt, wie sie beim Transport und im Betrieb auftreten können. Das Prüfspektrum reicht von sinus- und rauschförmigen Beanspruchungen bis hin zu Schockimpulsen im Frequenzbereich von 2 bis 3000 Hz, Beschleunigung bis zu 100 g und einem maximalen Kraftvektor von 57 kN. Die mechanischen Belastungen können in Kombination mit Temperaturen im Bereich von  $-70$  bis  $180$  °C und relativer Luftfeuchte bis 98 % aufgebracht werden.

## 5 Berichte aus der Forschung der MPA Stuttgart

### Praxisnahe Untersuchung des Sulfatwiderstandes von Beton aus Bauteilen

*C. Öttl, O. Mielich*

OGI-Journal, Vol. 15 (2004)

#### Zusammenfassung

Zur Bestimmung des Sulfatwiderstandes eines Fundamentbetons einer Sporthalle wurden aus den Gründungskörpern des Neubaus Bauteilproben (Bohrkerne) entnommen und mit labormäßig hergestellten Betonen und Mörteln unter variierten Lagerungsbedingungen verglichen. Hierbei wurden in Anlehnung an das sogenannte Flachprismenverfahren Bohrkerne des Neubaus der Sporthalle und unterschiedlich zusammengesetzte Laborbetone und Mörtelflachprismen in einer 4.4 %-igen Natriumsulfatlösung gelagert und die Dehnungen bis zu einer Lagerungsdauer von 150 Tagen sowie nach 540-tägiger Langzeitlagerung bestimmt. Mit dem Ziel die Temperaturverhältnisse im Gründungsbereich des Neubaus der Sporthalle praxisnah abzubilden, wurden die Versuche nicht nur bei 20 °C, sondern auch unter verschärften Bedingungen bei 6 °C durchgeführt.

#### 1. Einführung

Im Rahmen des Neubaus einer Sporthalle hat sich die zuständige Stadtverwaltung an das Otto-Graf-Institut der MPA Universität Stuttgart gewandt, weil bei der Sporthalle wegen widersprüchlicher Prüfergebnisse unklar war, ob die am Gründungskörper geforderte Druckfestigkeit erreicht wurde. Weiterhin wurde eine Rissbildung im Hallenboden und eine augenscheinliche mangelhafte Betonoberfläche beanstandet. Da zudem das anstehende Grundwasser als sulfathaltig eingestuft wurde und der eingestellte Wasserzementwert (w/z-Wert) des Betons deutlich über den gültigen Vorschriften lag, wurde auch der Widerstand des Fundamentbetons gegenüber starkem Sulfatangriff in Frage gestellt.

#### 2. Stand der Erkenntnisse

Betonbauteile die einem Sulfatangriff ausgesetzt sind, können durch Treiberscheinungen infolge sekundärer Ettringit- und/oder Gipsbildung stark geschädigt werden [1]. Bei niedrigen Bauteiltemperaturen, die besonders bei Gründungsbauwerken vorkommen können, ist unter ungünstigen Bedingungen eine zusätzliche Schädigung durch Thaumasitbildung möglich. Daher muss zur Wahrung einer gesicherten Betonbauweise der Beton, der einem Sulfatangriff ausgesetzt ist, sowohl nach DIN 1045 [2] als auch nach DIN EN 206-1/DIN 1045-2 [3] einen hohen Widerstand gegen chemische Angriffe aufweisen. Bei Beachtung der Normenfestlegung sind nach [1] bisher keine Schäden bekannt geworden.

Der Widerstand von Beton gegen Sulfatangriff setzt sich aus einem chemischen und einem physikalischen Widerstand zusammen. Für den chemischen Widerstand ist im Wesentlichen der eingesetzte Zement bzw. die eingesetzte Zement-Flugasche-Kombination maßgeblich. Für den physikalischen Widerstand ist die Gefügedichtigkeit verantwortlich, die meist über einen geeigneten w/z-Wert eingestellt wird.

## **2.1 Stand der Normung**

Nach DIN 1045 [2], Abschnitt 6.5.7.5, hängt die Widerstandsfähigkeit des Betons gegen chemische Angriffe weitgehend von seiner Dichtigkeit ab. Der w/z-Wert des Betons darf daher bei „schwachem“ Angriff 0.60 und bei „starkem“ Angriff 0.50 nicht überschreiten. Ferner ist bei Sulfatgehalten über 600 mg Sulfat je Liter Wasser, ausgenommen Meerwasser, bzw. über 3000 mg Sulfat je kg Boden, ein Zement mit hohem Sulfatwiderstand nach DIN 1164-10 [4] zu verwenden.

Die seit 01.01.2005 anzuwendende Betonnorm DIN EN 206-1/DIN 1045-2 [3] unterteilt die Betone in Abhängigkeit der Umgebungsbedingungen in Expositionsklassen. Dabei werden die Expositionsklassen den Betonen, welche chemischem Angriff durch natürlich Böden, Grundwasser, Meerwasser und Abwasser ausgesetzt sind, wie folgt zugeordnet:

- XA1: chemisch schwach angreifende Umgebung
- XA2: chemisch mäßig angreifende Umgebung
- XA3: chemisch stark angreifende Umgebung

Die jeweiligen Anforderungen an die Expositionsklassen XA1, XA2 und XA3 sind in Tabelle 1 dargestellt.



Tab. 1: Grenzwerte für die Zusammensetzung und Eigenschaften von Beton sowie Grenzwerte für die Expositionsklassen bei chemischem Angriff durch Grundwasser

	Aggressive chemische Umgebung		
	chemisch schwach	chemisch mäßig	chemisch stark
Expositionsklasse	XA1	XA2	XA3
Grenzwerte für $\text{SO}_4^{2-}$ in mg/l im Grundwasser	$\geq 200$ und $\leq 600$	$> 600$ und $\leq 3000$	$> 3000$ und $\leq 6000$
Höchstzulässiger w/z	0.60	0.50	0.45
Mindestdruckfestigkeitsklasse	C 25/30	C 35/45 <sup>1)</sup> (C 30/37 <sup>1)</sup> ) <sup>2)</sup>	C 35/45 <sup>1)</sup>
Mindestzementgehalt in $\text{kg/m}^3$	280	320	320
Mindestzementgehalt bei Anrechnung von Zusatzstoffen in $\text{kg/m}^3$	270	270	270
<sup>1)</sup> Bei Verwendung von Luftporenbeton, z.B. aufgrund gleichzeitiger Anforderung aus der Expositionsklasse XF, eine Festigkeitsklasse niedriger. <sup>2)</sup> gemäß dem Entwurf zur A1 Änderung der DIN 1045-2 [5], ist eine Verminderung der Druckfestigkeitsklasse vorgesehen.			

## 2.2 Zement mit hohem Sulfatwiderstand

Zement mit hohem Sulfatwiderstand (HS-Zement) muss nach DIN 1164-10 [4] die Anforderungen nach DIN EN 197-1 [6] und darüber hinaus die Anforderungen an die DIN 1164-10 für hohen Sulfatwiderstand erfüllen. Hochofenzement CEM III/B gilt infolge seines Hüttensandgehaltes ( $\geq 66$  M.-%) als Zement HS mit hohem Sulfatwiderstand.

## 2.3 Einfluss von Zusatzstoffen auf den Sulfatwiderstand

Der Sulfatwiderstand von Hochofenzementen steigt ab Hüttensandgehalten von etwa 60 M.-% auf hohe Werte an [7]. Ursache ist der hohe Diffusionswiderstand des erhärteten Hochofenzements, der so groß ist, dass Sulfationen nicht eindringen können. Ab einem Hüttensandgehalt von mindestens 65 M.-% wirkt sich eine Erhöhung des Hüttensandgehaltes wesentlich stärker zur Erhöhung des Sulfatwiderstandes aus als eine Verminderung des w/z-Wertes [7].

Die Verbesserung des Sulfatwiderstandes durch die puzzolanische Wirkung von Steinkohlenflugasche ist im Wesentlichen auf die Erhöhung der Betondichtigkeit und die Gewährleistung eines durch zusätzliche Bildung von CaO-ärmeren C-S-H-Phasen verbesserten Diffusionswiderstandes gegen Sulfationen zurückzuführen [7].

### 3 Prüfmethode zur Bestimmung des Sulfatwiderstandes

#### 3.1 Prüfmethode für Zement

Zur Bestimmung des Sulfatwiderstandes von Zement gibt es verschiedene nationale und internationale anerkannte Prüfverfahren. Fast allen Prüfverfahren ist gemeinsam, dass zur Beschleunigung des Sulfateintrages in die Proben sehr hohe Sulfatkonzentrationen verwendet werden. Diese sind zum Teil bis zum Zehnfachen höher als die in der Praxis zugelassenen Sulfatkonzentrationen. Für die Beurteilung des Sulfatwiderstandes wird bei den meisten Prüfverfahren die Dehnungsdifferenz ( $\Delta\varepsilon$ ) von Flachprismen zwischen sulfat- und wassergelagerten (ohne und mit  $\text{Ca(OH)}_2$  bis zur Sättigung) bestimmt und mit festgelegten Kriterien verglichen. Neben den in Deutschland verwendeten Prüfverfahren mittels Dehnungsmessung, kommen auch die Prüfverfahren von Koch-Steinegger [7] sowie das MNS-Verfahren [8] zum Einsatz, auf die jedoch hier nicht näher eingegangen wird. Die Tabelle 2 zeigt einen Vergleich der Schnellprüfverfahren mittels Dehnungsmessung nach Wittekindt [9], SVA [7] und CEN [7].

Tab. 2: Vergleich Schnellprüfverfahren mittels Dehnungsmessung

	Wittekindt	SVA	CEN
Prüfkörper	10 x 40 x 160 mm <sup>3</sup>	10 x 40 x 160 mm <sup>3</sup>	20 x 20 x 160 mm <sup>3</sup>
w/z	0.60	0.50	0.50
Sulfatlösung (Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> )	4.4 % (29800 mg SO <sub>4</sub> /l)	4.4 % (29800 mg SO <sub>4</sub> /l)	2.4 % (16000 mg SO <sub>4</sub> /l)
Prüfzeitraum	56 Tage	91 Tage	nicht festgelegt
Prüfkriterium	≤ 0.5 mm/m	≤ 0.5 mm/m	nicht festgelegt

#### 3.2 Prüfverfahren für Mörtel und Beton

Die Beurteilung des Sulfatwiderstandes von Beton ist derzeit noch Gegenstand der Forschung. Die momentan angewandten Prüfverfahren für Beton orientieren sich zu meist an den Prüfverfahren für Zement und werden so oder in abgeänderter Form durchgeführt [8].

In Deutschland werden zur Ermittlung des Sulfatwiderstandes von Mörtel und Beton mehrere Methoden angewendet. Zur Bestimmung des Sulfatwiderstandes erschien das hier angewandte Prüfverfahren des Sachverständigenausschusses (SVA) des Deutschen Instituts für Bautechnik (Flachprismenverfahren) geeignet.

In dem Prüfverfahren werden nach DIN EN 196-1 [10] Flachprismen mit einem w/z-Wert = 0.50 mit den Abmessungen 10 mm x 40 mm x 160 mm hergestellt. Die Prüfkörper werden nach zwei Tagen Feuchtlagerung entformt und weitere 12 Tage in gesättigter  $\text{Ca(OH)}_2$ -Lösung vorgelagert. Die anschließende Lagerung erfolgt jeweils bei 20 °C in einer 4.4 %-igen Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung (Hauptlagerung) bzw. in gesättigter  $\text{Ca(OH)}_2$ -Lösung (Vergleichslagerung). Die Lösungen werden monatlich erneuert. Der Sulfatwi-

derstand wird anhand der Dehnungsdifferenz ( $\Delta\varepsilon \leq 0.50$  mm/m) nach 91 Tagen beurteilt (=HS-Abnahmekriterium).

## 4 Versuchsprogramm

### 4.1 Zielsetzung

Im Mittelpunkt der Untersuchungen standen zwei Aspekte. Zum Einen sollte das Dehnungsverhalten von Mörtelprismen verglichen werden, die u.a. mit dem im Bauwerk verwendeten Hochofenzement/Flugasche-Gemisch hergestellt und in einer 4.4 %-igen  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ -Lösung eingelagert wurden. Neben der üblichen Lagerungstemperatur von 20 °C wurden auch Proben bei 6 °C gelagert, was als eine Verschärfung der Prüfbedingungen gilt. Zum Anderen sollte der Frage nachgegangen werden, inwieweit eine Erhöhung des zulässigen w/z-Wertes die Gefügedichtigkeit und somit die Widerstandsfähigkeit des Gründungskörpers gegenüber Sulfatangriff beeinflusst. Mittels Flachprismenverfahren wurden Mörtel unterschiedlicher w/z-Werte und unterschiedlicher Zementarten geprüft. Zudem wurden in Anlehnung an das Flachprismenverfahren der eingebaute Fundamentbeton mit normgerecht hergestellten Betonen gemäß DIN 1045 [2] und DIN EN 206-1/DIN 1045-2 [3] verglichen.

### 4.2 Mörtelprüfung in Anlehnung an das Flachprismenverfahren

In Anlehnung an das Flachprismenverfahren wurden drei Mörtelmischungen hergestellt. Der w/z-Wert der Mischungen 1 und 2 entsprach dabei den Vorgaben des Flachprismenverfahrens. Bei der Mischung 3 wurde der w/z-Wert entsprechend der Zusammensetzung des Fundamentbetons des Gründungskörpers zu 0.68 gewählt. Die Mörtelzusammensetzungen sind in Tabelle 3 dargestellt:

Tab. 3: Mörtelzusammensetzung der Flachprismen, Mischung 1 - 3

Bezeichnung	Mischung 1	Mischung 2	Mischung 3
Zementart	Portlandzement CEM I 32.5 R	Hochofenzement CEM III/B 32.5 – NW/HS	Hochofenzement CEM III/B 32.5 – NW/HS
Zementgehalt in g	450	420.5	420.5
Flugaschegehalt in g	–	73.8	73.8
Wassermenge in g	225	225	306
w/(z + k·f) k = 0.4	0.50	0.50	0.68

Nach dem Mischen wurde der Mörtel in die Formen für Flachprismen mit den Abmessungen 10 mm x 40 mm x 160 mm gefüllt und auf dem Vibrationstisch nach DIN EN 196-1 [10] verdichtet. Anschließend folgte eine zweitägige Lagerung der Formen bei 20 °C und > 90 % relativer Luftfeuchte. Danach wurden die Prüfkörper entformt und 12 Tage in gesättigter  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung vorgelagert. Nach Bestimmung der Ausgangslänge erfolgte die endgültige Lagerung bei

- 20 °C in gesättigter Ca(OH)<sub>2</sub>-Lösung (Vergleichslösung)
- 20 °C in 4.4 %-iger Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung (Prüflösung)
- 6 °C in gesättigter Ca(OH)<sub>2</sub>-Lösung (Vergleichslösung)
- 6 °C in 4.4 %-iger Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung (Prüflösung)

Die Längenmessungen erfolgten nach einer Lagerungsdauer von 0, 14, 28, 56 und 91 Tagen. Ein Wechsel der Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung erfolgte im Abstand von 14 Tagen.

#### 4.3 Betonprüfung in Anlehnung an das Flachprismenverfahren

Zunächst wurden aus dem Beton der Gründungskörper des Neubaus der Sporthalle Bauteilproben (Bohrkerne) entnommen. Die Zusammensetzung des eingebauten Betons ist in Tabelle 4 enthalten:

Tab.4: Zusammensetzung des eingebauten Betons

Bezeichnung	S IV (Bauteilproben Sporthalle)
<b>Zementart</b>	<b>Hochofenzement</b>
Zementgehalt in kg/m <sup>3</sup>	<b>CEM III/B 32.5 – NW/HS</b> <b>285</b>
<b>Flugaschegehalt in kg/m<sup>3</sup></b>	<b>50</b>
<b>Wassergehalt in dm<sup>3</sup>/m<sup>3</sup></b>	<b>207.4</b>
<b>w/(z+0.4·f)</b>	<b>0.68</b>
<b>Gesteinskörnung</b>	<b>Sand und Muschelkalksplitt</b>
<b>Sieblinie</b>	<b>A/B 22</b>
<b>Gehalt (trocken) in kg/m<sup>3</sup></b>	<b>1771</b>

Ferner wurden am Otto-Graf-Institut drei Vergleichsbetone (S I, S II und S III) hergestellt, deren Zusammensetzung in Tabelle 5 dargestellt ist:

Tab. 5: Zusammensetzung der Vergleichsbetone S I, S II und S III

Bezeichnung	S I	S II	S III
Zementart	<i>Portlandzement CEM I 32.5 R</i>	<i>Hochofenzement CEM III/B 32.5 – NW/HS</i>	<i>Hochofenzement CEM III/B 32.5 – NW/HS</i>
Zementgehalt in kg/m <sup>3</sup>	305	285	285
Flugaschegehalt in kg/m <sup>3</sup>	–	50	50
Kalksteinmehlgehalt in kg/m <sup>3</sup>	30	–	–
Wassergehalt in dm <sup>3</sup> /m <sup>3</sup>	207.4	183.0	152.5
w/(z+0.4·f)	0.68	0.60	0.50
Gesteinskörnung Sieblinie	S/M <sup>1)</sup> A/B 22	S/M <sup>1)</sup> A/B 22	S/M <sup>1)</sup> A/B 22
Gehalt (trocken) in kg/m <sup>3</sup>	1746	1792	1871
Betonzusatzmittel Gehalt in ml/kg <sup>2)</sup>	– –	– –	FM 7
<sup>1)</sup> Sand und Muschelkalksplitt <sup>2)</sup> bezogen auf den Zementgehalt			

Für die Betonsorten S I, S II und S III wurden jeweils drei Würfel mit 200 mm Kantenlänge hergestellt. Die Würfel wurden nach der Herstellung bei 20 °C und > 95 % relativer Luftfeuchte gelagert. Im Alter von zwei Tagen wurden aus jedem Würfel vier Bohrkerne mit rd. 50 mm Durchmesser herausgebohrt.

Analog den Bauteilproben (S IV) wurden die labormäßig hergestellten Bohrkerne vor der Einlagerung in die Prüflösung auf eine Höhe von 150 mm gesägt und an den Stirnflächen planparallel geschliffen. Ferner wurden an den Stirnflächen Messzapfen zur Messung der Längenänderung angeklebt. Bis zur Bestimmung der Ausgangsmessung wurden die Bohrkerne 12 Tage bei 20 °C und 65 % relativer Luftfeuchte vorgelagert.

In Anlehnung an das unter Abschnitt 3.1 beschriebene Flachprismenverfahren wurden jeweils drei Bohrkerne der Betonsorten S I, S II, S III und S IV (Bauteilproben) bei 20 °C in einer 4.4 %-igen Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung (Hauptlagerung) sowie in Wasser (Vergleichslagerung) gelagert. Da nach [7] das Flachprismenverfahren die Lagerung bei 20 °C in nicht ausreichender Weise die Temperaturverhältnisse in der Praxis abbildet, wurden zusätzlich jeweils drei Bohrkerne der Betonsorten S I, S II, S III und S IV bei 6 °C in einer 4.4 %-igen Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung und in Wasser gelagert. Die Lagerung bei 6 °C

gilt gegenüber der Lagerungstemperatur von 20 °C als eine Verschärfung der Prüfbedingungen.

Die Längenmessungen erfolgten nach einer Lagerungsdauer von 0 (Ausgangslänge), 2, 5, 7, 14, 28, 56, 91, 120 und 150 Tagen. Ein Wechsel der Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung erfolgte im Abstand von 14 Tagen.

Zur Bestimmung des Langzeitverhaltens wurden die Bohrkern des Vergleichbetons S I und die Bohrkern aus dem Bauwerk (S IV) nach 540 Tagen, jenseits der erforderlichen Lagerungsdauer, abschließend gemessen.

## 5 Untersuchungsergebnisse

### 5.1 Mörteluntersuchung

Als HS-Abnahmekriterium für den Sulfatwiderstand wurde die Dehnungsdifferenz von  $\leq 0.50$  mm/m nach 91-tägiger Sulfatlagerung herangezogen. In den Bildern 1 und 2 sind die Dehnungen der Mörtelflachprismen bei 20 °C und 6 °C in einer Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung dargestellt.

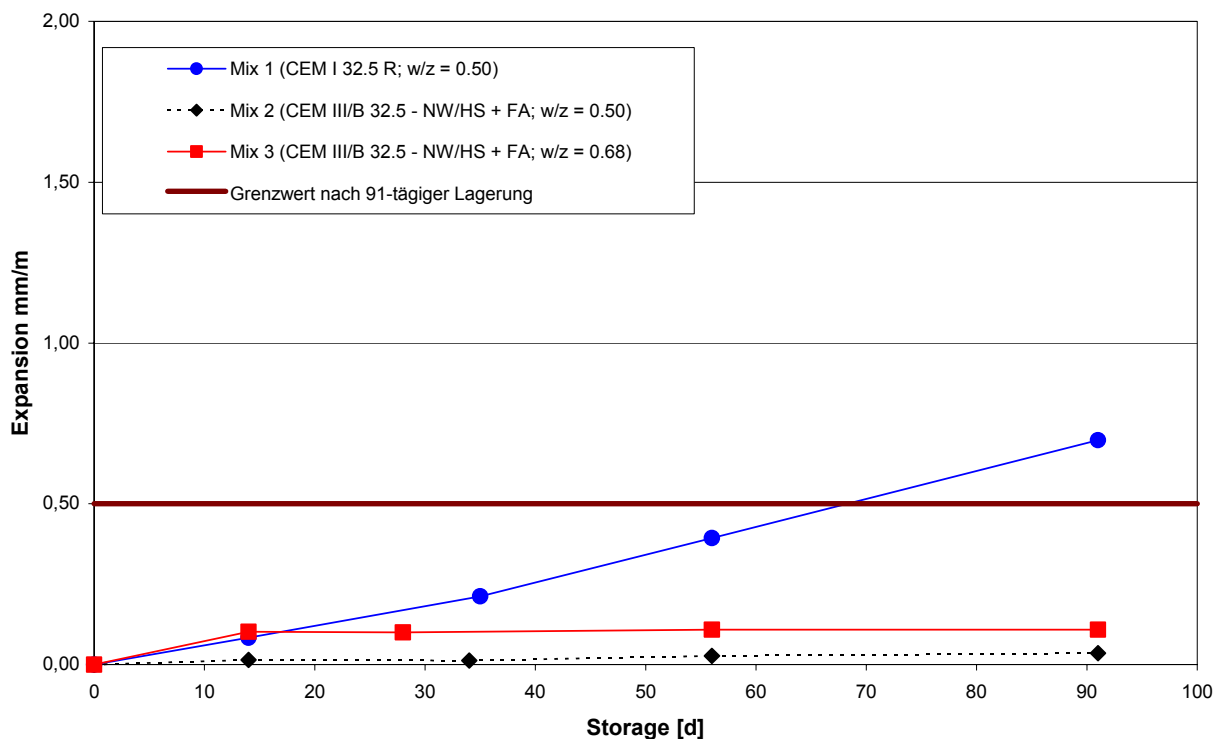


Fig. 1: Dehnungsdifferenz von Mörtelflachprismen bei Lagerung in 4.4 %-iger Natriumsulfatlösung. Lagerungstemperatur 20 °C

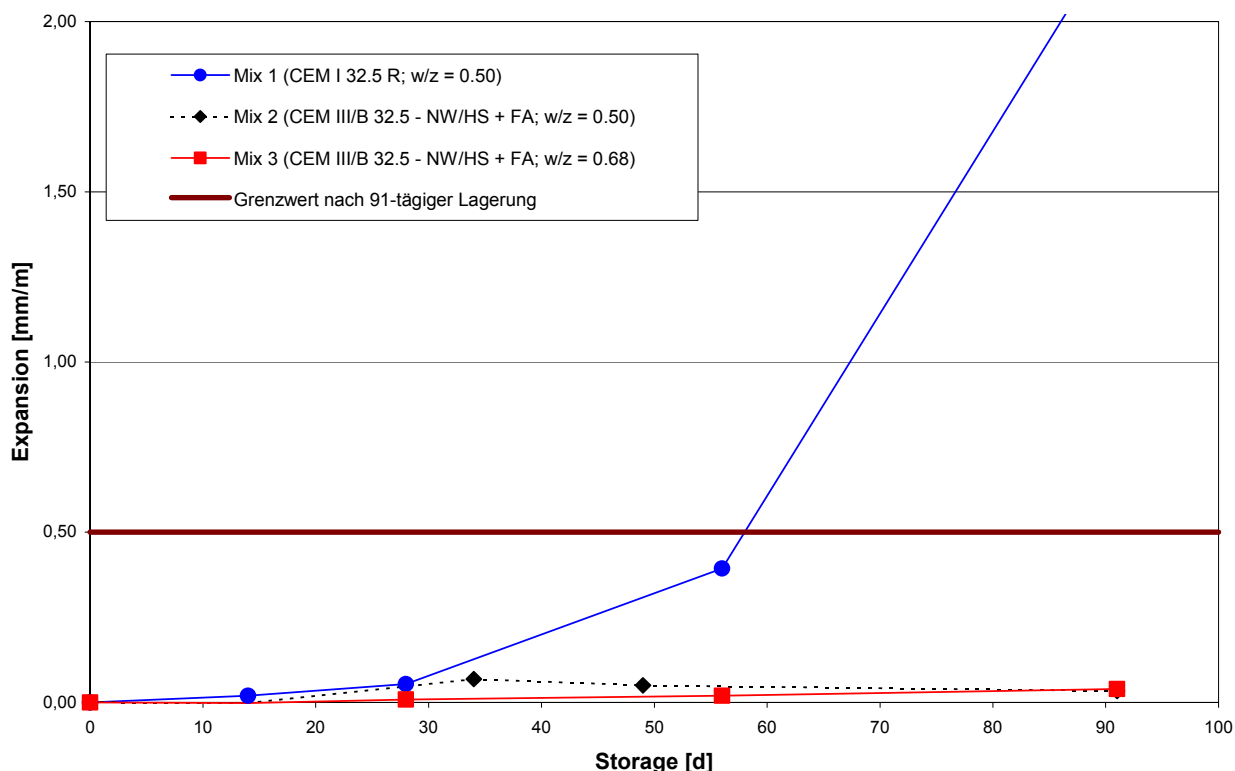


Fig. 2 : Dehnungsdifferenz von Mörtelflachprismen bei Lagerung in 4.4 %-iger Natriumsulfatlösung. Lagerungstemperatur 6 °C

Die Mörtelproben der Mischungen 2 und 3 erfüllten das HS-Abnahmekriterium des Flachprismenverfahrens in einer 4.4%-igen Natriumsulfatlösung nach 91 Tagen bei einer Lagerungstemperatur von sowohl 20 °C als auch 6 °C. Erwartungsgemäß erfüllte die Mischung 1 das HS-Kriterium in einer 4.4%-igen Natriumsulfatlösung nach 91 Tagen bei beiden Lagerungstemperaturen von 20 °C und von 6 °C nicht.

## 5.2 Bohrkernuntersuchung

Als Grenzwertkriterium für den Sulfatwiderstand wurde die Dehnungsdifferenz von  $\leq 0.50$  mm/m nach 91-tägiger Sulfatlagerung herangezogen. In den nachfolgenden Bildern 3 und 4 sind die Dehnungen der Bohrkerns bei 20 °C und 6 °C in einer  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ -Lösung dargestellt.

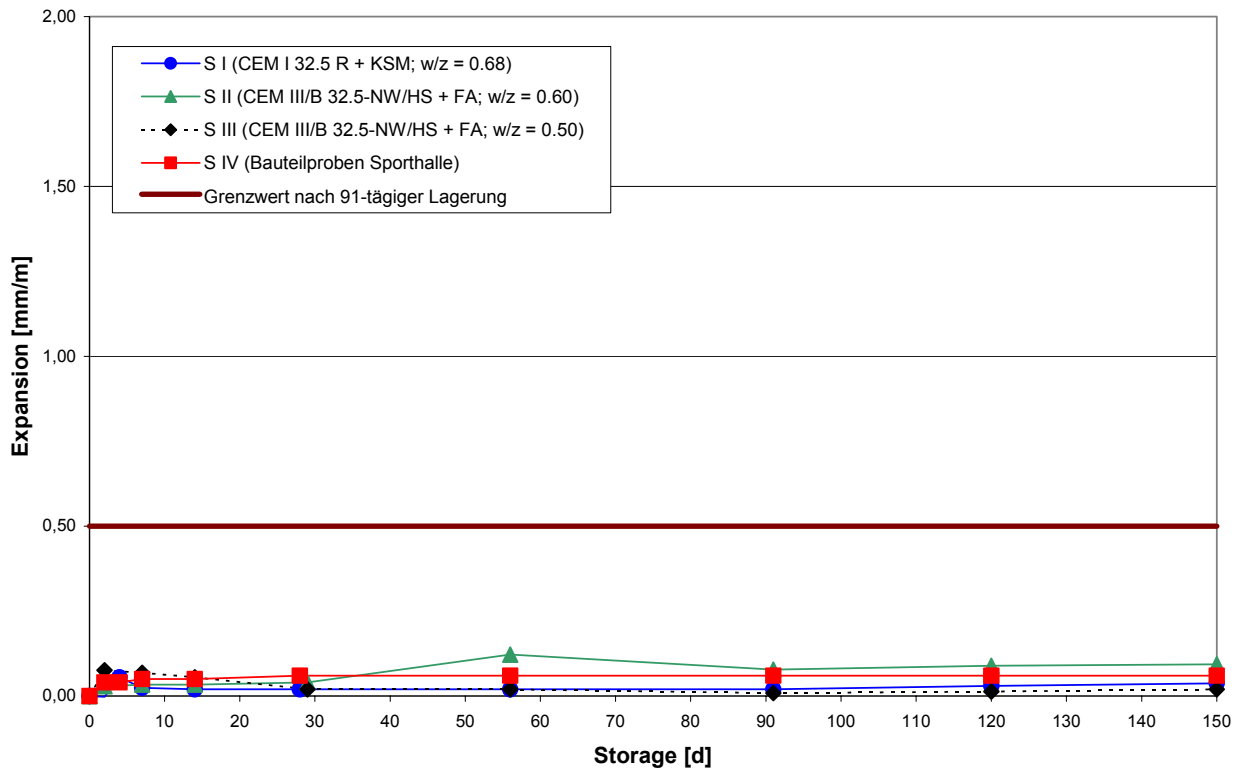


Fig. 3: Dehnungsdifferenz von Bohrkernen bei Lagerung in 4.4 %-iger Natriumsulfatlösung. Lagerungstemperatur 20 °C

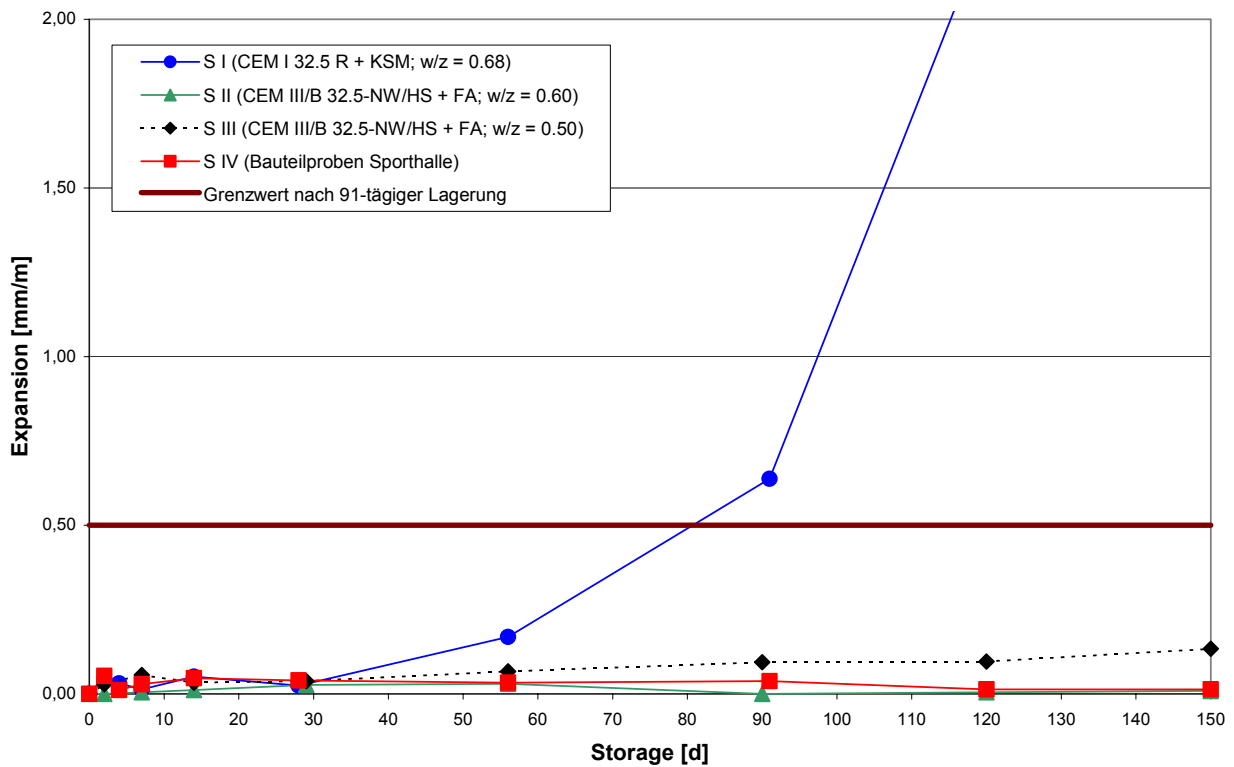


Fig. 4: Dehnungsdifferenz von Bohrkernen bei Lagerung in 4.4 %-iger Natriumsulfatlösung. Lagerungstemperatur 6 °C



Bei der Lagerungstemperatur von 20 °C erfüllten alle Bohrkerne der Vergleichsbetone (S I, S II und S III) und alle Bohrkerne aus dem Bauwerk (S IV) das HS-Abnahmekriterium des in Abschnitt 4.2 beschriebenen Flachprismenverfahrens. Die gemessenen Dehnungen lagen bis zur Lagerungsdauer von 150 Tagen in 4.4 %-iger Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung deutlich unterhalb des Grenzwertes von 0.50 mm/m.

Bei einer Lagerungstemperatur von 6 °C wiesen hingegen die Bohrkerne des Vergleichsbetons S I einen sehr hohen Dehnungszuwachs auf und erfüllten das HS-Abnahmekriterium nicht. Bei den übrigen Laborbetonproben S II und S III sowie bei den Bauwerksproben der Sporthalle waren bis zur Lagerungsdauer von 150 Tagen keine nennenswerten Dehnungen aufgetreten und am Probekörper keine Beschädigungen feststellbar.

Die Dehnungsdifferenzen der Bohrkerne des Vergleichsbetons S I und der Bohrkerne aus dem Bauwerk (S IV) nach einer auf 540 Tage verlängerter Lagerungsdauer sind in Tabelle 6 dargestellt:

Tab. 6: Dehnungsdifferenz der Bohrkerne des Vergleichsbetons S I und der Bohrkerne aus dem Bauwerk S IV bei einer Lagerungstemperatur von 20 °C und 6 °C in 4.4 %-iger Natriumsulfatlösung nach 540 Tagen.

Lagerungszeit [d]	S I		S IV	
	20 °C	6 °C	20 °C	6 °C
150	0.04 mm /m	zerstört	0.06 mm/m	0.01 mm/m
540	3.46 mm/m	zerstört	0.06 mm/m	0.07 mm/m

Die gemessenen Dehnungen der Bohrkerne aus dem Bauwerk (S IV) waren auch nach einer Lagerungsdauer nach 540 Tagen in 4.4 %-iger Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung bei 20 °C und 6 °C noch deutlich unterhalb des Grenzwertes von 0.50 mm/m. Ferner waren an den Bohrkernen keine Beschädigungen in Form von Rissen oder Abplatzungen feststellbar. Dagegen lag der Vergleichsbeton S I nach 540 Tagen Lagerung in 4.4 %-iger Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-Lösung bei 20 °C deutlich über dem Grenzwert von 0.50 mm/m.

Das Bild 5 (links) zeigt die Bohrkerne zu Beginn und Bild 5 (rechts) nach Ablauf der 150-tägigen Lagerungsdauer. Im Bild 5 (rechts) ist deutlich die vollständige Zerstörung der Bohrkerne aus Beton S I erkennbar.



Fig. 5: Bohrkern zu Beginn der Einlagerungsversuche (links) und zerstörte Betonbohrkerne S I nach Ablauf einer Lagerungsdauer von 150 Tagen

Klassische Sulfatschäden, wie sie in Bild 5 (rechts) vorliegen, sind auf Treibschädigungen zurückzuführen und gehen auf die Bildung von sekundärem Ettringit und sekundärem Gips zurück. Außerdem kann bei niedrigen Temperaturen (< 15 °C) eine gefügeschädigende Thaumazitbildung auftreten [11]. Alle drei Ursachen für eine Schädigung durch Sulfatangriff wurden durch Röntgendifraktometrie (Bild 6) und Rasterelektronenmikroskopie (Bild 7) der geschädigten Probe im Rissbereich nachgewiesen.

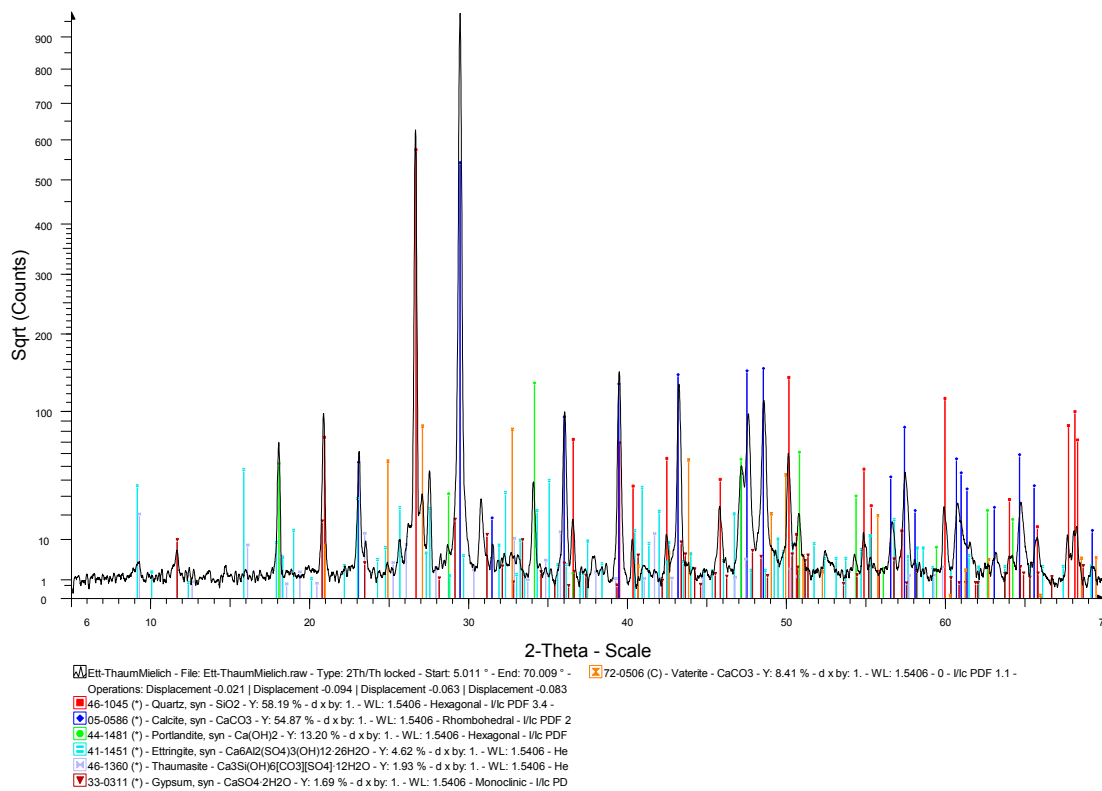


Fig. 6: Röntgendifraktogramm eines zerstörten Betonbohrkerns S I bei Lagerung in 4.4 %-iger Natriumsulfatlösung nach Ablauf einer Lagerungsdauer von 150 Tagen. Lagerungstemperatur 6 °C

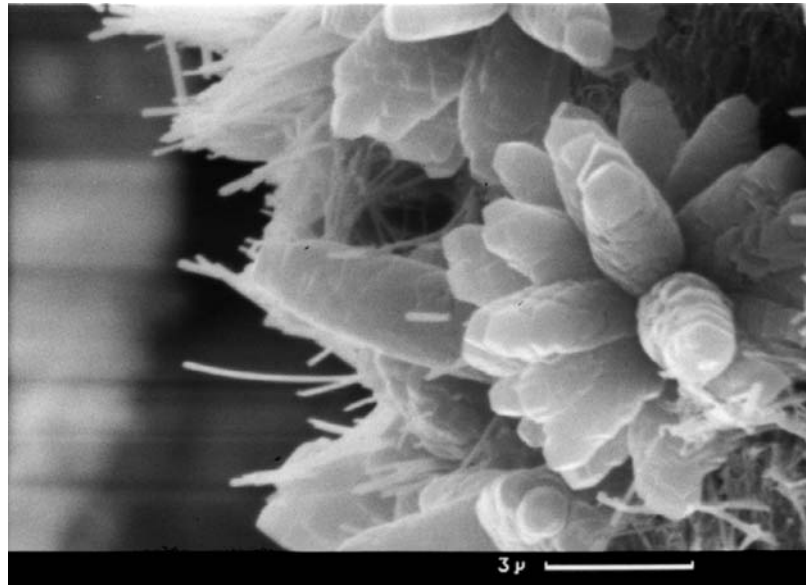


Fig. 7: Rasterelektronenmikroskopie – Sekundärer Ettringit und sekundärer Gips im Rissbereich eines Betonbohrkerns S I bei Lagerung in 4.4 %-iger Natriumsulfatlösung nach Ablauf einer Lagerungsdauer von 150 Tagen. Lagerungstemperatur 6 °C

## 6 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse

Zur Bestimmung des Sulfatwiderstandes des eingebauten Betons des Neubaus einer Sporthalle wurden aus den Gründungskörpern Bauteilproben (Bohrkerne) entnommen und mit labormäßig hergestellten Bohrkerne und Mörtelflachprismen unter variierten Lagerungsbedingungen verglichen. Hierbei wurden in Anlehnung an das Flachprismenverfahren Bauteilproben des Neubaus einer Sporthalle und unterschiedlich zusammengesetzte Betonbohrkerne und Mörtelflachprismen in einer 4.4 %-igen Natriumsulfatlösung gelagert und die Dehnungen bis zu einer Lagerungsdauer von 150 Tagen bestimmt. Mit dem Ziel die Temperaturverhältnisse im Gründungsbereich des Neubaus der Sporthalle praxisnah abzubilden, wurden die Versuche nicht nur bei 20 °C, sondern auch unter verschärften Bedingungen bei 6 °C durchgeführt.

Die Untersuchungen haben im einzelnen folgende Ergebnisse ergeben:

- Die Betonbohrkerne mit Hochofenzement/Flugasche-Gemischen mit einem w/z-Wert von 0.50, 0.60 als auch 0.68 (Bauteilproben Sporthalle) erfüllten das HS-Abnahmekriterium des Flachprismenverfahrens in einer 4.4 %-igen Natriumsulfatlagerung nach 91 Tagen sowohl bei 20 °C als auch bei 6 °C. Weiterhin wurde das HS-Abnahmekriterium auch nach 150-tägiger Lagerungsdauer eingehalten.
- Die Betonbohrkerne mit Hochofenzement/Flugasche-Gemischen mit einem w/z-Wert von 0.68 (Bauteilproben Sporthalle) erfüllten das HS-Abnahmekriterium des Flachprismenverfahrens in einer 4.4 %-igen Natriumsulfatlagerung nach 540-tägiger Langzeitlagerung sowohl bei 20 °C als auch bei 6 °C.

- Die Betonbohrkerne mit üblichem Portlandzement/Kalksteinmehl-Gemisch erfüllten bei 20 °C das HS-Abnahmekriterium des Flachprismenverfahrens in einer 4.4 %-igen Natriumsulfatlagerung nach 540-tägiger Langzeitlagerung nicht.
- Mörtelflachprismen mit Hochofenzement/Flugasche-Gemisch mit einem w/z-Wert von 0.50 und 0.68 erfüllten das HS-Kriterium des Flachprismenverfahrens nach 91 Tagen Lagerungsdauer sowohl bei 20 °C als auch bei 6 °C.
- Mörtelflachprismen mit üblichem Portlandzement zeigten bei 6 °C einen deutlich geringeren Sulfatwiderstand als bei 20 °C und erfüllten bei beiden Lagerungstemperaturen das HS-Kriterium des Flachprismenverfahrens nicht.

Anhand der ähnlichen Ergebnisse der Beton- und Mörteluntersuchungen bei 6 °C Lagerungstemperatur kann angenommen werden, dass das HS-Abnahmekriterium des Flachprismenverfahrens auf die Betonuntersuchungen übertragbar ist. Weiterhin kann anhand der durchgeführten Untersuchungen davon ausgegangen werden, dass sich der Beton des Neubaus der Sporthalle, trotz eines unzulässig hohen w/z-Werts von 0.68, bei einem chemischen Angriff durch sulfathaltiges Wasser nicht anders verhält als normgerecht zusammengesetzter Beton.

## References

- [1] SCHIEßL, P.: Sulfatangriff auf Beton: Empfehlungen für die Baupraxis. Beton 53 Jg. (2003) H.5, S. 244
- [2] DIN 1045 – Beton und Stahlbeton; Bemessung und Ausführung -, Ausgabe Juli 1988
- [3] DIN-Fachbericht 100 – Beton; Zusammenstellung von DIN EN 206-1 und DIN 1045-2 Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin 2001
- [4] DIN 1164-10 – Zement mit besonderen Eigenschaften; Zusammensetzung, Anforderungen und Übereinstimmungsnachweis von Normalzement mit besonderen Eigenschaften -, Ausgabe August 2004
- [5] (Entwurf) DIN 1045-2/A1 – Tragwerke aus Beton, Stahlbeton und Spannbeton; Beton – Festlegungen, Eigenschaften, Herstellung und Konformität; Anwendungsregeln zu DIN EN 206-1 -, Ausgabe August 2004
- [6] DIN EN 197-1 – Cement; Composition, specifications and conformity criteria for common cements -, Publication date 2004-08
- [7] STARK, J., WICHT B.: Dauerhaftigkeit von Beton – Der Baustoff als Werkstoff. Baupraxis Birkhäuser, Berlin 2001
- [8] MULENGA, D.M.: Zum Sulfatangriff auf Beton und Mörtel einschließlich der Thaumasitbildung – Dissertation März 2002. dissertation.de - Verlag im Internet GmbH, Berlin, 2002
- [9] WITTEKINDT, W.: Sulfatbeständige Zemente und ihre Prüfung. Zement-Kalk-Gips 13 (1960) H. 2, S. 565-572

- [10] DIN EN 196-1 – Methods of testing cement; Determination of strength -, Publication date 1995-05
- [11] Lipus, K., Puntke, S.: Sulfate resistance of concretes with different compositions. Concrete Technology Reports 2001-2003, Verlag Bau + Technik, Düsseldorf, 2003, S. 169-179

## Effect of Lamination Anisotropy and Lay-up in Glued-Laminated Timbers<sup>1</sup>

S. Aicher and G. Dill-Langer

Journal of Structural Engineering, July 2005

**Abstract:** This paper presents the analysis of glued-laminated timbers (glulam) subjected to tension perpendicular to the fiber direction, hereby taking into account the cylindrical anisotropy of the individual laminations and specific lay-up configurations. The investigations include two- and threedimensional finite element analyses of prismatic specimens and curved beams. The influences of the board width and the location of the board's material coordinate system, i.e., of the sawing pattern, were studied parametrically. The stress distributions obtained deviate considerably from results based on simplified orthotropic constitutive theory, which is commonly applied in the analysis of glulam. The study showed a strong influence of the lamination sawing pattern and of the grouping within the glulam cross section. The maximum stress values exceeded the stresses obtained assuming rhombic orthotropy by a factor of about 2 to 4. The strength relevant Weibull stresses, which smooth the true uneven stress distributions, revealed increases of about 1.4 to 1.9. This work provides enhanced understanding of glued-laminated timbers in transverse tension loading and can be used as a theoretical tool for optimization of lay-ups.

### Introduction

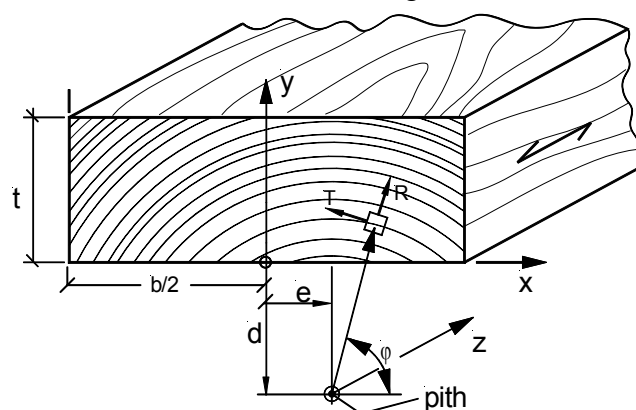
Wood, boards and hence glued-laminated timbers (glulam), are characterized by conical material anisotropy, which is best visualized by considering the straight stem of a tree with decreasing diameter from bottom to top. The three principal material axes are the stem axis (pith) and the radial ( $R$ ) and tangential ( $T$ ) directions within a plane normal to the stem axis. The elasticity coefficients and the strength properties in the three principal directions differ considerably. As an approximation, the actual conical anisotropy may be replaced by cylindrical anisotropy. Further, periodic inhomogeneity of softwoods in the radial direction may be simplified to a quasi-homogeneous continuum when performing an analysis on the macro-scale. Additional restrictions such as spiral grain and defects such as knots are neglected in this paper.

Until recently, it was believed that sufficiently accurate results could be obtained for all major stress components in a glulam beam when the mechanical behavior is approximated using transverse isotropy. Hereby, one material axis is parallel to the fiber (beam) axis and smeared isotropy is assumed within the cross section of the beam. This assumption allows beamlike glulam elements to be modelled as two-dimensional orthotropic structures (rhombic orthotropy) represented by their middle plane; thereby a quasi-constant stress state across the width of the beam is assumed.

---

<sup>1</sup> With permission from ASCE

The paper discusses tension stresses perpendicular to the fiber (beam) axis and their inhomogeneous distribution along the width and depth of the cross section arising from material anisotropy. The distribution of stresses perpendicular to the fiber axis along the beam length (e.g. Ehlbeck and Kürth, 1994) is of no relevance in this context. Tension stresses perpendicular to the fiber axis arise due to the curvature in curved, pitched cambered, and double tapered glulam beams subjected to a positive, i.e., curvature-reducing, bending moment. Tension stresses perpendicular to the fiber axis also arise from climatic actions. First calculations accounting for the cylindrical anisotropy of a board, i.e., the polar anisotropy within the cross sections of boards in glulam were reported in Dahlblom and Ormarsson (1993) and Hanhijärvi and Ranta-Maunus (1996). It was revealed that the rhombic orthotropic approximation is a far too crude simplification for an assessment of the true stress variation perpendicular to the fiber direction along the cross sectional width. The effects of the in-plane polar material anisotropy on the stress and strain state of a single board loaded in tension perpendicular to the top and bottom surface (Fig. 1) was shown in detail for different boundary conditions in Aicher and Dill-Langer (1996). Consistent experimental verifications of the highly variable strain fields resulting from the cylindrical material anisotropy are presented in Aicher et al. (2001). For experimental reasons, the tests were performed with a board loaded in tension perpendicular to the narrow cross section edges.



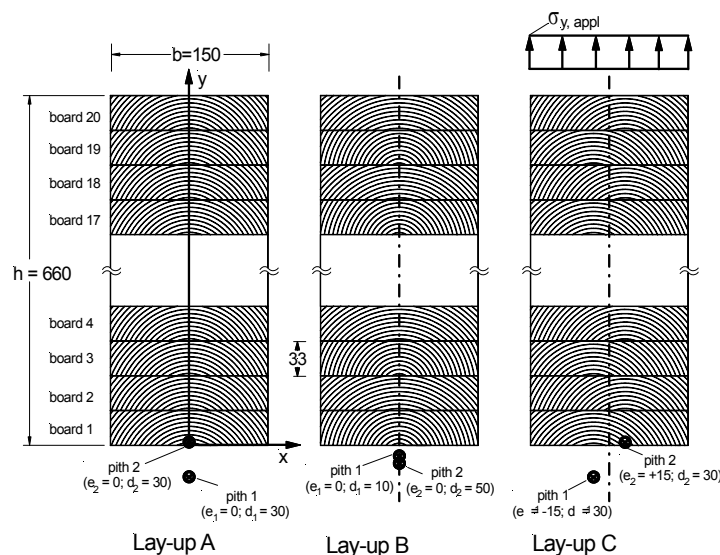
**Fig. 1:** Material coordinate system for a single lamination

The consequences of the inhomogeneity of the tension stresses perpendicular to the fiber along cross sectional width on the long-term behavior of glulam subjected to varying climate conditions are discussed in Ranta-Maunus (1996); Aicher and Dill-Langer (1997a, b); Aicher et. al. (1998) and Dill-Langer (2004). Recently, the cylindrical anisotropic constitutive law has been considered for the analysis of compression perpendicular to the fiber axis focussing on the effects of lateral expansion [Hoffmeyer et al. (2000); see also Larsen (2003)].

This paper considers in a comprehensive manner the effect of cylindrical anisotropy on the elastic response of glulam. Special attention is paid to a quantification of the influence of different lay-ups resulting from specific sawing patterns of the boards and their staggering sequences.

## Definition of cylindrical material anisotropy

The position of the center of the cylindrical material anisotropy of the individual boards in a glulam is defined by the sawing pattern, i.e., by the location of the respective board relative to the pith. The cylindrical material coordinate system is defined for each individual board by two dimensions (Fig. 1): the distance  $y = -d$  of the pith from the bottom, i.e., pith side, of the board and the eccentricity  $x = e$  of the pith from mid-width of the board. A primary reason for the discussed effects stems from the ratios of the elastic constants of the cylindrical anisotropic material, particularly within the ( $R$ - $T$ )-plane normal to the fiber direction. As an approximation it may be assumed for most softwood species in the Northern hemisphere that Young's moduli in the radial and tangential direction  $E_R$ ,  $E_T$ , respectively, differ by a ratio ranging between 1.2 and 2.2. The ratio of shear modulus  $G_{RT}$  versus  $E_R$  shows large scatter between different specimens ranging from about 1/26 for Sitca spruce to 1/7 for Ponderosa and Sugar pine [see, e. g., *Wood Handbook* (1999)]. The  $G_{RT}/E_R$  ratios for Western Red Cedar, Subalpine Fir, Lodgepole, Western White Pine, Western Hemlock, North American Sitca Spruce, and of European Spruce are in the range of 1/15 to 1/26.



**Fig. 2** Investigated glulam lay-ups with different sawing patterns and staggering sequences of the laminations (all dimensions in mm)

Throughout the presented two-dimensional and three-dimensional computations the following stiffness ratios, which are especially well suited for spruce, were assumed:

$$E_L : E_R : E_T : G_{RL} : G_{TL} : G_{RT} = 10.8 : 1 : 0.67 : 0.67 : 0.67 : 0.042$$

Further, Poisson's ratios  $\nu_{ij}$  (first and second index denote strain and stress direction, respectively) were taken as  $\nu_{TR} = 0.35$ ,  $\nu_{LR} = \nu_{LT} = 0.015$ . Variations of the assumed ratios within the realistic margins of  $0.15 \leq \nu_{TR} \leq 0.4$ ,  $0.01 \leq \nu_{LT} \leq 0.03$  and  $0.01 \leq \nu_{LR} \leq 0.06$  [see, e. g., *Wood Handbook* (1999)] do not change the results presented in this paper qualitatively. All physically plausible variations of the elastic coefficients or Pois-



son's ratios related to the direction L parallel to the fiber direction have hardly any influence on the results.

The employed elasticity ratios imply that the most dominant effect of the cylindrical anisotropy in the case of loading normal to the fiber direction stems from the very small in-plane shear modulus  $G_{RT}$ , which leads to a pronounced off-axis shear-coupling effect during off-axis loading [Aicher and Dill-Langer (1996)].

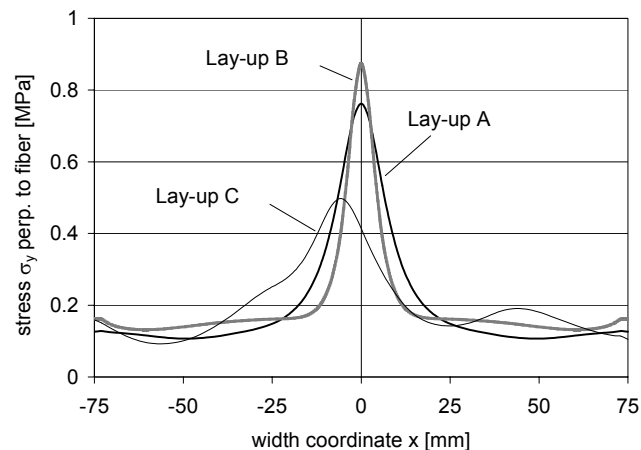
## Glued-Laminated Cross Section Subjected to Uniaxial Tension Loading

To study the cylindrical material effect in a very transparent manner, a section of a glued-laminated beam subjected to uniaxial tension loading perpendicular to the fiber is first analyzed. Three model lay-ups A, B and C are considered, differing with respect to the sawing pattern and the staggering of the individual boards (Fig. 2). The chosen lay-up configurations exhibit cross sections with all pith locations on the same side of the lamination, as required by European glulam production standard EN 386. An additional preliminary study with random lay-ups, as used in North America or Australia, showed that the results for the stress distributions, the maximum stress values, and the integrated Weibull-stresses (see below) are in the same range when compared to the cases presented in this paper.

In all cases, the specimen has a width  $b$  and depth  $h$  of 150 x 660 mm. Each of the 20 laminations has a thickness  $t$  of 33 mm. The three model lay-ups A, B and C show the following sawing pattern and staggering characteristics:

- Lay-up A; equal sawing pattern of all boards having pith distances  $d_i = \text{const.} = 30$  mm and eccentricities  $e_i = \text{const.} = 0$ ;
- Lay-up B; periodically varying pith distances  $d_i = 10$  and 50 mm and constant eccentricities  $e_i = \text{const.} = 0$ ; and
- Lay-up C; constant pith distance  $d_i = 30$  mm and periodically varying eccentricities  $e_i = \pm 15$  mm.

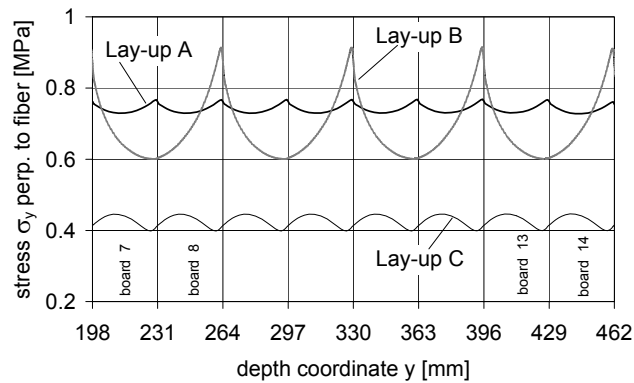
The lay-ups are analyzed using a 2D plane-stress analysis based on polar anisotropy of the cross sections of the laminations. Plane solid elements with four nodes and linear shape functions were used. The locally orthotropic element material coordinate systems were aligned tangentially to the polar material coordinate system of each individual board. A sensitivity analysis of the necessary element size revealed that a rather fine mesh is a prerequisite, especially towards the interfaces between two adjacent boards, due to the discrete stiffness discontinuities at the transitions. The glue lines were not modeled explicitly. It was verified that the stiffness of the very thin adhesive layer has almost no effect on the stress state at the macro-level. The mesh spacing was decreased near the interfaces by a factor of 5 compared to that at mid-thickness of the lamination. The meshing of each board comprised 26 and 20 divisions in the width and thickness, respectively. All calculations were performed with a uniformly distributed applied stress of  $\sigma_{y, \text{app}} = 0.2$  MPa parallel to the cross section depth  $h$ .



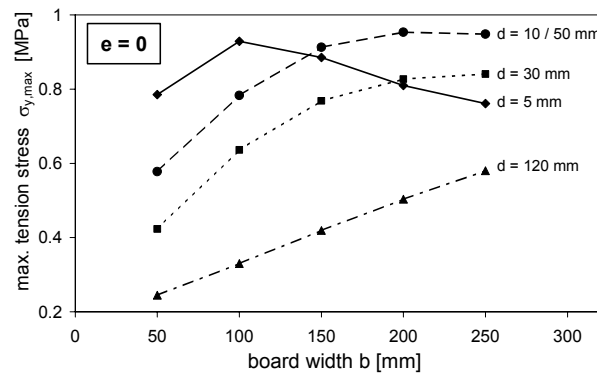
**Fig. 3** Distribution of tension stress  $\sigma_y(x, y = \text{const.})$  perpendicular to the fiber axis along cross section width for different glulam lay-ups

Figs. 3 and 4 reveal the pronouncedly inhomogeneous distribution of stress  $\sigma_y$  along cross section width  $b$  and depth  $h$ , respectively. Fig. 3 shows the stress distribution along the width near the interface of two adjacent laminations at about mid-depth of the analyzed glulam cross section. An extremely uneven distribution of stress  $\sigma_y = \sigma_y(x, y = \text{const.})$  parallel to the load direction with a pronounced stress peak near midwidth can be observed. Qualitatively, the location of the maximum value of  $\sigma_y$  is close to the location where the radial direction of the (on-axis) material coordinate system is parallel to the (generally off-axis) direction of the applied load. The exact location of the peak depends on the specific lamination lay-up. In the case of symmetric lay-ups, A and B, the maximum is located exactly at midwidth. In the case of lay-up C, which has alternating eccentric pith locations, a shift of the stress peak from mid-width is obtained. The minimum  $\sigma_y$  values are found in the zones of the highest shear coupling, i.e., near the outer edges of the cross section width. At this location an angle of approximately  $45^\circ$  is encountered between the radial (on-axis)- and the load (off-axis)- direction.

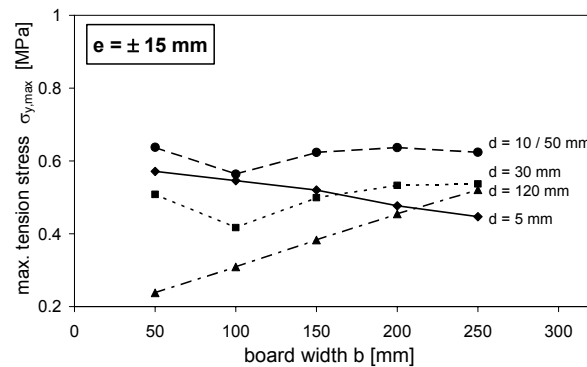
Fig. 4 shows the periodic variation of stress  $\sigma_y = \sigma_y(y, x = \text{const.})$  along the cross section depth  $h$  with stress peaks near the interface (glue) lines of adjacent laminations. The stress distributions are for the middle part of the cross section depth (boards 7 to 14, see Fig. 2), as this zone is not significantly affected by stress disturbances caused by boundary conditions. In the case of lay-up B with varying pith distances  $d_i$ , high stress peaks are obtained at the interfaces of every second board-to-board transition.



**Fig. 4** Distribution of tension stress  $\sigma_y (x = 0, y)$  along cross section depth for different glulam lay-ups



a)



b)

**Fig. 5** (a) and (b) Influence of board width  $b$  and pith distance  $d$  on maximum tension stress  $\sigma_{y, \max}$  perpendicular to the fiber direction in the case of (a) symmetric cross section lay-up ( $e = 0$ ) and (b) alternating eccentricities ( $e = \pm 15$  mm)

The magnitude of the maximum stress relative to the applied nominal stress depends on the specific lay-up configuration and ranges from about 2.5 (lay-up C) to 4.4 (lay-up B). The ratios of maximum to minimum values of stress  $\sigma_y$  range from 5.4 (lay-up C) to 8.1 (lay-up B). To get deeper insight into the stress distributions, the eccentricity  $e$ , pith distance  $d$ , and board width  $b$  were systematically varied. The results are discussed in the following section.

## Effect of Location of Material Coordinate System and Board Width

The combined effects of the location of the cylindrical material coordinate system of the individual laminations and of the width of the glulam beam on tension stress perpendicular to the fiber direction are depicted in Figs. 5 (a and b). The graphs show the individual maximum tension stresses  $\sigma_{y, \max}$  of the analyzed glulam cross sections as a function of board width for different lay-up configurations. It is important to mention that it is irrelevant whether the tension stresses result from applied uniaxial loading or from an applied opening bending moment in a curved glulam beam. In the latter case, the given stress maxima are confined to a rather narrow section at mid-depth of the cross section. Regardless of the source of the stresses perpendicular to the fiber, either from uniaxial loading or from an opening moment in a curved beam, the mean stress  $\bar{\sigma}_y = 1/b \int \sigma_y(x) dx$  along width  $b$  was 0.2 MPa in all analyses.

Fig. 5(a) shows the variation of the peak stress values of four different symmetrical lay-ups, all with eccentricity  $e$  of each board being zero. The differences in the results stem from the equal or alternating pith distances  $d$  of the successive laminations. Hereby, three lay-up examples with equal pith distances  $d = \text{const.} = 5, 30$  and  $120$  mm are shown. One lay-up is characterized by periodically alternating pith distances  $d_1 = 10$  mm,  $d_2 = 50$  mm, ...,  $d_{20} = 50$  mm of the successive laminations.

Fig. 5(b) gives results for the same pith distances  $d$  as in Fig. 5(a), but now eccentricity  $e$  of the successive boards 1, 2, ..., 20 varies periodically from the mid-width of the cross section by  $e_1 = -15$  mm,  $e_2 = +15$  mm, ...,  $e_{20} = +15$  mm.

Although the following results and discussions are strictly only valid for the chosen lamination thickness of  $t = 33$  mm, realistic thickness variations within the range of  $33 \text{ mm} \pm 12 \text{ mm}$  show qualitatively very similar results.

Fig. 5(a) reveals that pith distance has a pronounced influence on the maximum stress. Board width affects the maximum considerably as well. Generally speaking, the shear coupling effect and thus the peak stress is highest for small pith distances  $d$  (and zero eccentricities  $e$ ). Furthermore, the peak stresses grow with decreasing rate up to a maximum value with increasing board width and subsequently decrease. The decrease in peak stress for very large board widths is technically only sensible, however, for very small pith distances in the range of about  $d \leq 10$  mm. For larger  $d$  values, the stress decrease occurs beyond the range of realistic board widths. Alternating pith distances lead to higher peak stress for all board widths as compared to lay-ups with constant pith distances  $d$ .

Alternating eccentricities  $e$  generally smooth the stress distributions and reduce the stress peaks. This was revealed qualitatively for lay-up C in the previous section. Fig. 5(b) reveals in a quantitative manner that the eccentricity related reduction of the stress peaks is most pronounced for narrow board widths and small pith distances. Furthermore, the absolute spread of the stresses given in Fig. 5(b) is smaller as compared to lay-ups with zero eccentricities as depicted in Fig. 5(a).

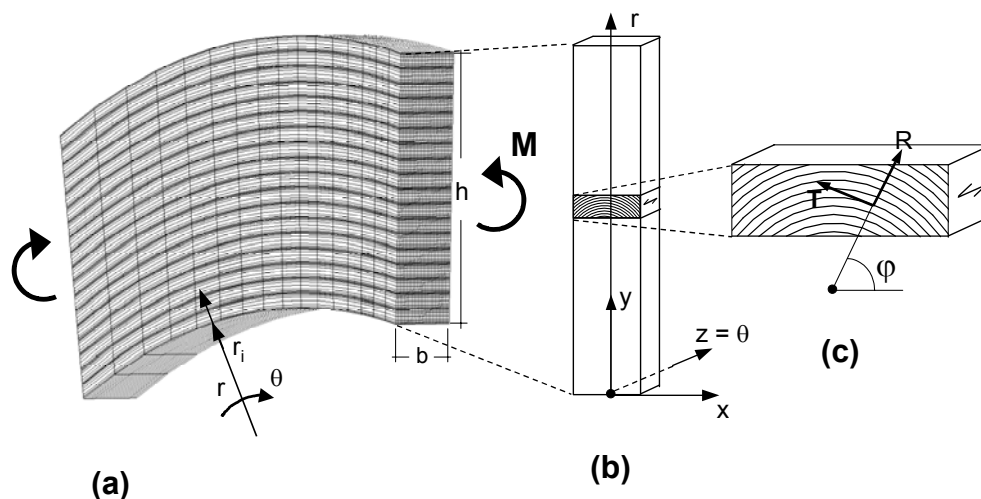
Both graphs reveal quantitatively that the peak stress computed under the assumption of cylindrical anisotropy approaches the applied constant stress for high pith dis-

tance and small board width (limit case of rhombic orthotropy); hereby pith eccentricity becomes gradually less influential.

### Study of a Curved Beam

For simplicity, a segment of a curved beam of constant depth, width and curvature subjected to a constant opening (positive) bending moment  $M$  is regarded [Fig. 6(a)]. The fiber direction  $L$  of the bent laminations follows the global curvature,  $1/r$ , of the beam tangentially to the  $\theta$ -direction of the global polar  $r$ - $\theta$  coordinate system of the structure. It has to be emphasized that the radial  $r$ -direction of the global beam curvature is different from the radial  $R$ -direction of the local material coordinate system of the individual laminations [Figs. 1 and 6(a-c)].

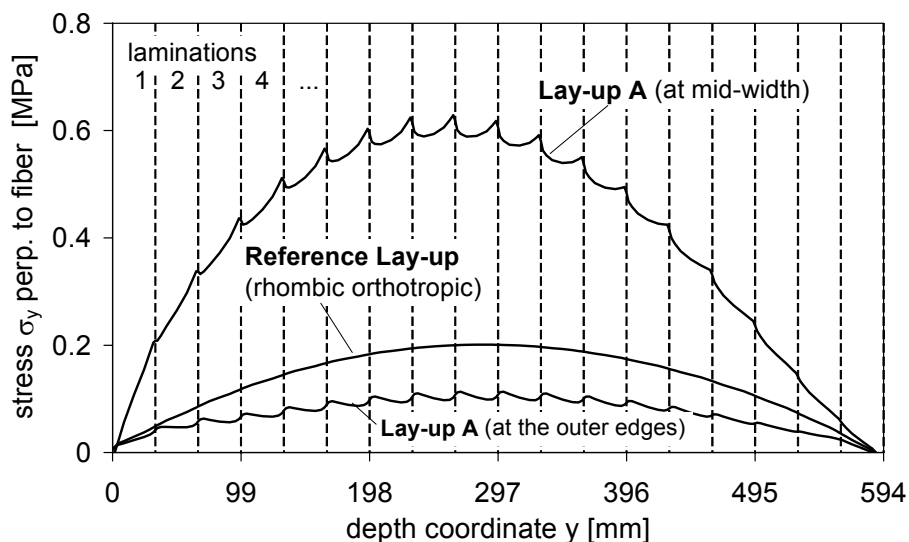
The cross section dimensions and the radius of curvature of the beam at mid-depth ( $r = r_m$ ) were chosen as  $b = 120$  mm,  $h = 594$  mm (18 laminations with a thickness of 33 mm) and  $r_m = r_i + h/2 = 6000 + 297 = 6297$  mm. With regard to the sawing pattern of the laminations and the staggering sequence, the same three lay-ups A, B and C regarded in the previous 2D analysis of uniaxially loaded cross sections are analyzed (Fig. 2).



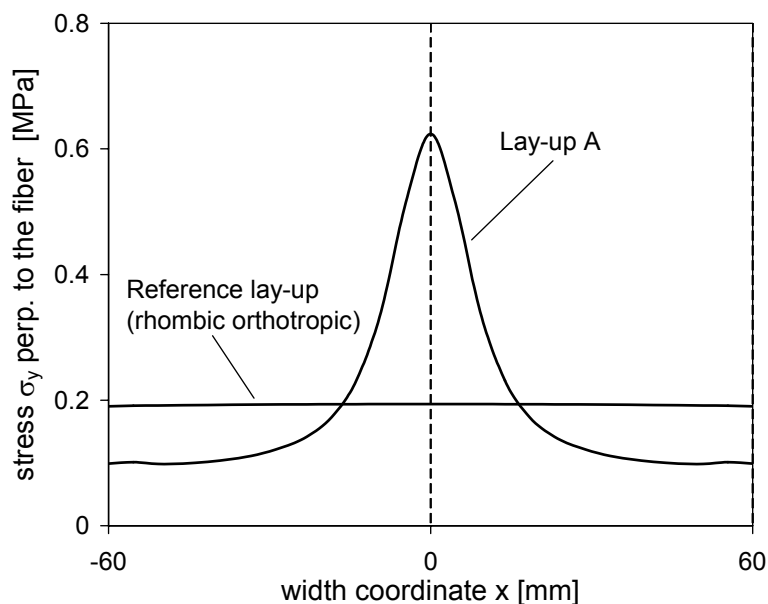
**Fig. 6** (a)-(c) Analyzed curved beam segment subjected to opening bending moment (a) FE-discretisation of modeled half of beam (b) global coordinate system in a cross section (c) local polar coordinate system in the radial ( $R$ ) - tangential ( $T$ ) plane of an individual lamination

The 3D finite element (FE) calculations accounting for the cylindrical anisotropy of the individual laminations were performed by means of brick elements with 8 nodes and linear displacement shape functions. The employed FE mesh had to satisfy two counteracting requirements. First, the mesh had to be sufficiently fine in order to model accurately both the global geometry of the curved beam and the cylindrically anisotropic constitutive law of the individual laminations. The latter was realized by respectively oriented local  $R$ - $T$  material coordinate systems of all finite elements. At the interfaces of adjacent laminations, where discontinuities of the cylindrical symmetry occur, smaller elements were necessary. Second, computing time and computer storage space were limiting factors for the number of elements in the 3D calculations. The number of element divisions, both in width and depth of the individual laminations, had to be reduced considerably as compared to the 2D calculations in the previous sections. Consequently, the provided 3D stress distributions slightly underestimate the local stress peaks. This does not, however, decrease the validity of the numerical investigation, which mainly aimed at analyzing the relative influence of different sawing patterns and staggering sequences of the laminations. Fig. 6(a) shows the 3D finite element discretization with 26 and 8 divisions in width and thickness for each lamination, respectively, and 16 divisions in the longitudinal  $\theta$ -direction of the regarded curved beam segment. Utilizing the symmetry in the  $\theta$ -direction, only one half of the beam segment was modeled.

The distribution of stress  $\sigma_y(x, y)$  perpendicular to the fiber direction in a vertical section of the curved beam at sufficient distance from the edge  $\theta = 0$  with the applied moment  $M = 59.85$  kNm and edge  $\theta = \ell/2$  (symmetry plane) will now be discussed. The results for the three lay-ups A, B and C are compared to those obtained using an isotropic material law or rhombic orthotropy, which are regarded as reference stress distributions.



(a)



(b)

**Fig. 7** (a) and (b) Distribution of tension stress  $\sigma_y$  perpendicular to the fiber direction in a cross section of a curved beam for two different glulam lay-ups according to 3D FE analysis (a) stress  $\sigma_y$  along cross section depth (b) stress  $\sigma_y$  along cross section width

The well-known reference stress distribution  $\sigma_y(y)$  for 2D orthotropic material law, which coincides in each material point with the global  $r$ - $\theta$  beam coordinate system and first derived analytically by Buchmann (1969); Foschi (1970); and Foschi and Fox (1970) is distributed approximately parabolically along the cross section depth  $d$  and is constant throughout the width [Figs. 7(a) and 8(a)]. The maximum value at about mid-

depth conforms, as for all realistic curvatures and softwood orthotropy ratios, to the solution for isotropic material law (Wilson, 1939)

$$\sigma_{y,\max,\text{ref}} = \frac{3}{2} \frac{M}{r_m b h} \quad (1)$$

For the example shown,  $\sigma_{y,\max,\text{ref}} = 1.5 \cdot 59.85 \cdot 10^6 / (6297 \cdot 120 \cdot 594) = 0.2 \text{ MPa}$ .

In addition to the reference stress curves, Figs. 7(a and b) depict the  $\sigma_y$  distributions for the highly regular cylindrical anisotropic lay-up A. Fig. 7(a) gives the  $\sigma_y$  ( $x=\text{const.}, y$ ) stress of lay-up A for two sections along the cross section width: at mid-width ( $x = 0$ ) and at the edges ( $x = \pm b/2$ ). As a first approximation, disregarding the quantitative differences between the reference solution and lay-up A, it can be seen that the shape of the stress distribution along the depth  $h$  is qualitatively similar, except for the slight stress increases towards the interfaces of adjacent laminations in lay-up A.

The significant difference between the magnitudes of the stresses obtained for the rhombic orthotropic reference case and the cylindrical anisotropic law (lay-up A) is best discussed by means of the stress distribution  $\sigma_y$  along the cross section width  $b$  [Fig. 7(b)]. The graph depicts stress  $\sigma_y(x, y = \text{const})$  along the width for both material laws at the location of the respective parabola maxima that are separated by less than one lamination depth, i.e., at about  $y = 0.48 \cdot h$  for the rhombic orthotropic reference lay-up and at  $y = 0.44 \cdot h$  for lay-up A.

Contrary to the rhombic orthotropic reference solution, where  $\sigma_y$  is constant across the width, the cylindrical anisotropy delivers a pronouncedly inhomogeneous stress distribution with a high stress peak at midwidth. This feature is identical to the result of the 2D analysis for the uniaxially loaded cross section slab shown in Fig. 3. Note that the mean stress level  $\bar{\sigma}_y = 1/b \int_0^b \sigma_y(x) dx = 0.2 \text{ MPa}$  of the depicted  $\sigma_y$ -curve of lay-up A agrees with the reference solution.

Fig. 8(b) illustrates the  $\sigma_y$  stress distribution of lay-up A three-dimensionally. Additionally, the more complex  $\sigma_y$  stress fields of lay-ups B and C are given [Figs. 8(c and d)]. The stress envelope for lay-up B looks similar to that of lay-up A except that due to periodically varying pith distances, every second peak value of the stress concentrations near the lamination interfaces is pronouncedly increased as compared to the stress level of the interface in-between. Lay-up B reveals the highest stress values of the regarded configurations, however, the peaks are concentrated within small areas. For configuration C, the alternating pith eccentricity spreads the zone of elevated stresses, but decreases the peak values. As discussed in the 2D analysis, the stress peaks are shifted alternatingly from midwidth towards the right and left outer edges. For lay-up C the parabolic distribution along the depth is not as clearly visible as in the case of the symmetrical lay-ups A and B.



## Strength prediction using Weibull stress integration

The application of Weibull's weakest link theory to glulams to account for the strength dependence on the stochastic distribution of defects in arbitrary sized volumes of brittle materials subjected to inhomogeneous stress distributions as applied to rhombic orthotropy was introduced by Barrett (1974) and Barrett et al. (1975). The effects of extending the Weibull approach to account for the actual cylindrical anisotropy of the individual laminations is discussed in the following section.

## Stress Fullness Coefficients for Rhombic Orthotropy

The cumulative failure probability  $P_{inh}$  of a volume (structure) subjected to an inhomogeneous stress distribution can be equally ( $P_{hom} = P_{inh}$ ) obtained by means of a fictive constant stress termed Weibull stress  $\sigma_{wei}$ .

Considering a two-parameter Weibull distribution, the failure probabilities  $P_{inh}$  and  $P_{hom}$  are given by

$$P_{inh} = 1 - e^{-\int_V \left(\frac{\sigma(x,y,z)}{\sigma_0}\right)^m dV} = P_{hom} = 1 - e^{-\left(\frac{\sigma_{wei}}{\sigma_0}\right)^m \cdot V} \quad (2)$$

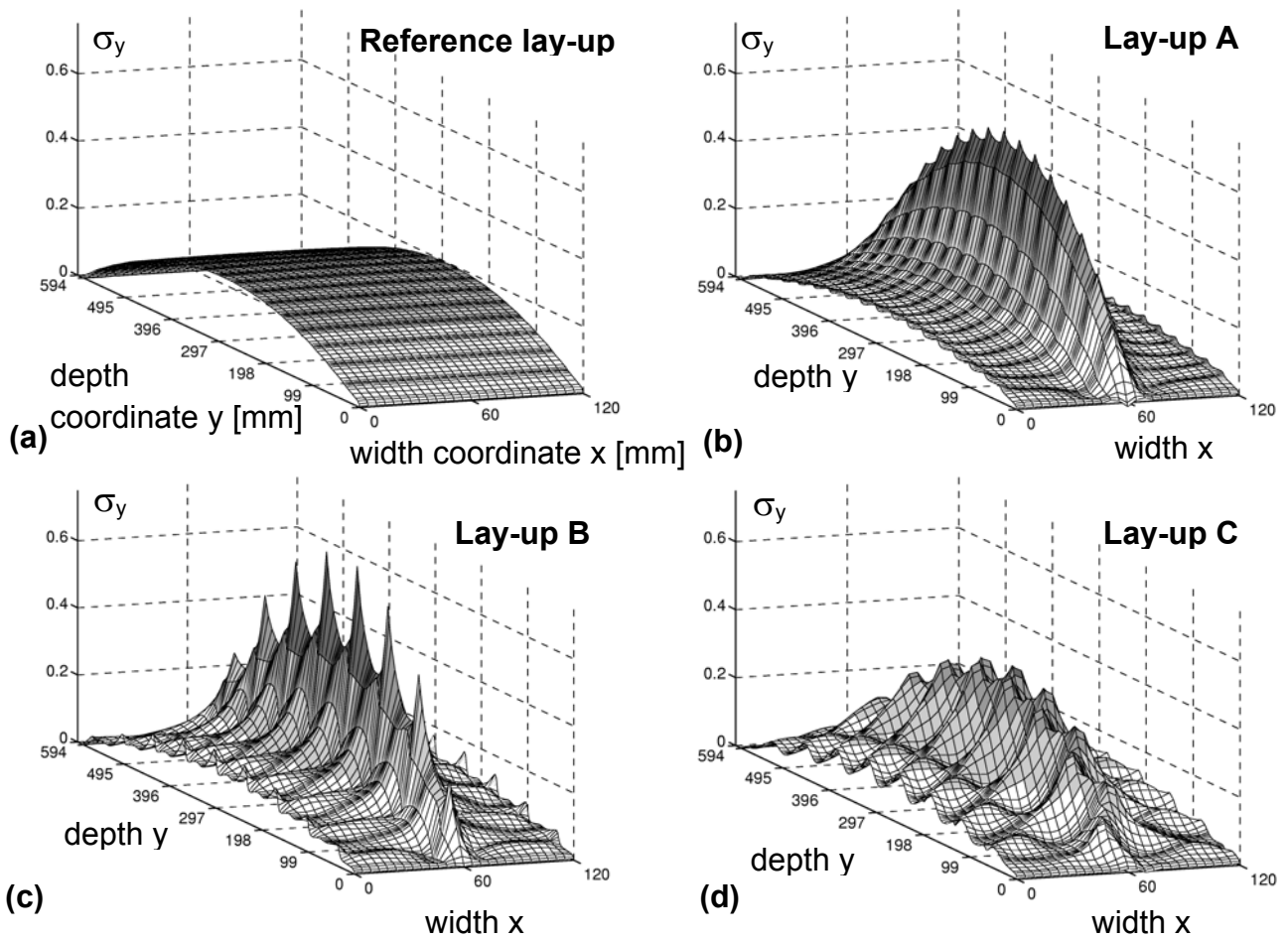
where  $\sigma_0$  = scaling parameter,  $m$  = shape factor, and the Weibull stress is

$$\sigma_{wei} = \left( \frac{1}{V} \int_V \sigma^m(x, y, z) dV \right)^{\frac{1}{m}} \quad (3)$$

In the following discussion, as in the example shown in Fig. 6, a constant moment  $M$  and hence a constant  $\sigma_y$  stress state is assumed along the longitudinal direction  $z$  tangential to the global curvature  $z = \theta$  of the beam. In case of rhombic orthotropy, Eq. (3) can be written as

$$\sigma_{y,wei,rhomb} = \left( \frac{1}{h \cdot b} \int_h \int_b \sigma_{y,rhomb}^m(x, y) dx dy \right)^{1/m} = \sigma_{y,ref} / k_{dis,rhomb} \quad (4)$$

$$k_{dis,rhomb} = \frac{1}{\lambda_{h,rhomb} \cdot \lambda_{b,rhomb}} \quad \text{and} \quad \lambda_{b,rhomb} = 1 \quad (5a,b)$$



**Fig. 8** (a)-(d) Results of 3D FE analysis of a curved beam: Distribution of stress  $\sigma_y(x, y)$  within a glulam cross section for four different glulam lay-ups (see Fig. 2). (a) Reference lay-up, (b) lay-up A, (c) lay-up B and (d) lay-up C

The quantity  $k_{\text{dis,rhomb}}$  is the usual dimensionless, cumulative stress shape modification factor of the inhomogeneous stress distribution normalized by a constant, arbitrary reference stress  $\sigma_{y,\text{ref}}$ . Quantities  $\lambda_{h,\text{rhomb}}$  and  $\lambda_{b,\text{rhomb}}$  reflect the stress variation along the depth and width of the cross section and are termed depth and width (stress) fullness coefficients, respectively, here for the orthotropic case.

In the case of curved beams,  $\sigma_{y,\text{ref}}$  is generally taken as the maximum stress [Eq. (1)] of the parabolic distribution. In the absence of any stiffness and hence no stress variations along the cross section width, as in the case of rhombic orthotropy of all laminations, it is evident that the width-fullness coefficient  $\lambda_{b,\text{rhomb}}$  is equal to one. Consequently, quantity  $k_{\text{dis,rhomb}}$  is completely determined by the depth-fullness coefficient  $\lambda_{h,\text{rhomb}}$ .

## Stress Fullness Coefficients for Cylindrical Anisotropy

For cylindrical anisotropy, analogous to Eq. (4), the Weibull stress can be written

$$\sigma_{y,wei,cylind} = \left( \frac{1}{h \cdot b} \iint_{h,b} \sigma_{y,cylind}^m(x,y) dx dy \right)^{1/m} = \sigma_{y,ref} / k_{dis,cylind} \quad (6)$$

where

$$k_{dis,cylind} = \frac{1}{\lambda_{h,cylind} \cdot \lambda_{b,cylind}} \quad (7)$$

As the stress distribution in the case of cylindrical anisotropy varies considerably with respect to depth and width, generally  $\lambda_{h,cylind}$  and  $\lambda_{b,cylind}$  are not equal to unity. The ratio of Weibull stresses according to cylindrical and rhombic anisotropy, i. e., Eqs. (4) and (6), assuming equal reference stresses  $\sigma_{y,ref}$ , is

$$\frac{\sigma_{y,wei,cylind}}{\sigma_{y,wei,rhomb}} = \frac{\lambda_{h,cylind} \cdot \lambda_{b,cylind}}{\lambda_{h,rhomb} \cdot 1} \quad (8a)$$

As revealed in the previous chapter, the shapes of the  $\sigma_y$  tension stress distributions along the cross section depth are qualitatively not significantly affected by the different constitutive laws investigated. Thus, as an approximation, the depth-fullness coefficients according to cylindrical and rhombic anisotropy can be assumed approximately equal:  $\lambda_{h,cylind} \approx \lambda_{h,rhomb} = \lambda_h$ . Hence, the Weibull stress ratio according to Eq. (8a) reduces to

$$\frac{\sigma_{y,wei,cylind}}{\sigma_{y,wei,rhomb}} = \lambda_{b,cylind} \quad (8b)$$

Configuration (glulam lay-up configuration)	Maximum stress value  $\sigma_{y,max}$ (MPa)	Weibull stress  $\sigma_{y,wei}$ (MPa)	Depth-fullness coefficient  $\lambda_h$	Width-fullness coefficient  $\lambda_b$	Cumulative stress shape modification factor  $k_{dis}$
<i>Reference lay-up</i>	<b>0.20</b>	<b>0.16</b>	<b>0.81</b>	<b>1</b>	<b>1.23</b>
Lay-up A	<b>0.63</b>	<b>0.30</b>	<b>0.81</b>	<b>1.82</b>	<b>0.68</b>
Lay-up B	<b>0.75</b>	<b>0.28</b>	<b>0.81</b>	<b>1.70</b>	<b>0.73</b>
Lay-up C	<b>0.43</b>	<b>0.22</b>	<b>0.81</b>	<b>1.34</b>	<b>0.92</b>

Table 1 Quantitative Results of FE Calculations and Weibull Intergration

The most important characteristic of the width-fullness coefficient  $\lambda_{b,cylind}$ , as compared to depth-fullness coefficient  $\lambda_h$ , is that  $\lambda_{b,cylind} > 1$ . This means that the cylindrical material anisotropy increases the damage relevant Weibull stress  $\sigma_{y,wei}$  beyond the constant stress  $\sigma_y = \sigma_{y,ref}$  along the width as predicted by rhombic orthotropy.

## Effect of Different Glulam Lay-ups on Strength

In this section the relative damage occurring in the different glulam lay-ups A, B and C is quantified and compared to the results obtained using rhombic orthotropic material law.

The Weibull integration was performed with a Weibull shape factor of  $m = 5$  as specified in North American and European timber design codes. The empiric basis for  $m = 5$  was first derived by Barrett (1974) for the size effect of tension strength perpendicular to the direction of the fiber of North American Douglas Fir and applies well to European spruce (Aicher et al. (1998)). Table 1 contains the quantitative results of the FE calculations and of the Weibull integration. The maximum stress value  $\sigma_{y, \max}$ , Weibull stress  $\sigma_{y, \text{wei}}$ , depth-fullness coefficient  $\lambda_h$ , width-fullness coefficient  $\lambda_b$  and cumulative stress shape modification factor  $k_{\text{dis}}$  are given.

Comparison of the peak stresses  $\sigma_{y, \max}$  and Weibull stresses  $\sigma_{y, \text{wei}}$  reveals two noticeable differences for the studied configurations. First, the ratios of Weibull stress of all cylindrical anisotropic lay-ups A, B and C as compared to the rhombic orthotropic lay-up are considerably less extreme than the ratios of the respective peak values due to the smoothing effect of the integration. Second, the ranking of favorable/unfavorable glulam lay-ups is changed by introduction of the Weibull integration process. That is to say, with respect to peak stresses, configuration B (periodically varying pith distance  $d$ ) is most unfavorable, however, the Weibull stress is highest for configuration A (identical laminations). Both stresses,  $\sigma_{y, \max}$  and  $\sigma_{y, \text{wei}}$ , predict the most favorable behavior for the rhombic orthotropic lay-up (no annual ring curvature) followed by the cylindrical anisotropic configuration C with alternating eccentric pith locations.

The damage relevant stress  $\sigma_{y, \text{wei}}$  of the cylindrical anisotropic configurations A, B and C exceeds the stress level according to rhombic orthotropy by the respective width-fullness coefficients  $\lambda_b = 1.82, 1.70$  and  $1.34$ . Due to the counteracting influences of the fullness coefficients for depth  $\lambda_h$  and width  $\lambda_b$  the stress shape modification factor  $k_{\text{dis}}$  may be greater than one, as seen for the limit case of rhombic orthotropy or less than one, as in the case of the analyzed cylindrical anisotropic configurations.

## Conclusions

The study shows that consideration of the cylindrical anisotropy of the individual laminations and their respective staggering sequence in the cross section lay-up is a prerequisite for correct modelling of the elastic response of glulam in the case of tension stresses applied perpendicular to the direction of the fiber. Both the 2D analysis of uniaxially loaded cross sections and the 3D analysis of curved glulam beams subjected to a constant opening bending moment revealed a significant influence of the cross section lay-up on the stress distributions and their maximum values.

The main qualitative features of the tension stress distributions perpendicular to the fiber direction, which are exclusively predicted by the cylindrical anisotropic modeling, are:

1. High stress peaks near mid-width of the laminations resulting from the shear coupling effect of the generally off-axis loaded radial ( $R$ )-tangential ( $T$ )-growth plane of the laminations; and
2. Noticeable stress concentrations near the interfaces of adjacent boards, which occur due to the breaking of the polar material symmetry at the interfaces of the glued laminations.

Quantitatively, the maximum stress values exceed the applied external stress by a factor of about 2 - 4, the value being highly dependent on the glulam lay-up. The damage relevancy of the inhomogeneous stress fields can be quantified by a dimensionless (cumulative) stress fullness coefficient  $\lambda$ , defined as the integrated Weibull stress normalized by the applied reference stress. In case of a two-dimensional stress field, as regarded here, the fullness coefficient represents the product of a width- and depth-fullness coefficient,  $\lambda_b$  and  $\lambda_h$ , accounting for the stress inhomogeneity in width and depth direction, respectively. In design codes, generally the inverse of the cumulative fullness coefficient, here termed cumulative stress shape modification factor  $k_{\text{dis}}$  is used. For rhombic orthotropy, obviously the width fullness coefficient  $\lambda_b$  is generally unity and  $k_{\text{dis}}$  is minimally unity in the limit case of a constant stress distribution. In the case of cylindrical anisotropy, however,  $\lambda_b$ , as revealed in detail, is greater than unity and  $k_{\text{dis}}$  may be greater or less than unity depending on the respective lay-up configuration.

The primary conclusion of this research is the recognition of the considerable stress variations as dependent on different sawing patterns and staggering sequences of the laminations. These variations provide an important explanation for the wide scatter of the strength observed in experimental data. The revealed material/structure behavior can be used as a tool for minimization of tension stresses perpendicular to the fiber direction by means of specific sawing patterns and staggering sequences of laminations. In this context, a qualitative conclusion is that high damage relevant tension stresses are obtained for symmetric lay-ups with constant small pith distances of all laminations, whereas large pith distances and/or considerable eccentricities provide favorable stress configurations. Based on the results presented for simple exemplary lay-ups and a constant set of elastic material parameters further studies should be performed to investigate the influence of more realistic random lay-ups, including density/stiffness variations and dissimilar defect stochastics by means of probabilistic methods.

## Acknowledgements

The financial support of the Deutsche Forschungsgemeinschaft via a grant to Sonderforschungsbereich 381, subproject A8 "Damage and non-destructive testing of the natural fiber composite material wood" is gratefully acknowledged.

## Appendix I. Notation

b	= width of board (and glulam) cross section;
d, e	= distance and eccentricity of the cylindrical (polar) material coordinate system relative to the bottom surface (pith side) of the board and mid-width of the board;
$E_L, E_R, E_T,$ $G_{RL}, G_{TL}, G_{RT},$ $\nu_{RT}, \nu_{LR}, \nu_{LT}$	} elastic coefficients ( $E_i$ = moduli of elasticity, $G_{ij}$ = shear moduli, $\nu_{ij}$ = Poisson's ratios of local (mesoscopic) rhombic orthotropic on-axis constitutive material law;
h	= depth of glulam cross section;
$k_{dis, rhomb},$ $k_{dis, cylind}$	= cumulative stress shape modification factor accounting for the difference of constant vs. variable stress distribution, related to rhombic orthotropy or cylindrical anisotropy;
L	= coordinate of local material system parallel to the fiber direction and hence perpendicular to the cross section of the laminations;
M	= applied (opening) bending moment;
m, $\sigma_0$	= shape and scale coefficients of 2-parameter Weibull distribution;
$P_{inh}$	= failure probability according to 2-parameter Weibull distribution for effective inhomogeneous stress distribution;
$P_{hom}$	= failure probability acc. to 2-parameter Weibull distribution for fictive constant Weibull stress $\sigma_{wei}$ ;
R, T	= coordinates of local material system within the cross section of the laminations: R = radial growth direction, T = tangential growth direction;
r, $\theta$	radial and tangential direction of the beam curvature; the fiber direction of the bent laminations follows the $\theta$ -direction;
$r_i, r_m$	= radius of curvature of curved beam at inner edge, respectively, at mid-depth
t	= thickness of lamination (board);
V	= volume considered for the Weibull integration;
x, y	= orthogonal coordinates of laminations and of glulam cross section: x = parallel to width, y = parallel to thickness or depth;
z	= coordinate normal to cross section and parallel to lamination (beam axis);
$\lambda_{b, rhomb}, \lambda_{b, cylind}$	= width-fullness coefficients related to rhombic orthotropy or cylindrical anisotropy;
$\lambda_{h, rhomb}, \lambda_{h, cylind}$	= depth-fullness coefficients related to rhombic orthotropy or cylindrical anisotropy;
$\sigma_y = \sigma_{t, 90}$	= tensile stress perpendicular to fiber direction and parallel to depth direction;
$\sigma_{y, appl}$	= applied constant stress;
$\sigma_{y, ref}$	= constant reference stress value for derivation of $k_{dis}$ ;
$\bar{\sigma}_y$	= mean (integrated) stress $\sigma_y$ along cross section width; and

$\sigma_{wei}$ ,  $\sigma_{y, wei}$  = Weibull stress; fictive constant stress with equal failure probability as for effective inhomogeneous stress distribution.

## Appendix II. References

- Aicher, S., and Dill-Langer, G. (1996): "Influence of cylindrical anisotropy of wood and loading conditions on off-axis stiffness and stresses of a board in tension perpendicular to the grain." *Otto-Graf-J.*, 7, 216 – 242
- Aicher, S., and Dill-Langer, G. (1997a): "Climate induced stresses perpendicular to the grain in glulam." *Otto-Graf-J.*, 8, 209-231
- Aicher, S., and Dill-Langer, G. (1997b): "DOL effect in tension perpendicular to the grain of glulam depending on service classes and volume." *Proc., CIB W18, Meeting 30, 30-9-1*, Vancouver, Canada
- Aicher, S., Dill-Langer, G., and Höfflin, L. (2001): "Effect of polar anisotropy of wood loaded perpendicular to grain." *J. Mat. Civil Eng.*, ASCE, 13(1), 2-9
- Aicher, S., Dill-Langer, G., and Ranta-Maunus, A. (1998): "Duration of load effect in tension perpendicular to the grain of glulam in different climates". *Holz Roh-Werkstoff*, Springer, Berlin, 56(5), 295 – 305
- Barrett, J. D. (1974): "The Effect of size on tension perpendicular-to-grain strength of douglas-fir". *Wood and Fiber Sci.*, 6, 126-143
- Barrett, J.D., Foschi, R.O. and Fox, S.P. (1995): " Perpendicular-to grain strength of Douglas-Fir". *Can. J. Civil Eng.*, 2(1), 50-57
- Buchmann, W. (1969): "Berechnung polarorthotroper Kreisbogenscheiben konstanter Dicke unter reiner Biegebeanspruchung". *Bautechnik*, 1, 27 – 32 (in German)
- Dahlblom, O. and Ormarsson, S. (1993): "Analysis of stress distribution". In Dahlblom et al., *Fiber reinforcement of glulam: summary and report 1-7, Report TVSM-7083*, Div. Struc. Mech., University of Lund, Sweden
- Dill-Langer, G. (2004): "Schädigung von Brettschichtholz bei Beanspruchung rechtwinklig zur Faserrichtung", PhD Thesis, Otto-Graf-Institute, University of Stuttgart, Germany (in German)
- Ehlbeck, J., and Kürth, J. (1994): "Verteilung der Querkzugspannungen in gekrümmten Satteldachträgern unter Streckenlast und Vergleich mit dem vereinfachten Verfahren nach DIN ENV 1995, Teil 1-1", *Research Rep., Versuchsanstalt für Stahl, Holz und Steine*, Univ. of Karlsruhe, Germany (in German)
- Foschi, R.O. (1970): "Point-Matching Analysis of Curved Timber Beams", *J. Struct. Div.*, ASCE, 96 (1), 35 – 48
- Foschi, R.O. and Fox, S.P (1970): "Radial Stresses in Curved Timber Beams", *J. Struct. Div.*, ASCE, 96 (10), 1997-2008
- Hanhijärvi, A., Ranta-Maunus, A. (1996): "Computational analysis of the effect of transverse anisotropy and annual ring pattern in cross sections of curved glulam beams on the size effect of strength". *European workshop on application of statistics and probabilistics in wood mechanics*, Bordeaux, France

- Hoffmeyer, P., Damkilde, L. and Pedersen, T. N. (2000): "Structural timber and glulam in compression perpendicular to grain.", *Holz Roh- Werkst.*, 58, 73-80
- Larsen, H.J. (2003): " Design of structures based on glulam, LVL and other timber products". *Timber Engineering*. S. Thelanderson and H.J. Larsen, eds., Wiley, New York
- Ranta-Maunus, A. (1996): "The influence of changing state of stress caused by mechano-sorptive creep on the duration of load effect." *Proc. Int. Conf. Wood Mech.*, Stuttgart, Germany, 187-201
- Ranta-Maunus, A. (1998): " Duration of load effect in tension perpendicular to grain in curved glulam". *Proc., CIB W18*, Meeting 31, 31-9-1
- Wilson, T.R.C. (1939): "The glued-laminated wooden arch." U.S. Dept. *Agr. Tech. Bull. No. 691*, Washington, D.C.
- Wood Handbook. Wood as an Engineering Material. (1999)., Forest Products Society, Madison, Wis.



## **European Fire Classification of Construction Products, New Test Method “SBI”, and Introduction of the European Classification System into German Building Regulations**

*S. Lehner*

Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 151-165

### **Summary**

A fire model ("reference fire scenario") is described on which the new european fire classification system for construction products is based upon. The adoption of this new classification system within the existing national classification system and its safety level requirements for the use of building construction products due to national regulations with and without reaction to fire testing is explained. Informations on the new introduced european central fire testing method “SBI”, run at MPA fire testing department, are given in comparison to the existing national used Brandschacht test.

### **Zusammenfassung**

Es wird das dem neuen europäischen Klassifizierungssystem des Brandverhaltens von Baustoffen zu Grunde liegende Brandmodell ("Referenz-Brandszenarien") beschrieben und die Umsetzung der europäischen Baustoffklassifizierung bei der Verwendbarkeit von Baustoffen unter Beachtung der bisherigen nationalen Schutzziele mit oder ohne Brandprüfung erläutert. Die dabei völlig neu eingeführte und in der Brandprüfstelle der MPA vorgehaltene europäische Zentralprüfmethode für das Brandverhalten “SBI” wird im Vergleich mit der seitherigen nationalen Brandschachtprüfung beschrieben.

### **Résumé**

Nous décrivons ici d’une part le nouveau système de classement au feu européen des matériaux de construction basé sur le modèle de réaction au feu («scénario de référence de réaction au feu»), d’autre part la transcription de la classification européenne dans l’utilisation des matériaux de construction dans le cadre des objectifs de prévention nationaux – avec ou sans test au feu – actuellement en vigueur. Nous décrivons la méthode centrale européenne « SBI » de test au feu, nouvellement introduite et présentée au département de contrôle de réaction au feu de MPA, en comparaison avec la méthode de test «Brandschacht» jusqu’à présent en vigueur au niveau national.

#### *Keywords:*

Approval, Bauregelliste, building product directive, classification, commission decision, CWFT, fire growth, fire scenario, fixing & mounting, flame spread, flashover, ignitability, non combustibility, SBI, smoke

## 1 Introduction

Protection against fire hazard and assessment of reaction to fire as well as fire resistance is a basic presumption when planning and erecting buildings and is therefore an imperative requirement from both, national and EC regulations, given e.g. in the construction products directive (CPD). Assessment of reaction to fire solely is possible on basis of a prescriptive fire model and resulting fire test methods. Reaction to fire for building products historically is given by classification within national standards such as DIN 4102. The new reaction to fire classification system for building products according to EN 13501-1, set up by the European Commission, now requires reaction to fire assessment on basis of new introduced fire test methods, especially the new "central" test method, "SBI". These new european reaction to fire classes have to be set in relation to the existing national classification system and its legal requirements, thus rendering possible the use of the products due to national building regulations.

## 2 European Fire Classification system

### 2.1 Fire scenario – Fire model

European Commission Construction Products Directive (CPD) 89/106 gives the basic provisions for limitation of the generation and spread of fire and smoke within the building, one of them being the limitation of the building products' contribution to a fully developed fire.

To render possible the estimation and limitation of the building products' contribution to a fire, the implementation of a fire classification system was recommended for the description of their reaction to fire. The classification system itself is not included in the Construction Products Directive but has been publicated first time within Commission Decision 94/611/EG [1] and finally was publicated with Commission Decision 2000/147/EG [2].

The 7 fire classes for building products laid down in the Commission Decision are specified in the standard EN 13501-1 "Fire classification of construction products and building elements" [3]. These european fire classes in principle as well cover the requirements of the as yet existing 5 national German reaction to fire classes according to DIN 4102 [4].

Classification is a means to consider the construction product's contribution to the generation and spread of fire and smoke within the room of origin or in a given area. A simplifying assumption is made to apply the same classification to different orientations and geometrics and to product types other than room surface products. Products are generally considered in relation to their end use application.

For all building products, this classification is based upon fire models ("reference scenarios"), the principal validity of which has been shown from various fire disasters or results from real large scale fire tests. The latter ones are based on the consideration of a fire, initiated in a room, which can grow and eventually reach flashover. This scenario

includes three fire situations corresponding to three stages in the development of a fire (Fig. 1) :

- First stage includes initiation of the fire by ignition of a building product, with a small flame, within a limited area of the product.
- Second stage addresses fire growth eventually reaching final flashover situation with heat release > 1 MW to 2 MW and temperature levels of 800 - 1200°C.  
This stage generally is simulated for building products by a single burning item in the corner of a room, creating a heat flux onto the adjacent surfaces within the room. For floorings, a fire is seen to grow in the room of its origin, creating a heat flux on the floorings in an adjacent room or corridor, through a door opening. Smoke development and smoke density have as well to be taken in account.
- In the post-flashover phase all combustible building products present finally are contributing to the fire load (fully developed fire).

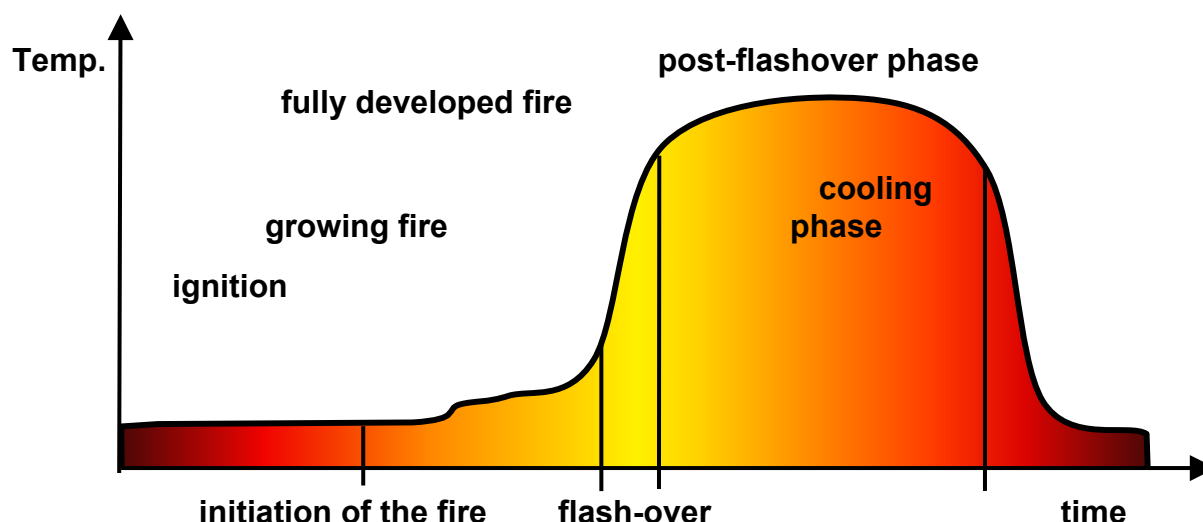


Fig. 1 : fire model (after Troitzsch [5], Beard [6] et.al.)

Different classes address exposure of the product to the fire at different stages of the fire development in the reference scenario.

According to EN 13501-1, the relation between fire classes for building products excluding floorings (Table 1), and for floorings ("fl", Table 2), and the above shown reference fire scenario generally is described as follows:

**Table 1: Relationship between the classes and the reference fire scenarios for building products excluding floorings acc. to EN 13501-1**

Euro-class	contribution to fire / aspired safety level	classification acc. to DIN 4102
F	Products for which no reaction to fire performances are determined or which cannot be classified in one of the classes A1, A2, B, C, D, E.	B3
E	Products capable of resisting, for a short period, a small flame attack without substantial flame spread.	B2
D	Products satisfying criteria for class E and capable of resisting, for a longer period, a small flame attack without substantial flame spread. In addition, they are also capable of undergoing thermal attack by a single burning item with sufficiently delayed and limited heat release.	
C	As class D but satisfying more stringent requirements. Additionally under the thermal attack by a single burning item they have limited lateral spread of flame.	
B	As class C but satisfying more stringent requirements.	B1
A2	Satisfying the same criteria as class B for the SBI-test according to EN 13823. In addition, under conditions of a fully developed fire these products will not significantly contribute to the fire load and fire growth.	A2
A1	Class A1 products will not contribute in any stage of the fire including the fully developed fire. For that reason they are assumed to be capable of satisfying automatically all requirements of all lower classes.	A1

Additional classifications for smoke production:

- s3: No limitation of smoke production required
- s2: The total smoke production as well as the ratio of increase in smoke production are limited
- s1: More stringent criteria than s2 are satisfied

Additional classifications for flaming droplets/particles:

- d2: No limitation
- d1: No flaming droplets/particles persisting longer than a given time allowed
- d0: No flaming droplets/particles are allowed

**Table 2: Relationship between the classes and the reference fire scenarios for floorings acc. to EN 13501-1**

Euro-class	contribution to fire / aspired safety level	classification acc. to DIN 4102
F <sub>fl</sub>	Products for which no reaction to fire performances are determined or which cannot be classified in one of the classes A1 <sub>fl</sub> , A2 <sub>fl</sub> , B <sub>fl</sub> , C <sub>fl</sub> , D <sub>fl</sub> , E <sub>fl</sub> .	B3
E <sub>fl</sub>	Products capable of resisting a small flame attack without substantial flame spread.	B2
D <sub>fl</sub>	Products satisfying E <sub>fl</sub> and in addition capable of resisting, for a certain period, a heat flux.	
C <sub>fl</sub>	As class D <sub>fl</sub> but satisfying more stringent requirements.	B1
B <sub>fl</sub>	As class C <sub>fl</sub> , but satisfying more stringent requirements.	
A2 <sub>fl</sub>	Satisfying the same requirements as class B <sub>fl</sub> relating to heat flux. In addition, under conditions of a fully developed fire these products will not significantly contribute to the fire load and fire growth.	A2
A1 <sub>fl</sub>	Class A1 products will not contribute in any stage of the fire including the fully developed fire. For that reason they are assumed to be capable of satisfying automatically all requirements of all lower classes.	A1

Additional classifications for smoke production:

s2: No limit

s1: The total smoke production is limited

**2.2 Testing and classification of reaction to fire of building products according to european standards (EN)**

The 7 reaction to fire classes A1, A2, B, C, D, E, F for construction building products/floorings, published in the above noted commission decision, are given in standard EN 13501-1 "*Fire classification of construction products and building elements – Part 1: Classification using test data from reaction to fire tests*". These european fire classes principally as well cover the yet existing 5 German building product's classes (Baustoffklassen) A1, A2, B1, B2, B3 according to DIN 4102.

For assessment of reaction to fire, as far as possible test methods had been chosen based on already existing international standards (ISO) [7].

Some of the european fire testing methods are mainly comparable to the existing German fire tests in terms of testing and sample mounting procedures, thus giving sufficient equivalence in test results. A greater number of products is therefore assumed to meet at least the existing national safety levels when classified into euro-class E (ignitability

test/“Kleinbrennerprüfung“, EN ISO 11925-2 [8] ) or classes A1/A2 (non-combustibility test EN ISO 1182 [9] and heat of combustion test EN ISO 1716 [10]). The test method for floorings (EN ISO 9239-1 [11]) substantially compares to DIN 4102-14 [12, 13], too.

Reaction to fire tests for classification purposes of building construction products according to EN 13501-1, are therefore generally possible to be performed, based on european standardized fire test methods, since all of the testing standards had already been published. Nevertheless, the problem still is existing, that for some of the fire tests according to european standard test methods, to a great extend still the rules are missing on how samples are to be prepared, or fixed and mounted for testing purposes, with regard to the general requirement of consideration the end use application as given in the commission decisions and the classification standard (“**fixing & mounting**”). The same is true for the still wanting guidance on the validity of test results for variations in one or more of the product properties and/or intended end use applications (“**extended application**“). Another still unsolved problem addresses the yet completely missing european rules for testing the smouldering hazards in fires, which are fire safety classification demand in some member states, e.g. Germany. The introduction of these rules and guidances, into the corresponding technical product specifications such as harmonized product (EN) standards, European Technical Approval Guidelines (ETAG) etc. or additional test directions (recommendations, technical guidance papers etc.) are but unconditional presumptions beforehand the new euroclass system can totally be adopted.

### 3 New European “Central” test method

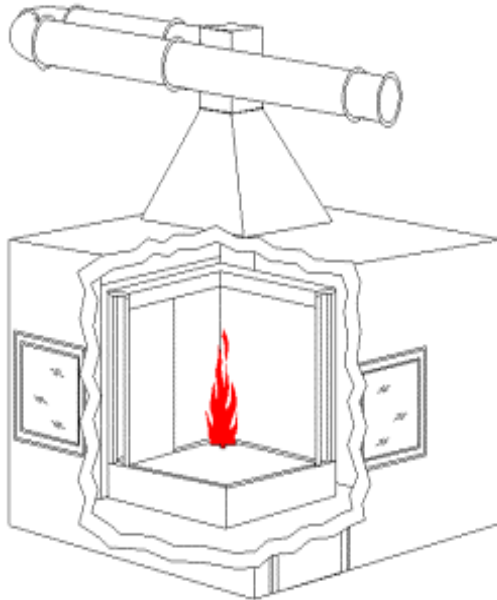
#### 3.1 “SBI“ according to EN 13823

As was said before, for assessment of reaction to fire, as far as possible test methods had been chosen based on already existing international standards (ISO). Both, the national and the new european classification, are but partly based on different test methods, therefore a direct comparability between both systems is not given. Proof of correct relation of the classification limits, and comparability of european to national reaction to fire classification, solely can be given by direct comparison of test results on a product by product method.

Especially for assessment of the “central” european classes (B, C, D), a totally new test method had been established: the so called **SBI-Test** (*Single Burning Item acc. to EN 13823 : 2002-02 : Reaction to fire tests for building products. Building products excluding floorings exposed to the thermal attack by a single burning item* [14] ). The original aim of this standard has been, comparable to the well known German Brandschacht-test according to DIN 4102-1/-15 [4, 15], to determine flame spread under the attack of a single burning item such as e.g. a burning paper basket in a room corner. Conception, test arrangement and test performance, however, are fundamentally different to the existing national Brandschacht test method. Thus, direct comparability definitely is not given at all.

Figures 2 a through c show - somewhat simplified - main construction parts of the SBI test arrangement.

Fig. 2 a - c : SBI – test apparatus



a: test room (housing) – schematic



b : fixed frame with hood, collector,  
exhaust duct with measurement section



c : trolley

(courtesy Fire Testing Technology Ltd., Charlwoods Road, East Grinstead, West Sussex, UK)

### 3.2 Comparison between both “central” test methods

The comparison between the both “central” test methods, the existing national Brandschacht acc. to DIN 4102 and the new european testing method SBI acc. to EN 13823 (Table 3), shows the main parameter flame spread now is replaced by the measurement of heat release being the essential european classification criterion.

**Table 3: Brandschacht compared to SBI test**

	<b>Brandschacht - DIN 4102</b>	<b>SBI - EN 13823</b>
szenario/ fire model	single burning item in a room corner (Paperbasket)	single burning item in a room corner
requirement	<b>flame spread</b> not substantial outside primary area +	sufficient retarded and limited <b>heat release</b> +
additional:	heat release limited <b>smoke - temperature</b> - (density) flaming droplets/particles <b>(smouldering)</b>	limited lateral flame spread <b>smoke - rate</b> - development + release flaming droplets/particles -
test period	10 min	20 min
parameter	<b>residual length</b> <b>smokegas-temperature</b> smokegas-density flaming droplets/particles	<b>FIGRA</b> (heat release) <b>SMOGRA</b> (smoke rate) <b>LFS</b> (lateral flame spread) flaming droplets/particles

### 3.3 SBI testing facilities at MPA Universität Stuttgart fire department

These differences require re-development of most of the common used building products in terms of fire safety performance. Thus, it could be foreseen, that most of the building products on the market would be subject to new-/re-testing.

MPA Universität Stuttgart fire department was able to install an SBI-test apparatus and now is in a position to provide this central european fire test method for about 80% of the european approved building products. The SBI-test apparatus requires more room, extent, test period, and sample size etc. than the Brandschachtprüfung, and putting it into operation made necessary a new fire testing laboratory and the installation of an expensive smoke cleaning system which is required by legislation.

In combination with the whole of all the other european fire test methods available at MPA Universität Stuttgart fire department, all of the fire tests for building products and floorings necessary for both, national and european testing, are now provided.

Figure 3a shows the SBI-test apparatus run at MPA Universität Stuttgart fire department and Figure 3b shows a real SBI test on slab material.





Fig. 3a : MPA Universität Stuttgart fire department test laboratory with SBI–test apparatus



Fig. 3b : SBI-test on slab material

#### 4 Reaction to fire classification without testing

In a further European Commission decision 96/603/EG [16], those building products are listed which are classified into categories A1/A1<sub>fl</sub> -*no contribution to a fire in any stage including the fully developed fire*- without testing.

These products, classified A1 from their well known reaction to fire behaviour (“deemed to satisfy”), are listed in an annex to this decision. The list covers, amongst others: concrete, mineral fibres, foamglass, fibrecement, lime, metals (iron, steel, copper, zinc, aluminium, lead), gypsum, mortars with inorganic binders (rendering and plastering mortars and floor screeds with one or more inorganic binders, as are e.g. cement, lime, masonry mortar or gypsum), clay (bricks, slabs, chimney claddings), calcium-silicate materials, natural stone and slate materials, glass, ceramics (including glass-ceramics, and glazed or unglazed extruded products).

Nevertheless, none of the listed products may contain more than 1 % per weight or volume (whatever is the lower value has to be taken into account) of homogeneously dispersed organic content. Products, which are made by laminating one or more of the listed materials, are classified into class A1 without testing, if the laminating glue does not exceed 0.1 % per weight or volume.

Products with one or more **organic** layers or containing not homogeneously dispersed **organic material**, cannot be classified based on this commission decision. These products can only be classified with tests.

Products made with coating of one of the listed materials with an **inorganic** layer (e.g. coated metal products ) can but classified in class A1 without testing.

Additional lists of classified building products (“CWFT” - “classified without further testing”) are intended to be issued for classes below class A1 [17], too. This corresponds to well known national practice in many of the european member countries (e.g. Germany: DIN 4102 Teil 4 [18]).

#### 5 Introduction of the european classification system into german building regulations

As was explained both, the national and the new european classification are partly based on different test methods, therefore a direct relationship between both systems is not possible. For some of the hitherto German fire testing methods being comparable to the european fire tests, the safety level according to DIN 4102 as required in German building regulations “Landesbauordnungen”, for greater number of products is therefore also met when the products are classified into european fire classes. Building regulations consequently already accept application of euroclasses for reaction to fire of building construction products [19]. For this purpose, Deutsches Institut für Bautechnik (DIBt) published, in the “Bauregelliste” (building regulation list), a table of related requirements giving relations of classifications according to EN 13501-1 to the still, and within a foreseeable space of time, required legal fire classification nominations (e.g. “schwerent-

flammbar”) to the classifications (Baustoffklassen) according DIN 4102. The generally corresponding classes (without respect to additional smoke and flaming droplets/particles classification requirements) are shown in above tables 1 and 2, respectively.

By reason of still missing rules for sample preparation, fixing and mounting and extended application, as well as assessing the smouldering hazards in fires, which are fire safety classification presumptions when performing european fire tests (see 2.2), these rules have to be fixed nationally in any case to comply with the existing fire safety level requirements in national building regulations. The current situation of generally accepted and applicated technical rules for testing and assessment of reaction to fire of building products not yet being available, results in the necessity of proofing the usability of european tested and classified products by a national approval. Many of such approvals, covering european reaction to fire classification, have already been issued by Deutsches Institut für Bautechnik, mainly for floorings and thermal insulating products.

For a number of building products, however, rules for reaction to fire testing have already been laid down by the responsible european technical (e.g. group of notified bodies GNB FSG SH02, EOTA PT 04 etc.) or product standardisation committees after publication of the harmonized technical specifications such as mandated EN-product-standards, ETA-Guidlines, CUAPs etc. This more an more completes the european reaction to fire classification system and allows the implementation into national legislation step by step. As a consequence, Deutsches Institut für Bautechnik decides on a case by case procedure on if all relevant safety requirements are definitively regulated in these technical product specifications, and issues the list of “european usable” products within the “Bauregelliste”. Such products may then be used without the need of any additional approval.

## References

- [1] Commission Decision 94/611/EC: Official Journal of the European Communities L 241, 16.9.1994, p. 25.
- [2] Commission Decision 2000/147/EC: Official Journal of the European Communities L 50, 23.2.2000, p. 14.
- [3] EN 13501-1: 2002-02: Fire classification of construction products and building elements – Part 1: Classification using test data from reaction to fire tests.
- [4] DIN 4102-1: 1998-05: Brandverhalten von Baustoffen und Bauteilen. Teil 1: Baustoffe. Begriffe, Anforderungen und Prüfungen.
- [5] Troitzsch, J: International Plastics Flammability Handbook, Principles-Regulations and Approval. Carl Hanser Verlag, München, Wien, New York 1990.
- [6] Flammschutzmittel. Beard, A (ed.), The European Flame Retardants Association, Brüssel 2004.

- [7] Lehner, S: Entwicklung von harmonisierten Brandprüfmethoden. AGB im Bundesministerium für Raumordnung, Bauwesen und Städtebau, Mitteilungsblatt Nr. 118 (1998) und Abschlussbericht DIBt IV 12-5-4.104.5-926/99 (2000)
- [8] EN ISO 11925-2: 2002-02: Reaction to fire tests for building products – Part 2: Ignitability when subjected to direct impingement of flame (ISO 11925-2:2002)
- [9] EN ISO 1182: 2002-02: Reaction to fire tests for building products – Non-combustibility test (ISO 1182:2002)
- [10] EN ISO 1716: 2002-02: Reaction to fire tests for building products – Determination of the heat of combustion (ISO 1716:2002)
- [11] EN ISO 9239-1: 2002-01: Reaction to fire tests for floorings – Part 1: Determination of the burning behaviour using a radiant heat source (ISO 9239-1:2002)
- [12] DIN 4102-14: 1990-05: Brandverhalten von Baustoffen und Bauteilen. Teil 14: Bodenbeläge und Bodenbeschichtungen. Bestimmung der Flammenausbreitung bei Beanspruchung mit einem Wärmestrahler.
- [13] Lehner, S: Brandverhalten von Parkettfußböden unter Berücksichtigung der neuen europäischen Normung – Möglichkeiten aktueller Brandprüfungen. Verband der Deutschen Parkettindustrie e.V. vdp, Jahrestagung 2001.
- [14] EN 13823: 2002-02: Reaction to fire tests for building products - Building products excluding floorings exposed to the thermal attack by a single burning item.
- [15] DIN 4102-15: 1990-05: Brandverhalten von Baustoffen und Bauteilen. Teil 15: Brandschacht.
- [16] Commission Decision 96/603/EC: Official Journal of the European Communities L 267, 19.10.1996, p. 23.
- [17] Classified without further testing. A report prepared for the European Commission – Enterprise Directorate Construction Division. RG N287 rev1 (CWFT 017 rev 7), 2002.
- [18] DIN 4102-4: 1994-03: Brandverhalten von Baustoffen und Bauteilen. Teil 4: Zusammenstellung und Anwendung klassifizierter Baustoffe, Bauteile und Sonderbauteile.
- [19] Lehner, S: Klassifizierung des Brandverhaltens von Bauprodukten - Prüfung und Beurteilung nach den Brandklassen gemäß DIN EN 13501-1. Industrieverband Anorganische Dämmstoffe IVAD, Jahrestagung, 2004.

## **Experimentelle Ermittlung des Vorspanngrades einer Stahlbetondeckenplatte mit Vorspannung ohne Verbund**

*T. Jahn*

Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 138-149. (engl. Version)

### **Kurzfassung**

Nach dem Ausschalen einer monolithisch gefertigten, vorgespannten (Vorspannung ohne Verbund), auskragenden Stahlbetondeckenplatte wurden am Kragarmende Verformungen in Belastungsrichtung gemessen, die rechnerisch nicht der Größe der planmäßig aufzubringenden Vorspannung entsprachen. Aus diesem Grund wurde eine möglichst zerstörungsfreie Prüfung der vorhandenen Vorspannkraft erforderlich.

Ein nachträgliches Fassen der Spanngliedenden hinter der Ankerplatte mittels Spann- presse war nicht mehr möglich, da die Litzen bereits unmittelbar hinter der Keilverankerung abgetrennt wurden.

In diesem Beitrag wird ein Verfahren beschrieben, das es ermöglicht, die im Spannglied vorhandene Spannkraft durch eine Querauslenkung, unter Messung des Auslenkweges und der dazugehörigen Kraft, zu bestimmen.

### **1. Einleitung**

Tragwerke werden in der Regel vorgespannt, um den aus äußeren Lasten entstehenden Spannungen einen gewollten, entgegengesetzt wirkenden Spannungszustand zu überlagern.

Bei Tragwerken aus Stahlbeton hat das neben der möglichen Aufnahme höherer Lasten durch schlankere Bauteile den Vorteil, dass bei entsprechender Größe der Vorspannkraft unter Gebrauchslasten keine Risse oder nur solche mit geringer Rissbreite auftreten. Bei Spannverfahren mit Spanngliedern aus hochfestem Stahl werden in Abhängigkeit vom Verbund zwischen Spannstahl und Beton folgende Vorspannarten unterschieden:

- Vorspannung ohne Verbund: die Spannglieder befinden sich außerhalb (extern) oder ohne Verbund innerhalb (intern) des Betonquerschnitts.
- Vorspannung mit nachträglichem Verbund: die Vorspannung wird durch das Spannen der Spannglieder gegen das bereits erhärtete Stahlbetonbauteil aufgebracht. Dabei liegen die Spannglieder in Hüllrohren ohne Verbund mit dem umgebenden Beton. Nach dem Vorspannen werden die Hüllrohre verpresst und dadurch die Verbundwirkung erzielt.
- Vorspannung mit sofortigem Verbund: die Spannglieder werden im Spannbett gegen die Schalung vorgespannt. Nach dem Erhärten des in die Schalung eingebrachten

Betons wird durch Lösen der Spanngliedverankerung an der Schalung die Vorspannung auf das Bauteil aufgebracht.

In diesem Bericht werden Untersuchungen zu einer Stahlbetonplatte beschrieben, die mit dem entsprechenden Aufbau als Kaltdach, über dem 1. OG des Gebäudes des Rechenzentrums der Universität Stuttgart, aus Ortbeton hergestellt wurde. Das Gebäude wurde im Jahre 2004 errichtet.

In Spannrichtung der Platte liegt vom statischen System her ein Einfeldträger mit Kragarm vor. Am Kragarmende werden mittels Hängestützen die Deckenlasten aus der darunter liegenden ebenso auskragenden Decke über dem Erdgeschoss eingeleitet, siehe Bild 1.

Auf Grund der hohen Belastung wurde die Decke über dem 1. OG als Hohlplatte mit Vorspannung ohne Verbund ausgeführt, siehe Bild 3. Die Spannglieder wurden geradlinig geführt und an den Plattenenden jeweils in Höhe der Schwerachse verankert. Über der Unterstützung beträgt der Abstand des Spanngliedes zur Schwerachse 32 cm.

Der Momentenverlauf infolge Vorspannung (Bild 2) ergibt sich aus:

$$M_{cp}(x) = P(x) \cdot z_{cp}(x) \quad (1)$$

mit:

$P(x)$  ... Größe der Vorspannkraft an der Stelle  $x$

$z_{cp}(x)$  ... Abstand der Schwerachse der Stahlbetonplatte zur Schwerachse des Spanngliedes

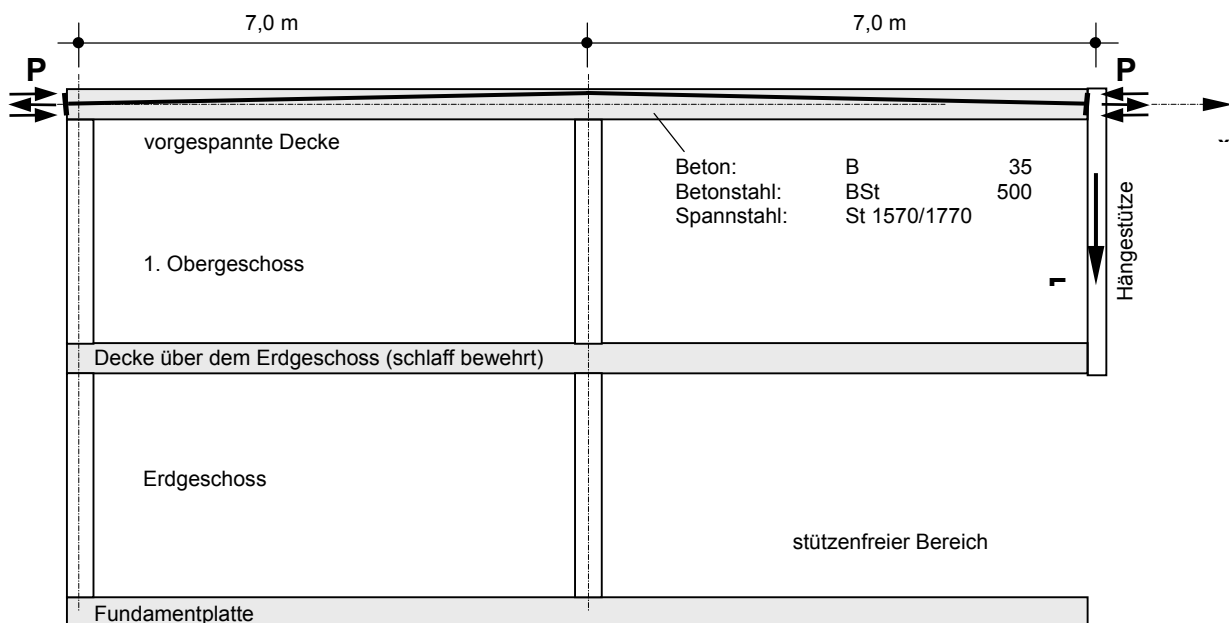


Bild 1: Längsschnitt durch das Gebäude des Rechenzentrums

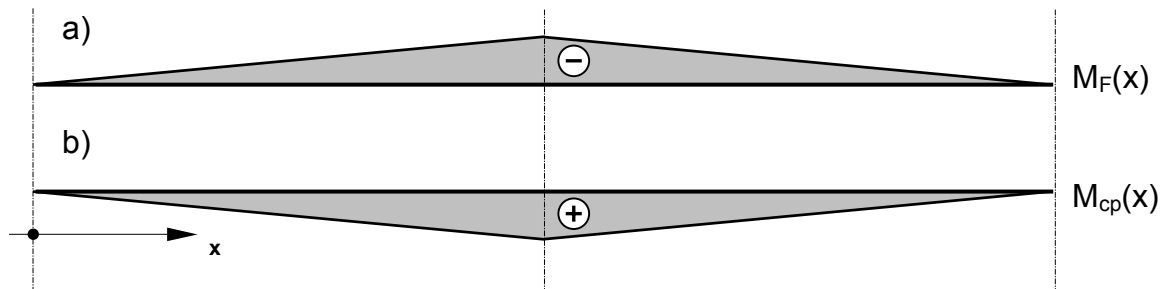


Bild 2: Verlauf der Biegemomente infolge: a) äußerer Kraft F, b) Vorspannkraft P

Nach dem Aufbringen der Vorspannkraft, Anbringen der Zugstützen am Kragarmende und Entfernung der temporären Deckenunterstützung wurde eine Verformung des Kragarms in Belastungsrichtung um mehr als 20 mm, gemessen gegen die Horizontale, festgestellt.

Nach Angabe des Planungsbüros waren diese Verformungen entgegen der rechnerischen Verformungsrichtung und überschritten für die vorgesehene Fassadenkonstruktion den festgelegten Toleranzbereich. Eine Vergleichsrechnung des Planungsbüros ergab, dass sich der Kragarm einer nicht vorgespannten Decke um das am Bauwerk gemessene Maß verformen würde.

Ein zuverlässiges Spannprotokoll lag nicht vor, so dass anzunehmen war, dass die aufgebrauchte Vorspannkraft nicht der geplanten Vorspannung entsprach.

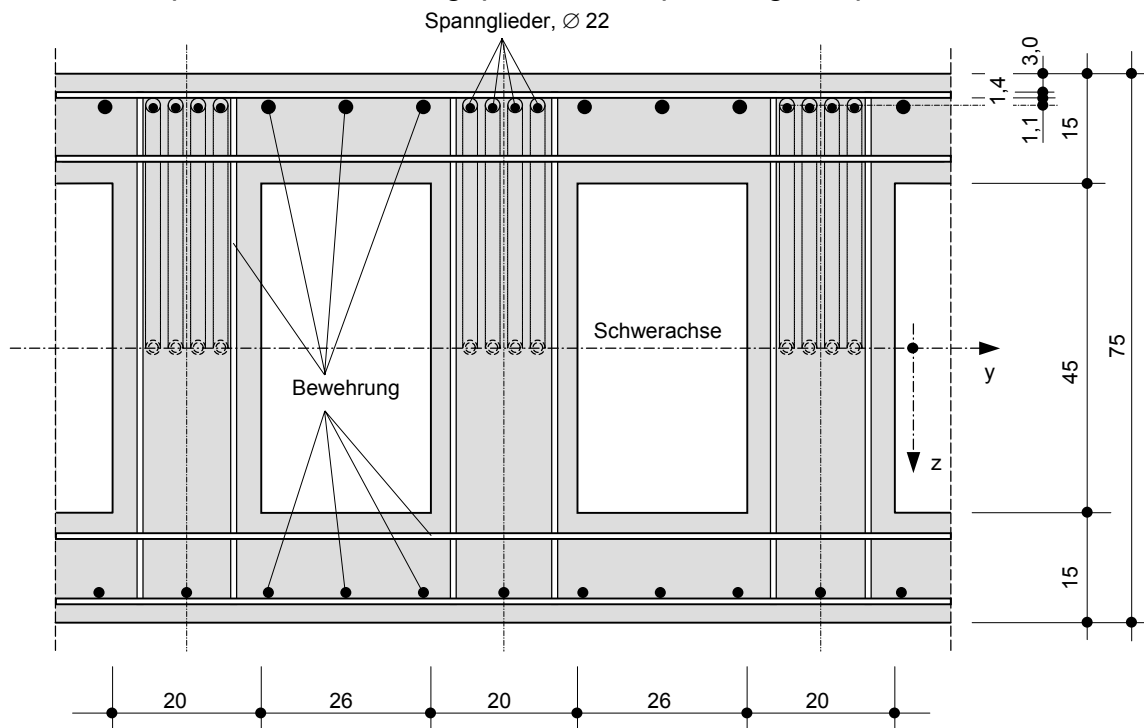


Bild 3: Querschnitt der Decke

## 2. Durchgeführte Untersuchungen und Ergebnisse

Durch nochmaliges Vorspannen bis zum Lösen der Keilverankerung hätte die vorhandene Vorspannkraft mittels des an der Spannpressen angebrachten Manometers überprüft werden können. Auf Grund der nach dem Anspannvorgang abgetrennten Spann-litzen-Enden war ein nachträgliches Fassen der Litzenspannglieder zum erneuten Ansetzen der Spannpressen nicht möglich.

Um eine weitestgehend zerstörungsfreie Bestimmung der vorhandenen Vorspannkraft durchführen zu können, wurde der Beton an der Plattenoberseite in den Achsen 204, 229 und 256 bis zur Spanngliedlage auf einer Länge von 1,20 m aufgestemmt, siehe Bild 4. Zur Prüfung der vorhandenen Spannkraft wurde das Spannungsmessgerät proceq MS 150 eingesetzt, siehe Bild 5.

Hierbei wurde die für eine bestimmte Querauslenkung des Spannglieds benötigte Auslenkkraft bestimmt und daraus die im Spannglied vorhandene Vorspannkraft ermittelt, siehe Bild 6.



Bild 4: Im Bereich der Spannglieder (Achse 204) aufgestemmt Deckenplatte





Bild 5: Tensiometer proceq MS 150

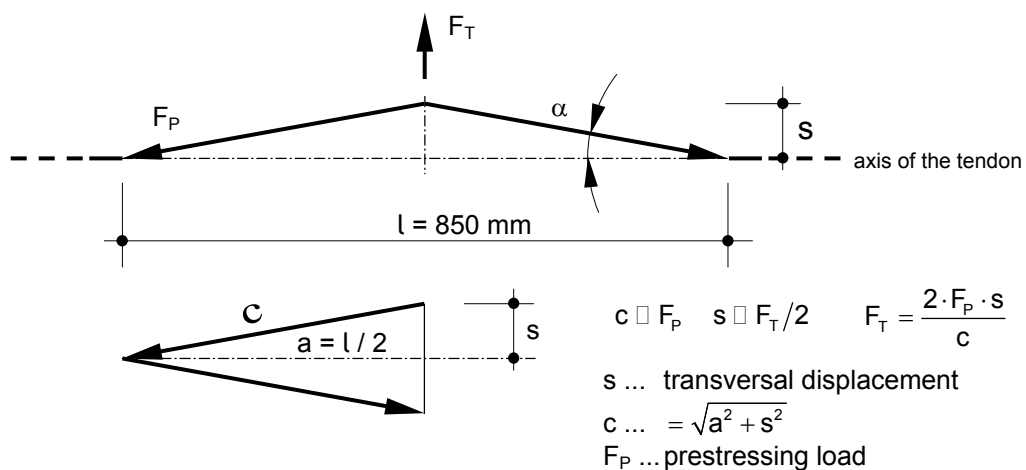


Bild 6: Kräftedreieck als Ergebnis der Querauslenkung des Spannglieds mittels Tensiometer proceq

An jedem Spannglied wurden die zu den am Messgerät angezeigten Spannkraften (80, 90, 100 und 110 kN) zugehörigen Auslenkwege abgelesen. Für jeden neuen Messwertersatz wurde das Messgerät längs der Litze verschoben, um die Einflüsse aus dem Litzenschlag durch Mittelwertbildung zu minimieren.

Die gemittelten Werte der Einzelmessungen sind in Tabelle 1 zusammengefasst.

Tabelle 1: Vergleichswerte der mittels proceq bestimmten Spannkkräfte und zugehörige mittlere Querauslenkungen der Spannglieder in der Stahlbetondecke

am Mess- gerät proceq abgelesene Spannkkräfte [kN]	Mittelwerte der Querauslenkung [mm]											
	Spannglied Achse 204				Spannglied Achse 229				Spannglied Achse s 256			
<b>80</b>	1,60	1,56	1,82	1,56	1,54	1,62	1,41	1,61	2,38	2,42	2,45	2,35
<b>90</b>	2,14	2,06	2,35	2,23	2,06	2,20	2,05	2,18	2,85	2,94	3,05	2,91
<b>100</b>	2,72	2,70	2,82	2,72	2,64	2,72	2,90	2,70	3,39	3,49	3,49	3,38
<b>110</b>	3,22	3,12	3,40	3,26	3,22	3,32	3,31	3,17	3,90	4,02	4,01	3,92

Die Ermittlung der tatsächlich vorhandenen Spannkkräfte erfolgte anhand einer Referenzspannlitze aus dem gleichen Material und mit gleichem Durchmesser, wie die Litzen in der zu prüfenden Decke.

Dazu wurde eine 4 m lange Litze (St 1570/1770,  $\varnothing$  15,7 mm) mit Keilverankerung und entsprechenden Ankerplatten im Zugversuch in der Prüfmaschine auf eine definierte Kraft vorgespannt. Als Spannkraft wurde zunächst der zulässige Höchstwert von  $P_{t=0} = 186$  kN entsprechend der statischen Berechnung aufgebracht (danach wurde die Spannkraft stufenweise verringert).

Unter Berücksichtigung von 15 % Spannkraftverlust infolge Kriechens, Schwindens und Relaxation ergibt sich eine Spannkraft zur Zeit  $t \rightarrow \infty$  von:

$$P_{t \rightarrow \infty} = 186 \cdot 0,85 = 158 \text{ kN}$$

Mittels proceq erfolgte die Messung der Auslenkwege bei den am Gerät angezeigten Spannkkräften von 80, 90, 100 und 110 kN. Wie bei der Messung der Spannkkräfte in der Decke, s.o., wurde das Messgerät bei jedem neuen Messwertsatz entlang der Litze verschoben, um die Einflüsse aus dem Litzen-Schlag durch Mittelwertbildung zu minimieren. Die Ergebnisse der Messungen sind in Tabelle 2 angegeben.

Tabelle 2: Ergebnisse der am Messgerät proceq angezeigten Spannkraften und Querauslenkungen des Referenz-Spanngliedes in der Prüfmaschine

am Messgerät proceq abgelesene Spannkraften [kN]	mit der Prüfmaschine aufgebraachte Vorspannkraften [kN]				
	186	170	160	150	140
	Mittelwerte der Querauslenkung [mm]				
80	1,42	1,97	2,32	2,54	2,55
90	1,95	2,41	2,56	2,78	3,06
100	2,40	2,95	3,07	3,21	3,66
110	2,88	3,40	3,59	3,70	4,28

Durch die stufenweise Verringerung der Spannkraft in der Zugmaschine und Bestimmung der zugehörigen Auslenkwege und Spannkraften mittels proceq konnten durch lineare Interpolation zwischen den Messwerten die Größen der im Bauteil vorhandenen Spannkraften abgeschätzt werden.

Tabelle 3 enthält die den Messergebnissen zugeordneten Spannkraften der am Bauteil getesteten Einzellitzen.

Die gemessenen Spannkraftwerte sind für die Achsen 204 und 229 um ca. 6 % geringer als  $P_{t=0}$ .

Unter Berücksichtigung der zum Messzeitpunkt infolge Kriechens, Schwindens und Relaxation bereits eingetretenen Spannkraftverluste entsprechen die Werte den zu erwartenden Spannkraften mit ca. 5-7 % Spannkraftverlust.

Tabelle 3: Aus den Versuchsergebnissen bestimmte Spannkraften zum Testzeitpunkt

Achse	$P_{t1}$ [kN]
204	175
229	178
256	148

In der Achse 256 liegt der mit  $P_{t1} = 148$  kN ermittelte Spannkraftwert um ca. 20 % niedriger als der Wert  $P_{t=0}$ . Die vom Sollwert abweichende Spannkraft in der getesteten Lit-

ze könnte auf einen größeren Litzendurchhang unmittelbar vor dem Aufbringen der Vorspannung oder auf einen größeren Keilschlupf als bei den anderen drei Litzen zurückgeführt werden.

Um Erkenntnisse über mögliche Spannkraftunterschiede in einem Spannstrang, bestehend aus vier Einzellitzen, zu erhalten, wurden im Versuch gleichzeitig vier Litzenspannglieder mittels einer entsprechenden Ankerplatte in der Prüfmaschine gespannt. Die aufgebrachte Gesamtvorspannkraft betrug:

$$P_{\text{gesamt}} = 4 \cdot 186 = 744 \text{ kN}$$

Mit dem Messgerät proceq wurden die Auslenkwege zu definierten Anzeigewerten an jeder Einzellitze gemessen, siehe Tabelle 4.

Tabelle 4: Gemittelte Werte der Querauslenkungen der vier vorgespannten Einzellitzen

am Messgerät proceq abgelesene Spannkraft [kN]	Mittelwerte der Querauslenkung [mm]			
	Litze 1	Litze 2	Litze 3	Litze 4
90	1,97	1,83	1,91	1,84
100	2,46	2,32	2,44	2,34
110	2,95	2,80	2,93	2,82

Die größte Abweichung der mittleren Auslenkwege beträgt bei den unter Laborbedingungen aufgebrachten Litzenkraften ca. 7 %.

Unter der Annahme, dass zum Messzeitpunkt ca. 5-7 % Spannkraftverlust infolge Kriechens und Schwindens an der Spannbetondecke eingetreten sind ( $P_{t1} \approx 0,94 \times 186 = 175 \text{ kN}$ ), beträgt der Unterschied der einen gemessenen Litze (Achse 256) gegenüber den restlichen drei Litzen des Spannstrangs ca. 15 %.

Im theoretischen Fall, dass der identifizierten Minimalwert der Vorspannkraft  $P_{t1} = 148 \text{ kN}$  zum Versuchszeitpunkt in allen Litzen vorhanden gewesen wäre, würde sich rechnerisch ein weit geringerer Durchbiegungswert am Kragarmende ergeben, als die gemessenen 2 cm.

Ein zu niedriger Vorspanngrad der Decke kann somit als Ursache der auftretenden Verformungen ausgeschlossen werden.

Die Tragfähigkeit der Stahlbeton-Decke wird nicht durch die Verformungen beeinträchtigt.

Als mögliche Ursache der festgestellten Kragarmdurchbiegung könnte eine Vorverformung des Traggerüsts infolge der Eigenlast des frisch in die Schalung eingebrachten Betons angesehen werden.

### **3. Zusammenfassung**

Auf Grund unplanmäßiger Verformungen einer vorgespannten Stahlbeton-Deckenplatte (Vorspannung ohne Verbund) war es notwendig, den vorhandenen Vorspanngrad zerstörungsfrei zu ermitteln. Dazu wurden die Spannglieder an drei Stellen durch Aufstemmen der Oberfläche der Stahlbetondecke freigelegt.

Unter Einsatz des Messgerätes proceq wurden die Litzen in der Decke in Querrichtung verformt und die dazu benötigte Kraft gemessen. Um die vorhandenen Vorspannkraft bestimmen zu können, war es notwendig, Referenzmessungen an einem Spannglied mit bekannter Vorspannkraft durchzuführen. Dazu wurde ein Spannglied mit gleichem Durchmesser und gleichen Festigkeitskennwerten wie die verbauten Spannstähle in der Zugpresse stufenweise mit definierten Kräften vorgespannt, jeweils Querauslenkungen aufgebracht und die dazugehörigen Auslenkkraft gemessen.

Durch Vergleich der am Bauteil gewonnenen Messwerte mit den Werten der Referenzmessungen konnten die in der Decke zum Untersuchungszeitpunkt vorhandenen Spannkraft abgeschätzt werden.

Dabei wies eine Litze einen ca. 15 % geringeren Vorspanngrad auf als die anderen geprüften Litzen, die dem Sollwert entsprachen. Selbst wenn im ungünstigsten Fall für alle Spannglieder die kleinste aufgetretene Spannkraft angenommen wird, tritt rechnerisch eine weit geringere Verformung der Kragplatte auf, als die gemessenen 20 mm. Ein zu niedriger Vorspanngrad der Decke kann deshalb als Ursache der gemessenen Verformungen ausgeschlossen werden, wenn man von der Richtigkeit der vom Ingenieurbüro vorgelegten statischen Berechnung ausgeht.

Als eine mögliche Ursache der gemessenen Durchbiegung verbleibt eine Verformung des Traggerüsts während des Einbringens des Frischbetons in die Schalung.

### **4. Quellenverzeichnis**

- [1] Statische Berechnung zum Gebäude des Rechenzentrums der Universität Stuttgart.  
Aufsteller: Ingenieurbüro „Pfefferkorn Ingenieure“, Stuttgart 2002.

# **Implementierung von fortgeschrittenen Stoffgesetzen und Berechnungsalgorithmen in Software-Werkzeuge zur Berechnung von Bauteilen unter Hochtemperaturbeanspruchung**

*A. Klenk, M. Ringel, O. Stelling, M. Rauch, K. Maile, E. Roos*

28. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe „Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“, 25. November 2005, Düsseldorf, S. 25-38.

## **1 Einleitung**

Die gestiegenen Betriebsanforderungen moderner Kraftwerke erfordern in bezug auf die Auslegung und Erschöpfungsberechnung von hochbeanspruchten Komponenten zunehmend die Berücksichtigung komplexerer Betriebsweisen und komplizierterer Bauteilgeometrien. Dies legt die Nutzung von Berechnungsprogrammen unterschiedlicher Komplexität nahe, mit denen es möglich ist, die Randbedingungen Geometrie bzw. Komponente, Beanspruchungsprofil, spezifisches Werkstoffverhalten exakter zu erfassen.

Neben der Umsetzung von Berechnungsalgorithmen in Softwarewerkzeuge überwiegend für die Überwachung wurden in den letzten Jahren vermehrt in Finite-Elemente-Berechnungen umsetzbare Stoffgesetze entwickelt, die beanspruchungsspezifisch adäquate Berechnungen für Komponenten erlauben. Somit steht eine breite Palette von Software-Werkzeugen zur Verfügung. Sie reichen von einem werkstoff- und objekt-datenbankorientierten Programmsystem mit einer Vielzahl von miteinander vernetzt ausführbaren Berechnungsprogrammen zur Lebensdaueranalyse bis zu einer Sammlung von Stoffgesetzen mit angepassten Parametern bzw. Anpassungsprogrammen, deren Umsetzung in für Finite-Elemente-Berechnungspakete für Hochtemperaturbauteile. Für die praktische Anwendung ist hierbei ähnlich wie beim modularen Aufbau eines Systems, das einzelne unabhängig voneinander ausführbare Berechnungsprogramme für einen spezifischen Anwendungszweck verknüpft, die Ertüchtigung modularer Werkstoffmodelle sinnvoll. Diese bieten den Vorteil, den Komplexitätsgrad der Werkstoffbeschreibung, die damit verbundene erforderliche Anzahl zu bestimmender Werkstoffparameter und die daraus resultierende Rechenzeit den jeweiligen Anforderungen anzupassen. Darüber hinaus bieten als konstitutive Gesetze für Finite-Elemente-Berechnungsprogramme die Möglichkeit, Schädigungsparameter in das Stoffgesetz und damit in den Berechnungsvorgang miteinzubeziehen.

## **2 Werkstoffmodelle**

Für die im Kraftwerksbau verwendeten Werkstoffe liegen aus zahlreichen Arbeiten Werkstoffdaten und Werkstoffgesetze für ausgewählte Beanspruchungssituationen vor, die über benutzerdefinierte Unterprogramme (USER-Subroutines) in Finite-Elemente-Programme implementiert werden können. Die Belastungsgeschichte eines Bauteils

kann sich aus einer Zeitstand-, einer Ermüdungs- aber auch aus einer Kriechermü-  
dungsbeanspruchung zusammensetzen und eine vom Lastfall abhängige Schädigung  
aufweisen. Die Erstellung einer Werkstoffdatenbank erwies sich deshalb als zweckmä-  
ßig, um Auslegungs- und Erschöpfungsberechnungen eine optimale Werkstoffbeschrei-  
bung für die betrachtete Beanspruchungssituation bereitzustellen. Die Werkstoffmodell-  
datenbank ist dabei nach Werkstoffmodellklassen und Beanspruchungsarten geordnet  
[1].

Bei zahlreichen in der Praxis auftretenden Beanspruchungen ist das Verformungsver-  
halten metallischer Werkstoffe durch das gleichzeitige Auftreten sowohl zeitabhängiger  
als auch zeitunabhängiger Phänomene gekennzeichnet. Im Gegensatz zu den Ansät-  
zen der klassischen Plastizitäts- und Kriechtheorie, die beide Vorgänge unabhängig  
voneinander betrachten, beschreiben fortgeschrittene Werkstoffmodelle alle auftreten-  
den Effekte des Materialverhaltens durch eine konsistente Formulierung. Diese ver-  
wendet nur eine inelastische Dehnung, die sowohl Verformungen durch statische und  
zyklische Plastizität als auch durch Kriechen (Viskoplastizität) enthält. Man spricht des-  
halb auch von „unified models“. In mathematischer Hinsicht handelt es sich um Systeme  
gekoppelter nichtlinearer Differentialgleichungen bezüglich der Zeit, die über noch  
zu bestimmende Systemparameter an das jeweilige Werkstoffverhalten angepasst wer-  
den. Im Folgenden sind zwei der Werkstoffmodelle aus [1] sowie deren Entwicklung  
näher beschrieben.

## 2.1 Modifizierte Graham-Walles Kriechgleichung

Das modifizierte Graham-Walles Kriechgesetz [2,3,4] beinhaltet die Beschreibung des  
inelastischen zeitabhängigen Materialverhaltens bei hohen und niedrigen Belastungen.  
Das Modell unterscheidet dabei nicht zwischen den sehr schnell ablaufenden Plastifizie-  
rungsvorgängen und den langsameren Kriechvorgängen bei niedrigeren Lasten. Als  
mathematische Beschreibung der Verfestigung wird ein einfaches Potenzgesetz ver-  
wendet. Die konstitutiven Gleichungen sind in Tabelle 2 aufgelistet.

Bedeutung	Berechnungsformel
Kriechdehnrate (für hohe und niedrige Belastungen)	$\dot{\varepsilon} = 10^{A1} \cdot \left( \frac{\sigma_{Mises}}{(1-D)} \right)^{n1} \cdot \varepsilon_{eq}^{m1} + 10^{A2} \cdot \left( \frac{\sigma_{Mises}}{(1-D)} \right)^{n2} \cdot \varepsilon_{eq}^{m2}$
Schädigungsparameter	$\dot{D} = 10^{AD1} \cdot \left( \left( \frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{Mises} \right)^{nD1} \cdot \tilde{\varepsilon}^{mD1} + 10^{AD2} \cdot \left( \left( \frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{Mises} \right)^{nD2} \cdot \tilde{\varepsilon}^{mD2}$
Mehrachsigsigkeitsquotient	$q = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\sigma_{Mises}}{\sigma_{Hydro}}$
Dehnungsanteil	$\tilde{\varepsilon} = \sqrt{\langle \varepsilon_1 \rangle^2 + \langle \varepsilon_2 \rangle^2 + \langle \varepsilon_3 \rangle^2}$
Temperaturabhängigkeit	<b>spline Interpolation zwischen isothermen Parametern</b> $A_{1,2} = A_{1,2}(T); n_{1,2} = n_{1,2}(T); m_{1,2} = m_{1,2}(T)$ $AD_{1,2} = AD_{1,2}(T); nD_{1,2} = nD_{1,2}(T); mD_{1,2} = mD_{1,2}(T)$

Tabelle 2: Konstitutive Gleichungen der modifizierten Graham-Walles Kriechgleichung

Neben der inelastischen Verformung lässt sich mit diesem Modell auch das Schädigungsverhalten durch die Einführung einer Schädigungsvariablen modellieren. Als Grundlage dafür dient ein effektives Spannungskonzept, das mit zunehmender Schädigung eine Spannungserhöhung zur Folge hat. Die Anwendung dieses Modells auf einen martensitischen 10% Cr-Schmiedestahl bei 600°C ist in Bild 1 bis Bild 3 dargestellt. Eine Anpassung für den Wolfram-legierten 9%-Chromstahl zeigt Bild 4. Sowohl das Kriechverhalten als auch die Plastifizierung bei schnellen Warmzugversuchen lassen sich sehr gut mit dem Modell beschreiben.

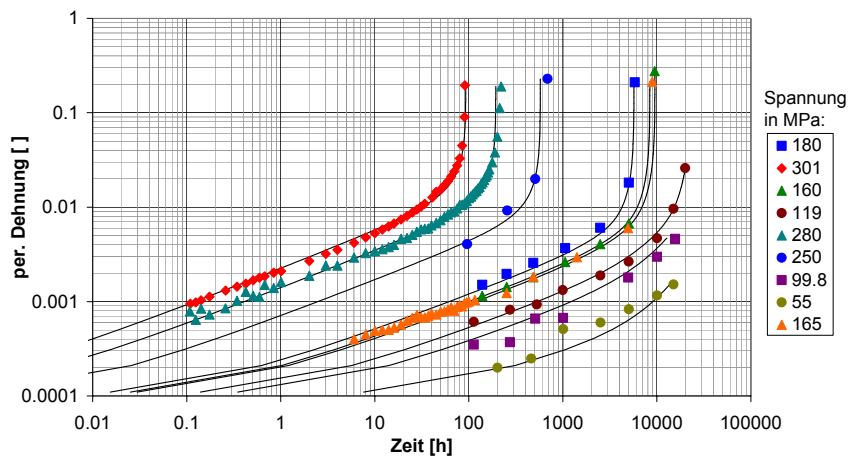


Bild 1: Nachrechnung einachsiger Kriechversuche an einem 10%-Cr-Werkstoff bei 600°C mit der mod. Graham-Walles Kriechgleichung

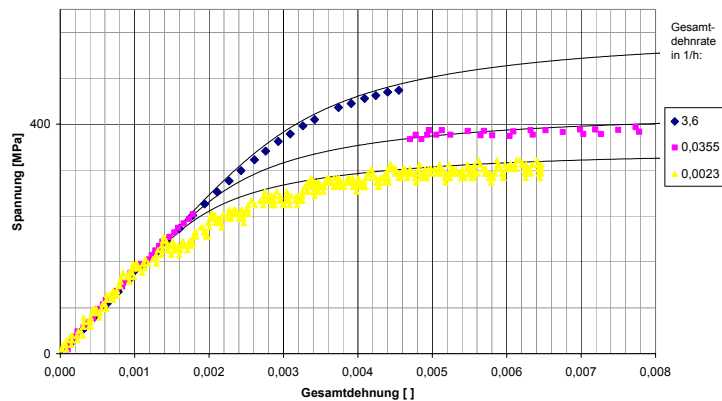


Bild 2: Nachrechnung einachsiger Warmzugversuche eines 12%-Cr-Werkstoffs bei 600°C mit der mod. Graham-Walles Kriechgleichung



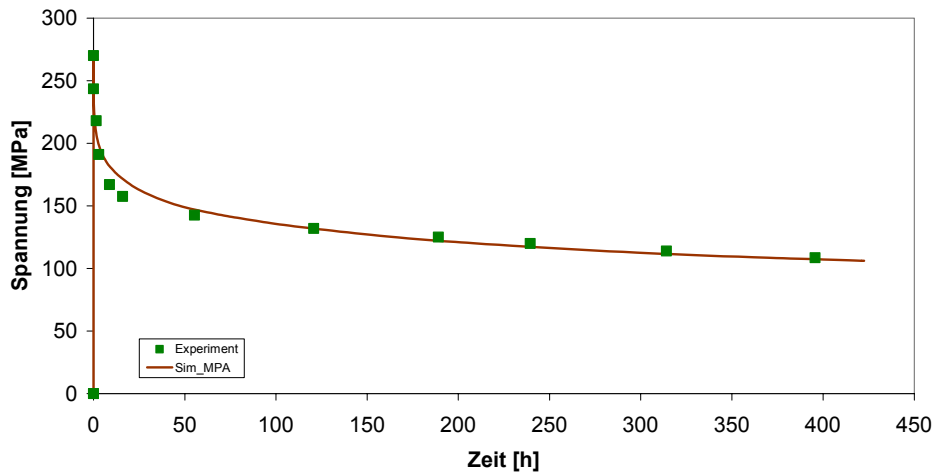


Bild 3: Nachrechnung eines einachsigen Relaxationsversuchs an einem 10%-Cr-Schmiedestahl bei 600°C mit der mod. Graham-Walles Kriechgleichung

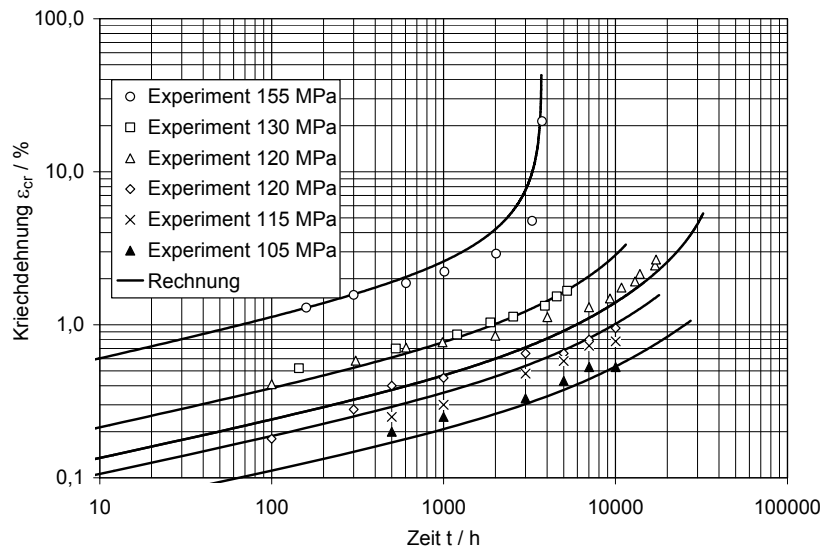


Bild 4: Anpassung des Kriechgesetzes an einachsige Daten von E911 bei 600 °C

Aufgrund der geringen Modellparameteranzahl eignet sich die modifizierte Kriechgleichung auch für die anisotherme Werkstoffbeschreibung. In Bild 5 sind die Temperaturabhängigkeiten der sechs Verformungsparameter dargestellt. Zum Vergleich wurde das dehnungsverfestigende Standard-Kriechmodell des FE-Programms ABAQUS (Tabelle 3) mit angepasst.

Bedeutung	Berechnungsformel
Kriechdehnrate (für hohe und niedrige Belastungen)	$\dot{\varepsilon} = 10^A \cdot (\sigma_{Mises})^n \cdot \varepsilon_{eq}^m$
Temperaturabhängigkeit	spline Interpolation zwischen isothermen Parametern $A = A(T); n = n(T); m = m(T)$

Tabelle 3: Standard-Kriechgleichung des FE-Programms ABAQUS

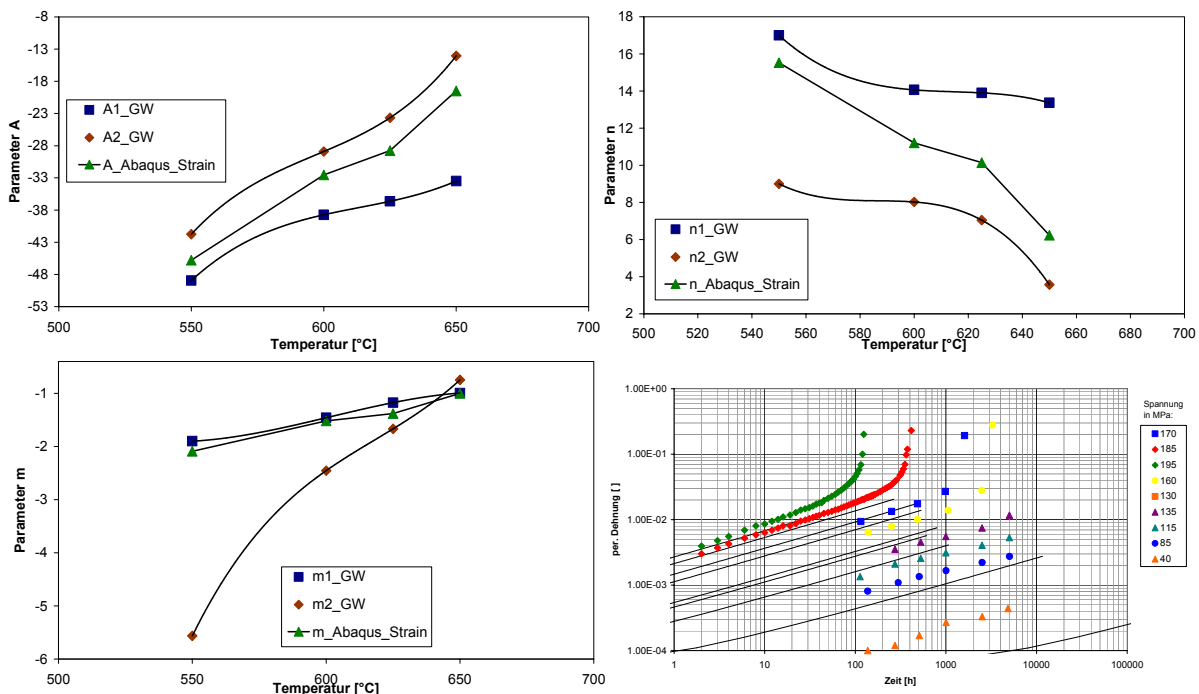
Durch die vereinfachte Spannungsabhängigkeit zeigt sich eine mittlere Temperaturabhängigkeit zwischen den beiden Dehnraten des modifizierten Graham-Walles Kriechmodells bei einer geringeren Anpassungsgenauigkeit.

Um einen Vergleich der Modellparameter bei unterschiedlichen Werkstoffchargen zu erhalten, wurden in Bild 6 die Modellparameter der mod. Graham-Walles-Kriechgleichung für fünf Chargen des Werkstoffs X10CrMoVNb9-1 (P91)

- 219a: gepresst 1050°C 10min/Luft+740°C 70min/Luft
- 219b: gepresst 1050°C 10min/Luft+740°C 70min/Luft
- 219d: gewalzt 1050°C 0,5h/Luft+750°C 1h/Luft
- 219f: gepresst 1050°C 1h/Luft+750°C 2h/Luft
- 219h: geschmiedet 1060°C 4h/Öl+2x760°C 6h/Luft

gegenübergestellt. Die gewalzte Charge 219d unterscheidet sich dabei von den vier anderen Chargen, eine gemeinsame Beschreibung bzw. Anpassung aller Schmelzen ist jedoch möglich.

In Bild 7 ist eine Gegenüberstellung der Werkstoffmodellparameter für unterschiedliche 9% und 10% Chromstähle gezeichnet. Dabei zeigen der 12%Cr-Schmiedestahl X12CrMoWVNbN10-1-1, die Gußvariante GX12CrMoWVNbN10-1-1 und der Werkstoff X10CrMoVNb9-1 (P91) vergleichbare Modellparameter, während sich die Anpassungsparameter für den Werkstoff X11CrMoWVNbN11-1-1 (E911) davon unterscheiden, so dass insgesamt eine werkstoff(typ)spezifische Anpassung notwendig scheint.



*Bild 5:* Vergleich der temperaturabhängigen Modellparameter des modifizierten Graham-Walles Kriechmodells mit den Parametern der Standard-Kriechgleichung des FE-Programms ABAQUS für einen 12%-Chrom-Gusswerkstoff und Darstellung der Kriechkurven der Standard-Kriechgleichung bei 600°C.

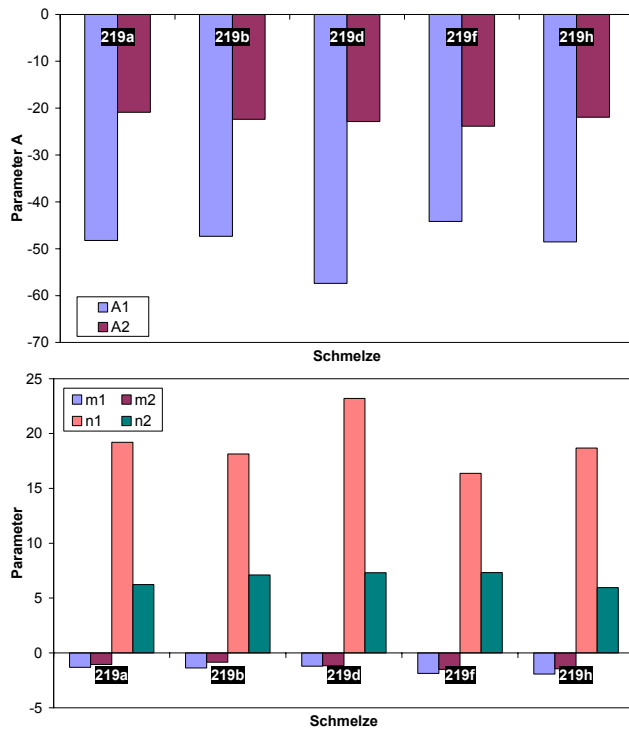


Bild 6: Modellparameter des mod. Graham-Walles-Kriechgesetzes für verschiedene Schmelzen am Beispiel P91 bei 600°C

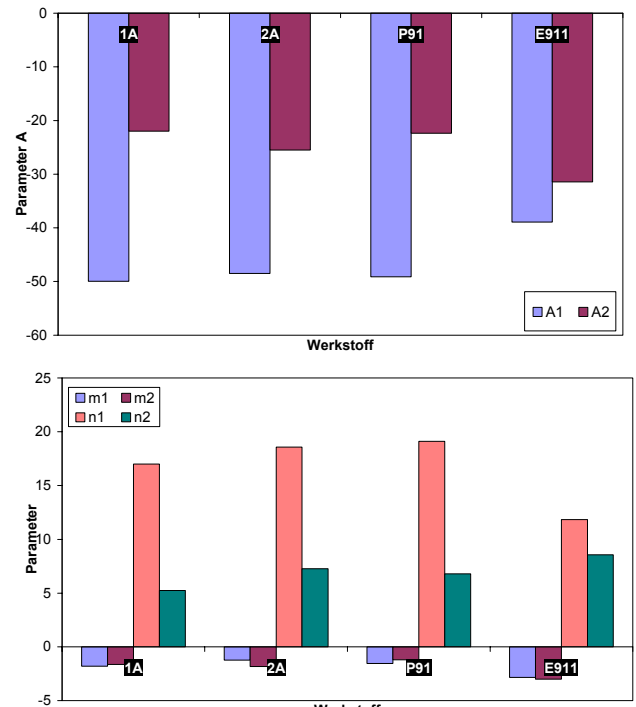


Bild 7: Werkstoffeinfluss auf die Modellparameter des mod. Graham-Walles-Kriechgesetzes am Beispiel der Temperatur 600°C

## 2.2 Modifiziertes Chaboche-Nouailhas-Ohno-Wang (CNOW)- Modell

Ausgangspunkt für das CNOW-Modell ist das elastisch-viskoplastische Werkstoffmodell nach Chaboche und Nouailhas [5,6] das in [7,8,9] angewendet wurde. Das Modell unterscheidet nicht explizit zwischen zeitunabhängigen Plastifizierungsvorgängen, die infolge von Laständerungen auftreten und solchen, die durch zeitabhängiges viskoses Werkstoffverhalten (Kriechen, Relaxation) hervorgerufen werden, sondern beschreibt diese beiden Beiträge zur bleibenden (inelastischen) Verformung mit einer übergeordneten Formulierung. Zur besseren Abbildung des Werkstoffverhaltens wurde dieses Werkstoffmodell im Rahmen einer bereits abgeschlossenen Arbeit [9] in mehreren Bereichen modifiziert bzw. verfeinert und in das FE-Programm ABAQUS implementiert. Die vorgenommenen Modellverfeinerungen sind:

Die Verwendung von zwei inelastischen Dehnraten, eine für vorwiegend hohe und eine für vorwiegend niedrige Beanspruchungen

- Verwendung von kinematischen Verfestigungsvariablen nach Ohno-Wang [10,11,12,13,14] zur besseren Abbildung des zyklischen Verformungsverhaltens
- Einführung von Schädigungsparametern, die neben dem Primär- und Sekundärkriechanteil des Werkstoffs auch eine Beschreibung des tertiären Kriechens ermöglichen
- nichtlineare Überlagerung von Schädigungsanteilen aus Kriechen und Ermüden

Bei der Modifikation des ursprünglichen Modells wurde insbesondere das entfestigende Verhalten der behandelten Werkstoffe bei Ermüdungsbeanspruchung speziell berücksichtigt, da das ursprünglich von Chaboche [5,14] vorgeschlagene Modell im wesentlichen für den verfestigenden austenitischen Werkstoff konzipiert war. Die konstitutiven Gleichungen des verfeinerten Modells sind in Tabelle 4 angegeben.

Bedeutung	Berechnungsformel
Fließregeln	$f_1 = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_1) - R - k - \sigma_{vis1} = 0$ $f_2 = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_2) - \sigma_{vis2} = 0$ <p>mit <math>J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_{1,2}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\bar{\sigma}' - \bar{X}'_{1,2}) \cdot (\bar{\sigma}' - \bar{X}'_{1,2})}</math></p>
inelastische Dehnrate für vorwiegend hohe Beanspruchung	$\dot{\bar{\epsilon}}_{in1} = \frac{3}{2} \cdot \frac{1}{1 - D_f} \cdot \left\langle \frac{\sigma_{vis1}}{K_1 \cdot (1 - D_f)} \right\rangle^{n_1} \cdot \frac{\bar{\sigma}' - \bar{X}'_1}{J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_1)} = \frac{3}{2} \dot{p}_1 \frac{\bar{\sigma}' - \bar{X}'_1}{J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_1)}$
inelastische Dehnrate für vorwiegend niedrige Beanspruchung	$\dot{\bar{\epsilon}}_{in2} = \frac{3}{2} \cdot \frac{1}{1 - D_c} \cdot \left\langle \frac{\sigma_{vis2}}{K_1 \cdot (1 - D_c)} \right\rangle^{n_2} \cdot \frac{\bar{\sigma}' - \bar{X}'_2}{J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_2)} = \frac{3}{2} \dot{p}_2 \frac{\bar{\sigma}' - \bar{X}'_2}{J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_2)}$
akkumulierte inelastische Dehnrate	$\dot{p}_{1,2} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\bar{\epsilon}}_{in1,2} \cdot \dot{\bar{\epsilon}}_{in1,2}}$

6 kinematische Variable für vorwiegend hohe Beanspruchung (Ohno-Wang)	$\dot{\bar{X}}_{1,i} = \frac{2}{3} c_{1i} a_{1i} \dot{\bar{\epsilon}}_{in1} (1 - D_f) - c_{1i} \left( \frac{ \bar{X}_{1i} }{a_{1i}} \right)^{m_{1i}} \bar{X}_{1i} \dot{p}_1 - \beta_{1i} \left( \frac{3}{2} \bar{X}_{1i} : \bar{X}_{1i} \right)^{\frac{m_{1i}-1}{2}} \bar{X}_{1i}$ $\bar{X}_1 = \sum_{i=1}^6 \bar{X}_{1i}$
3 kinematische Variable für vorwiegend niedrige Beanspruchung (Ohno-Wang)	$\dot{\bar{X}}_{2,i} = \frac{2}{3} c_{2i} a_{2i} \dot{\bar{\epsilon}}_{in2} (1 - D_c) - c_{2i} \left( \frac{ \bar{X}_{2i} }{a_{2i}} \right)^{m_{2i}} \bar{X}_{2i} \dot{p}_2 - \beta_{2i} \left( \frac{3}{2} \bar{X}_{2i} : \bar{X}_{2i} \right)^{\frac{m_{2i}-1}{2}} \bar{X}_{2i}$ $\bar{X}_2 = \sum_{i=1}^3 \bar{X}_{2i}$
Isotrope Variable	$\dot{R} = b(Q - R) \dot{p}_1 (1 - D_f) + \gamma  Q_r - R ^{m-1} (Q_r - R)$
Schädigungsparameter	<p>Kriechen: <math>\dot{\rho}_c = A(\sigma) \cdot p_2^B</math>; <math>D_c = 1 - \exp(-\rho)</math></p> <p>Ermüden: <math>D_f = A \cdot p_1 + B \cdot p_1^C</math></p>

Tabelle 4: Konstitutive Gleichungen des elastisch-viskoplastischen CNOW-Werkstoffmodells

### 2.3 Mehrachsigkeit und Schädigung im Stoffgesetz

Beide Stoffgesetze enthalten zunächst empirisch definierte Schädigungsparameter  $D$ , mit denen der Verlauf der Schädigung und das Versagen zunächst phänomenologisch beschrieben werden kann. Im folgenden sind numerische Untersuchungen beschrieben, die anhand des Vergleichs mit mehrachsigt beanspruchten Proben (Glatte und gekerbte Hohlzylinder unter Innendruck bzw. Innendruck und Axialzug) die Einbeziehung der Mehrachsigkeit in die Schädigungsformulierung und eine erste Korrelation der empirisch bestimmten Schädigungsparameter zur Porenentwicklung ermöglichen [15]. Die Zeitstandprüfungen an Hohlzylindern wurden mit Hilfe von inelastischen Finite-Elemente-Berechnungen simuliert. Dabei wurde der lokale Spannungs-Dehnungs-Zustand in Abhängigkeit der Belastungsdauer mit Hilfe der in 2.1 beschriebenen benutzerdefinierten Materialroutine ermittelt.

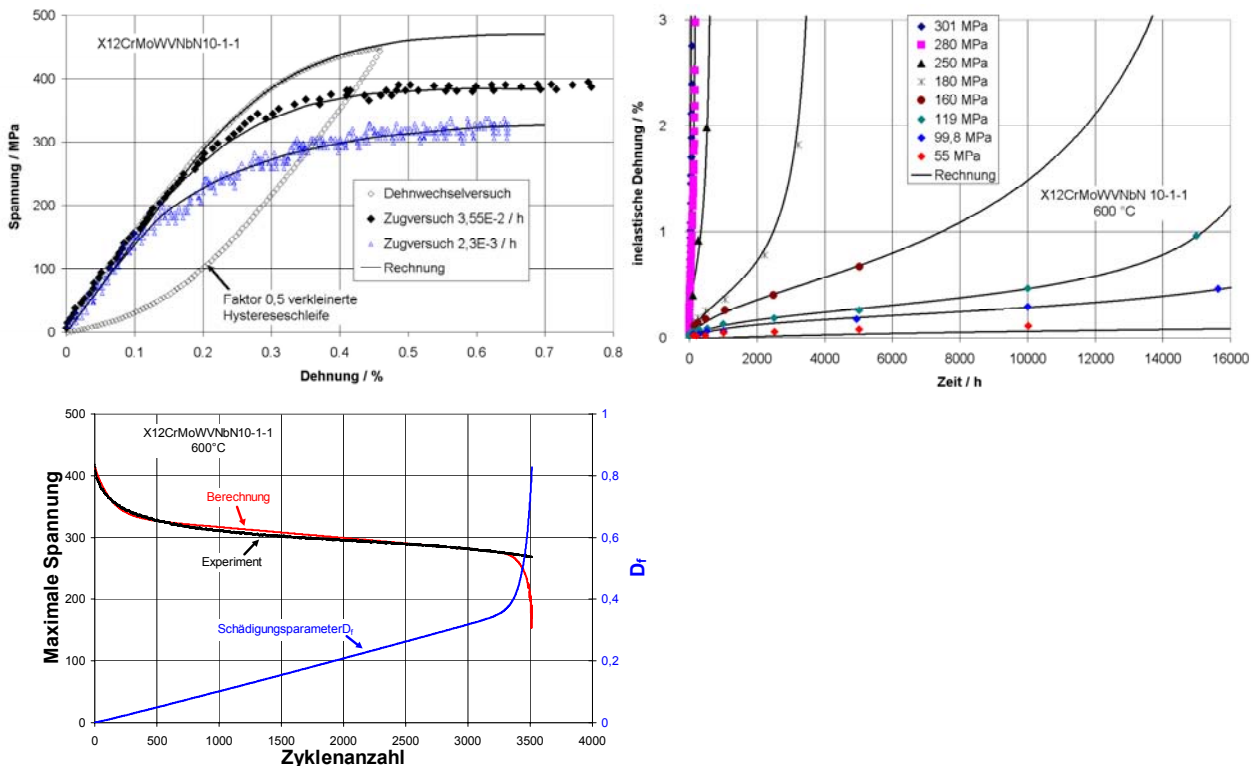


Bild 7: Nachrechnung einachsiger Warmzug-, Kriech- und Dehnwechselversuche des 12% Cr Schmiedestahls bei 600°C mit dem CNOV-Modell

Die Parameter dieses Kriechgesetzes werden unter Verwendung einachsig beanspruchter Zeitstandversuche bestimmt. Die Anpassung ist in Bild 4 im Vergleich von Materialgesetz und Experimenten für 600 °C dargestellt. Das verwendete Kriechgesetz beinhaltet einen Schädigungsparameter  $D$ , der die Möglichkeit eröffnet, die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes in Form des Mehrachsichtigkeitsquotienten  $q$  und damit ein früheres Versagen bei erhöhter Mehrachsichtigkeit zu berücksichtigen. Dieser wird als Quotient aus hydrostatischer Spannung und Vergleichsspannung nach von Mises gebildet, [16]:

$$q = \sqrt{\frac{3}{2}} \cdot \frac{\tau_{\text{okt}}}{\sigma_{\text{okt}}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\sigma_h}{\sigma_v} = \frac{1}{\sqrt{3} \cdot h} \quad \text{mit } \sigma_h = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3. \quad (1)$$

Anhand des in Bild 8 gezeigten Beispiels für eine glatte Probe aus P91 unter reiner Innendruckbelastung ist zu erkennen, dass der Mehrachsichtigkeitsquotient von innen nach außen abnimmt. Wichtig ist dabei festzuhalten, dass ein geringer Mehrachsichtigkeitsquotient  $q$  einen hohen Grad an Mehrachsichtigkeit bedeutet.

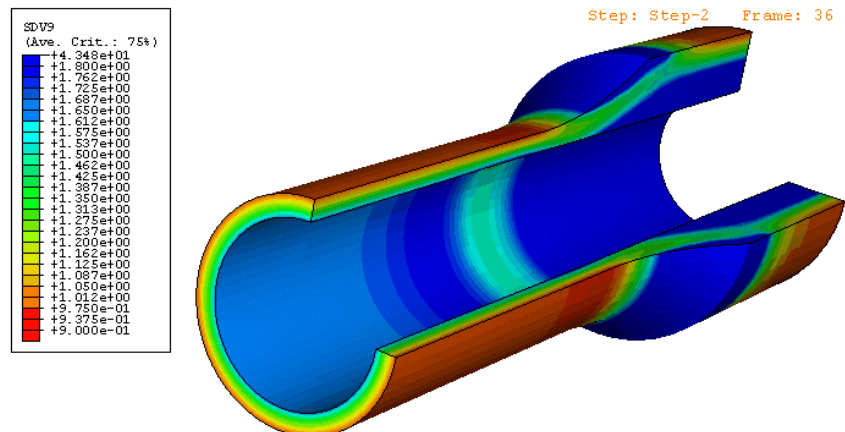


Bild 8: Verteilung des Mehrachsigenquotienten  $q$  in einer glatten Hohlzylinderprobe aus P91 bei reiner Innendruckbelastung mit  $p = 255$  bar nach 13800 h bei  $600$  °C

Wie aus Bild 9 hervorgeht, wird bei einer Anwendung des einachsigen angepassten Kriechgesetzes (Werkstoffparameter  $\alpha = 0$ ) ein zu spät eintretender Anstieg im Tertiärbereich erzielt. Durch Variation dieses Werkstoffparameters und Vergleich der dadurch erhaltenen Ergebnisse mit dem Dehnungsverhalten der Hohlzylinderproben während des Versuchs kann ein optimierter Wert  $\alpha = 0,2$  gefunden werden.

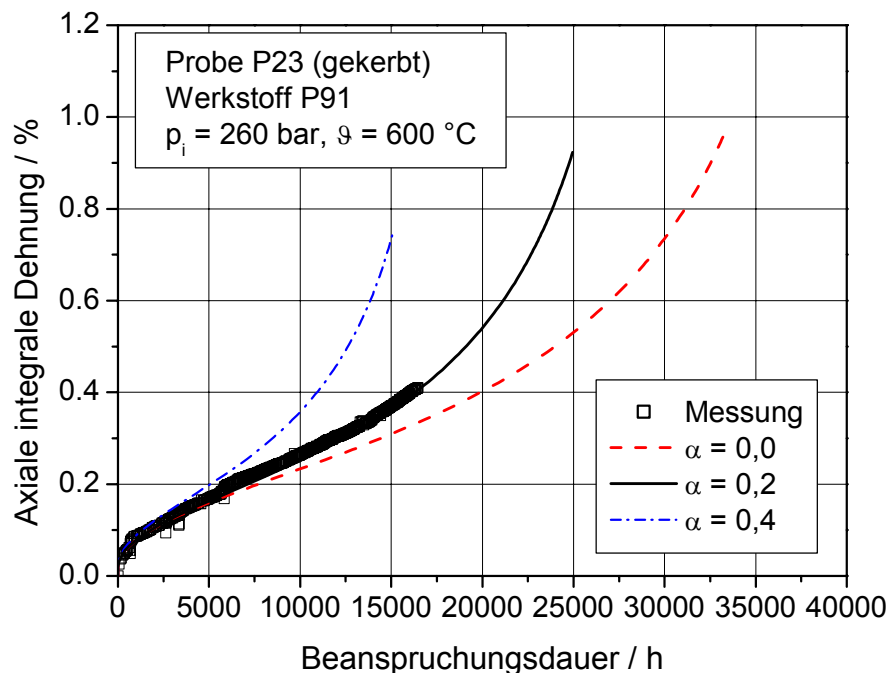


Bild 9: Anpassung des Werkstoffparameters  $\alpha$  anhand von Vergleich der gemessenen Dehnung und der Berechnungsergebnisse

Um eine Korrelation von Beanspruchung und Schädigung durch Kriechporen herstellen zu können, werden an den zeitstandbeanspruchten Hohlzylindern für jede radiale Position des Querschliffs mindestens 50 Gesichtsfelder ausgewertet, um statistisch abgesicherte Werte für die Porendichte zu erhalten.

Durch die Auswertung von 52 Zuständen für P91 und 18 Zuständen für die wolframlegierte Version E911 wurde die Porendichte über den an den FE-Ergebnissen er-

mittelten lokalen Verformungswerten und Mehrachsigsigkeitsquotienten aufgetragen, siehe Bild 10. Dieser Zusammenhang kann mathematisch beschrieben werden und wird für weitere Betrachtungen in FE-Berechnungen implementiert. Dadurch ist es möglich, die Porenschädigung in Abhängigkeit der Verformung und der Mehrachsigkeit anzugeben.

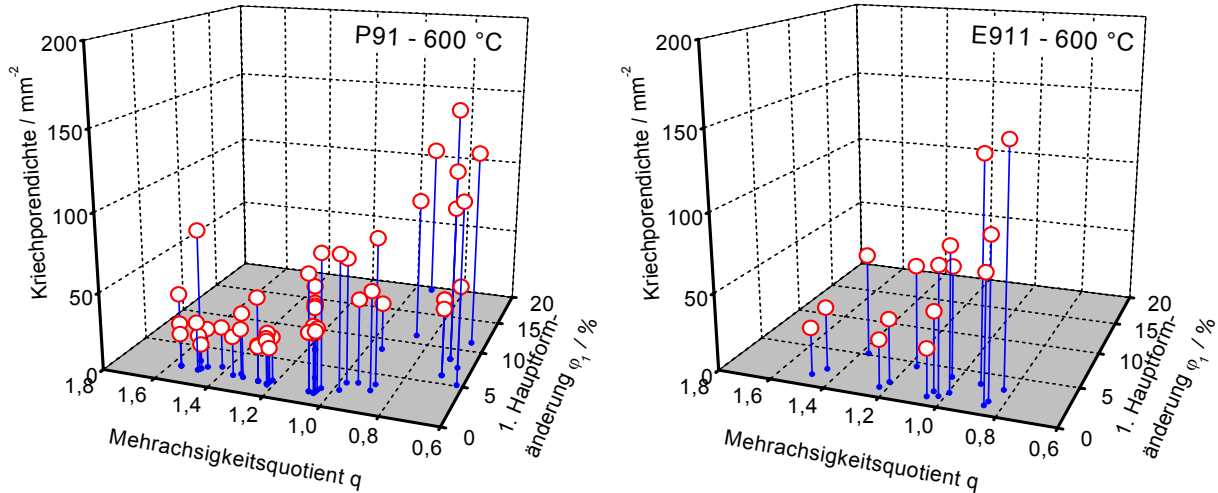


Bild 10: Kriechporendichte in Abhängigkeit der Verformung und des Mehrachsigsigkeitsquotienten für P91 und E911 bei 600 °C [17]

Basierend auf den Auswertungen von Kriechporendichte, Verformung und Mehrachsigsigkeitsquotient, kann eine empirische mathematische Beschreibung für den Stahl P91 in folgender Form angegeben werden:

$$N_A = f(q, \Phi_1) = A \ln \Phi_1 + B \cdot q^{-1} \ln \Phi_1 + C \cdot q^{-2} + D \cdot q^{-1} + E \quad (2)$$

$$\text{für: } N_A \geq 10 \text{ mm}^{-2}, 1,75 > q, \approx 0,20 < 10^2 \Phi_1 \leq 10$$

Graphisch sind die metallographisch ermittelten Porendichten der mathematischen Beschreibung in Bild 11 gegenübergestellt.

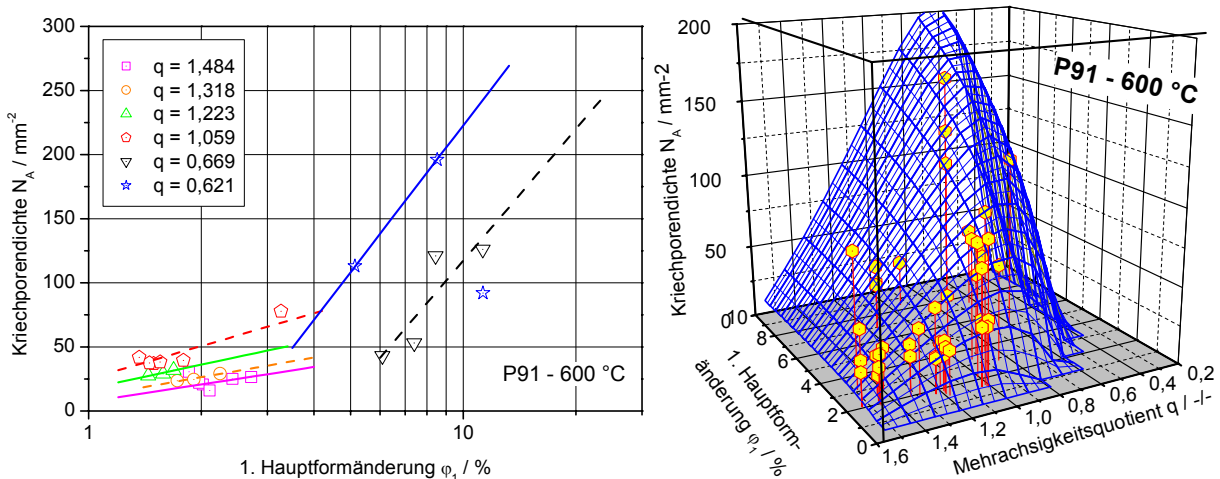


Bild 11: Vergleich von mathematischer Beschreibung und metallografisch ausgewerteter Porendichte in Abhängigkeit von Verformung und Mehrachsigkeit



### 3 Anwendungsbeispiele

#### 3.1 Schädigungsentwicklung an zeitstandbeanspruchten Proben

Wendet man das Graham-Walles Kriechgesetz und die in 3.3 beschriebene mathematische Beziehung für die Porendichte bei einer FE-Berechnung in Form einer benutzerdefinierten Materialroutine an, so kann die Porendichtenverteilung in einer Probe bzw. in einem Bauteil berechnet werden, siehe Bild . Für glatte Hohlzylinder ergibt sich eine Porendichte, die von der Innenseite zur Außenseite zunimmt und in guter Übereinstimmung mit den metallografischen Ergebnisse liegt, Bild 12.

Der im Kriechgesetz implementierte Schädigungsparameter  $D$  kann herangezogen werden, um diesen zunehmenden Schädigungsverlauf von der Innenseite zur Außenseite hin darzustellen. Dazu ist in Bild 13 die Verteilung des in der Gleichung in Tabelle 1 angegebenen Schädigungsparameters  $D$  in einer glatten Hohlzylinderprobe aus P91 bei reiner Innendruckbelastung dargestellt.

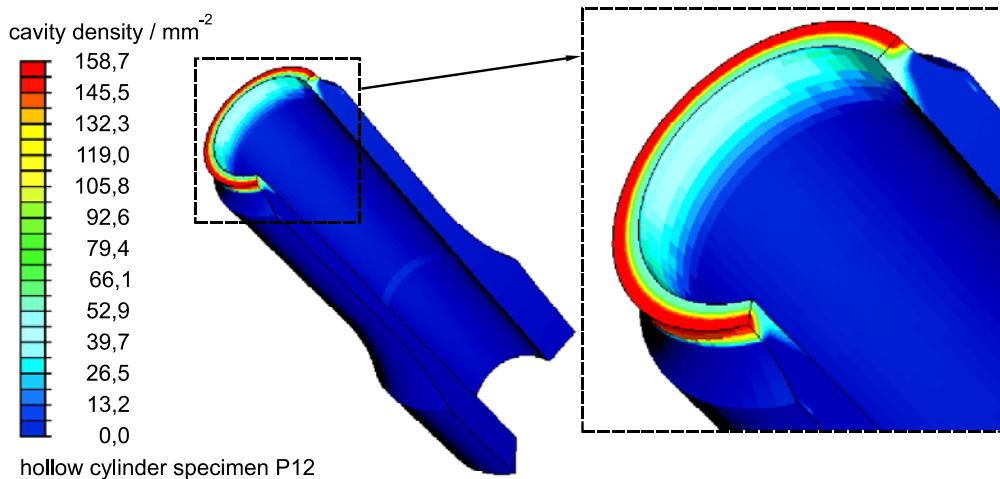


Bild 12: Porenverteilung in einer mehrachsrig Beanspruchten Probe aus P91 bei 600 °C mit  $p_i = 177 \text{ bar}$  ,  $F_{ax} = 8640 \text{ N}$  für 24412 h

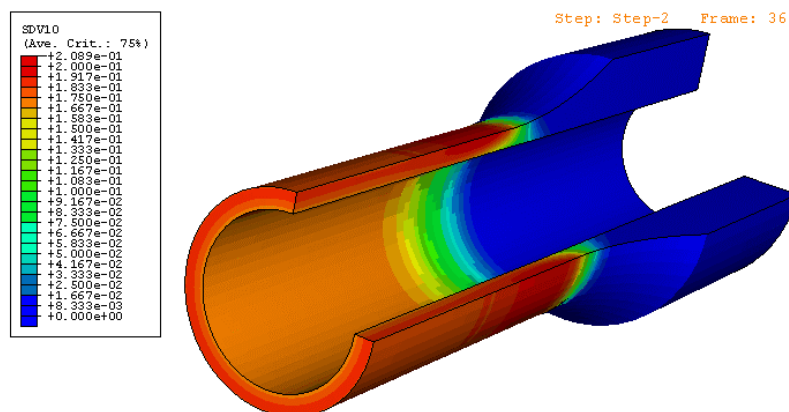


Bild 13: Verteilung des Schädigungsparameters  $D$  in einer durch reinen Innendruck von  $p_i = 255 \text{ bar}$  bei 600 °C beanspruchten Probe nach 13800 h

Ziel aktueller Forschungsvorhaben ist es daher, die erzielten Ergebnisse zur Schädigungsentwicklung an Hohlzylinderproben mit dem Schädigungsparameter  $D$  zu korrelieren. Für die Kopplung mit Mikrostrukturparametern (Versetzungsdichte, Subkorngröße, Teilchenart, Teilchenverteilung) sind noch Entwicklungsgesetze bereitzustellen, die die zeitliche Abhängigkeit von Temperatur und Verformung beschreiben.

### 3.2 Ergebnisse bauteilähnlicher Kriechermüdungsversuche

Zur Validierung der Stoffgesetze für Kriechermüdung wurden Hohlzylinder mit einem dem praktischen Betrieb einer Turbinenwelle äquivalenten Beanspruchungszyklus mit zeitlich wechselndem Verlauf von Innendruck und Axialkraft beansprucht. Die Axialkraft ist dabei wechselnd, der Innendruck schwellend, die Haltezeit beträgt 33 h.

In Bild 14 sind die Ergebnisse des modifizierten Graham-Walles Kriechmodells zusammen mit den Dehnungswerten der Standard-Kriechgleichung des FE-Programms ABAQUS eingezeichnet. Das Standard-Kriechmodell liefert deutlich zu kleine Dehnungswerte im Vergleich zu den gemessenen Daten. Dies ist auf das fehlende Schädigungsverhalten und die fehlende Berücksichtigung der Kriechermüdung zurückzuführen. Das modifizierte Graham-Walles Kriechmodell liefert trotz seines einfachen Aufbaus eine gute Übereinstimmung mit den Messwerten. Die Anwendung des CNOW-Modells in Bild 15 führt zu einer sehr genauen Übereinstimmung mit den experimentellen Daten. Dies ist auf die große Parameteranzahl und die damit verbundene hohe Genauigkeit des Modells zurückzuführen.

Die Rechenzeiten der unterschiedlichen Werkstoffmodelle liegen allesamt in einem moderaten Bereich und hängen primär von der Schrittweitensteuerung der zeitlichen Integration ab. Kriechermüdungsversuche führen auf deutlich höhere Rechenzeiten als reine Kriechversuche, da die Plastifizierung des Werkstoffs bei jedem Wechsel neu einsetzt und damit zu geringen Zeitschritten führt.

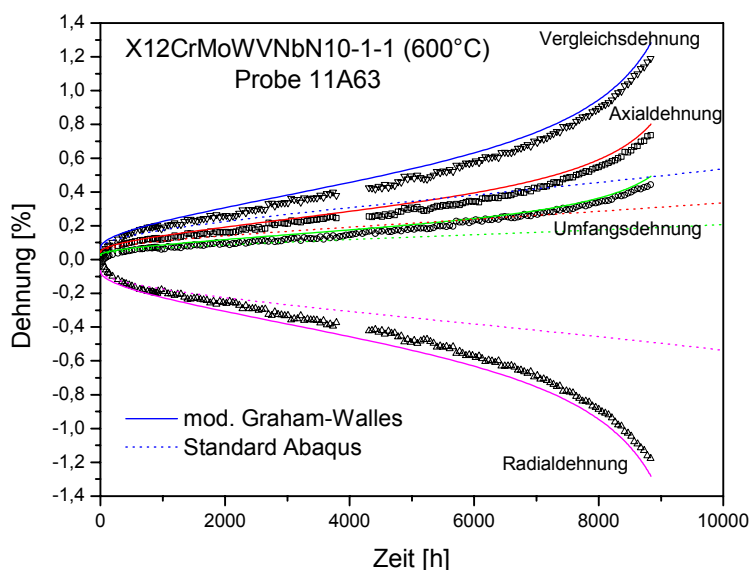


Bild 14: Vergleich der Dehnungsverläufe eines Kriechermüdungsversuchs für den 12%-Cr-Schmiedewerkstoff bei 600°C mit dem modifizierten Graham-Walles Kriechgesetz und der Standard-Kriechgleichung des FE-Programms ABAQUS

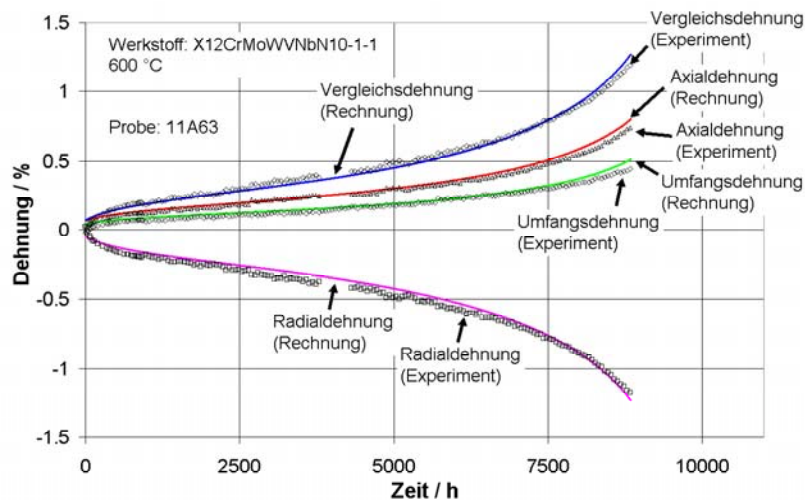


Bild 15: Dehnungsverläufe eines Kriechermüdungsversuchs für den 12%-Cr-Schmiedewerkstoff bei 600°C mit dem CNOW-Modell

## 4 Zusammenfassung

Der Beitrag zeigt die Entwicklung und Anwendung von der jeweiligen Bauteilbeanspruchungssituation adäquaten Stoffgesetzen auf, die in einer nach Anwendungsgebieten geordneten Werkstoffmodelldatenbank für ausgewählte betriebsrelevante Werkstoffe integriert wurden. Anhand zweier Beispiele, einer modifizierten Graham-Walles Kriechgleichung sowie einem komplexen viskoplastischen Stoffgesetz des Typs Chaboche werden die Beschreibungen verglichen und ihre Anwendungsmöglichkeiten beschrieben. Beide Modelle enthalten zunächst empirisch bestimmte, phänomenologisch formulierte Schädigungsparameter, die von der Mehrachsigkeit abhängigen Entwicklungsgesetzen gehorchen. Dabei konnten gute Übereinstimmungen in der Anpassung und bei der Nachrechnung von bauteilähnlichen Proben erzielt werden. Die Anwendung einer mathematischen Beziehung zur Beschreibung der Porendichte als Maß für die Schädigung eines Bauteils in Kombination mit dem Graham-Walles Kriechgesetz zeigt, dass eine Korrelation des phänomenologischen Schädigungsparameters mit mikrostrukturellen Befunden möglich ist.

## 5 Danksagung

Die diesem Beitrag zugrundeliegenden Vorhaben wurden von der Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der Eisen und Metall verarbeitenden Industrie e.V. (AVIF) unter der AVIF-Nr. A152 und A201 gefördert. Die Autoren danken der AVIF sowie der Vereinigung der Großkraftwerksbetreiber (VGB) für die Förderung sowie den in den projektbegleitenden Arbeitskreisen vertretenen Firmen für die Bereitstellung von Versuchswerkstoffen und die fachliche Unterstützung.

## 6 Literatur

- [1] Ringel, M., Roos, E., Klenk, A. : Bereitstellung und Vergleich komplexer Stoffgesetze zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei wechselnder und stationärer

Beanspruchung und Temperaturen bis zum Kriechbereich, FVV Herbsttagung 2005, Köln

- [2] Graham A. and Walles K.F.A. Relations between long and short time properties of a commercial alloy. J. Iron and Steel Inst.; 179, 1955.
- [3] Ringel M., Klenk A. und Maile K. Angepasste Werkstoffmodelle für die Bauteilberechnung bei Kriech- und Kriechermüdungsbeanspruchung. Arbeitsgemeinschaft warmfeste Stähle und Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe, 28. Vortragsveranstaltung des VDEh; Düsseldorf, 2004.
- [4] Ringel M., Roos E., Maile K. und Klenk A.: Constitutive Equations of Adapted Complexity for High Temperature Loading., ECCO Conference; London, 2005.
- [5] Chaboche, J. L.: Viscoplastic Equations for the Description of Cyclic and Isotropic Behavior of Metals, Bulletin de l'Académie Polonaise des Science, Série des Science techniques, Vol. XXV, No.1,1977.
- [6] Nouailhas, D.: Unified Modelling of Cyclic Viscoplasticity, Application to Austenitic Stainless Steels, Int. J. of Plasticity, Vol. 5, 1989, p. 501/520.
- [7] Fischer, R., A. Klenk, K. Maile und H. Xu: Beschreibung des Festigkeitsverhaltens von Komponenten im Kriechbereich unter An- und Abfahrbedingungen, AVIF-Vorhaben Nr. A105/ FVV-Vorhaben Nr. 200, Abschlussbericht, 1998.
- [8] Issler, S., A. Klenk und K. Maile: Numerische Berechnung der Kriechermüdungsbeanspruchung in Schaufel-Scheibe-Verbindungen, Arbeitsgemeinschaft warmfeste Stähle und Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe, 22. Vortragsveranstaltung des VDEh, Düsseldorf, 1999.
- [9] Xu, H.: Anwendung eines viskoplastischen Schädigungsmodells zur Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens einer Hochtemperatur Schraubenverbindung, Dissertation Universität Stuttgart, 1998.
- [10] Ohno, N. and J. D. Wang: Kinematic Hardening Rules with Critical State of Dynamic Recovery, Part I, Formulations and Basic Features for Ratchetting Behavior, Int. J. Plasticity, Vol. 7, 1991, p. 661/678.
- [11] Ohno, N. and J. D. Wang: Kinematic Hardening Rules with Critical State of Dynamic Recovery, Part II, Applications to Experiments of Ratchetting Behavior, Int. J. Plasticity, Vol. 9, 1993, p. 691/403.
- [12] Ohno, N.: Constitutive Modelling of Cyclic Plasticity with Emphasis on Ratchetting, Int. J. Sci. Vol. 40. p. 251/261, 1998.
- [13] Nakai, A., K. Maile, A. Klenk and K. Bothe: Numerical Modelling of Creep-Ratchetting Behavior, MPA-NRIM Workshop 14-15 March 2001.
- [14] Chaboche, J. L.: Constitutive Equations for Cyclic Plasticity and Cyclic Viscoplasticity, Int. J. of Plasticity, Vol. 5, 1989, p. 247/302.
- [15] M. Rauch, K. Maile, E. Roos, R. Scheck: Die Entwicklung von Schädigungsmerkmalen zur Beurteilung der Sicherheitsspanne von Bauteilen im Hochtemperaturbereich, 31. MPA-Seminar 2005, Stuttgart

- [16] Clausmeyer, H.: Über die Beanspruchung von Stahl bei mehrachsigen Spannungszuständen, Konstruktion, Band 20, S. 395-401, 1968
- [17] Maile, K., M. Rauch, P. Seliger und A. Reuter: Charakterisierung der Schädigungsentwicklung zur Lebensdauerbewertung von Rohrleitungskomponenten aus den neuen 9 %-Chromstählen, Abschlussbericht zum AVIF-Forschungsvorhaben Nr. A152, MPA Stuttgart, SPG Dresden, 2004

## **Classification of the Mastercurve Concept within the framework of safety assessments based on Mechanics of Materials<sup>1</sup>**

*E. Roos, X. Schuler, H. Silcher, H.-P. Seebich, U. Eisele*

Proceedings of the 18<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Paper G01-4, August 7-12, (2005), Beijing, China.

### **Abstract**

Fracture mechanics based assessment methods are required for various purposes within the warranty of the safe operation of nuclear power plants components. Independent of the purpose of the analysis, it is a basic requirement that the material characteristics used to define allowable loadings are suitable to quantify reliably the considered material property. For fracture mechanics analysis under quasistatic loading different phases of the failure process can be considered, i.e. initiation of crack growth, growing of the crack and subsequent instability. At low temperatures also a brittle failure without prior macroscopic deformation can occur. The failure process is strongly influenced by the material toughness and strength properties on the one hand and by the multiaxiality of the stress state on the other hand. Depending on which phase of the failure process has to be considered, different safety factors have to be called for.

During the last decade the so called mastercurve approach has been developed and suggested for many applications. This approach considers the cleavage failure instability, i.e. the event of major concern in all failure analyses due to the consequences of this failure type. On the background of the increasing applications of this approach it is felt to be necessary to point out the material mechanics basis of the failure processes described by the mastercurve procedure.

Within this presentation the different phases of the failure process in the transition range of fracture toughness are demonstrated on the example of a typical RPV steel. Material mechanics explanations of the failure process are given, also the modelling of the process by means of micromechanical approaches is shown.

**Keywords:** fracture mechanics, ductile crack initiation, cleavage instability, fracture toughness, transition range.

### **1 Introduction**

In all branches of engineering and plant construction material characteristics are used for different purposes. In the following two categories “**qualifying material characterisation**” and/or “**quantification of specific material properties**” have to be distinguished.

The characteristics of “qualifying material characterisation” means the qualification of the material for a certain application purpose or to allow a comparative assessment of

---

<sup>1</sup> Copyright © 2005 by SmiRT 18

different materials. Material acceptance is a typical example. In tests must be proved if a certain minimum requirement is fulfilled. The transition temperature  $T_{27J}$  is a typical example.  $T_{27J}$  is determined in Charpy tests. To use a steel for a specific purpose, it's  $T_{27J}$  must be below a defined temperature. If this requirement is fulfilled, the material will be qualified for the intended application purpose. A quantitative component analysis, however, cannot be performed using the characteristic value  $T_{27J}$ . The minimum requirements are often based on the experience. The physical importance is subordinate. The requirements for quantifying material characterisation are different. Here it is very important to determine characteristic values, which quantify reliably a certain material property. Thus, it can be used directly to predict quantitatively the component behaviour using calculative assessment methods. This means that the material characteristic value must be transferable to the component behaviour. Quantifying material characterisation becomes more and more important, like risk orientated monitoring and maintenance strategies get more and more introduced or like loading optimised constructions become more and more necessary in view of obtaining ecologically and economically improved balances.

Quantifying material characteristic values cannot only be used for quantitatively assessing component analyses but also for the qualitative material characterisation. The reversion of this statement is not valid. Using qualitatively characterizing values in component assessments often lead to incorrect and sometimes also to overestimating results. Consequently, it always must be questioned if the characteristic value used in component assessments meets the criteria of the "transferability" and thus, is able to correctly describe the behaviour of the component.

This is particularly applied to fracture mechanic characteristic values, as in many cases fracture mechanics characteristic values are the key role in assessing component failure, where transferability is very important. On the other hand, a large number of recommendations, guidelines, and standards concerning the determination of fracture mechanics characteristic values are available due to various developments in the last years. Their results have different meanings because of different approaches and simplifications. This has to be recognized when they are used for component behaviour prediction.

Against this background, the basics of materials physic of the failure process of ferritic steels will be observed subsequently in dependence on the temperature. Furthermore, the different fracture mechanics characteristic values available to characterise the failure process conditional on cracks, should be assessed with respect to the materials physical importance.

## **2 Materials Physicals Basics of the Failure Process of Ferritic Steels**

Fracture is an occurrence which stops deformation of materials. The material fails due to local or global separation. In the following, fracture processes taking place above the crystal recreation temperature ( $T > 1/6 TM$ ) as well as dynamic fracture and fracture affected by corrosion should be excluded. Furthermore, the considerations are limited to

metallic materials. Usually, failure of metallic materials can be characterised by means of macroscopic plastic deformation or with the help of fracture surface.

If fracture is described by means of **macroscopic** deformation, it must be distinguished between brittle and ductile fracture:

- **Brittle fracture** - If only little or no macroscopically plastic deformations can be observed until rupture we talk about brittle fracture. Only little energy is consumed until crack initiation and during fracture. Fracture growth is instable. Brittle fracture of ferritic steels may occur at low temperatures and/or at stress conditions with high multiaxiality.
- **Ductile fracture** - In contrast to brittle fracture, visible plastic deformation can be observed before and during fracture. Before fracture, crack initiation takes often place with subsequent crack growth. Crack growth is stable. Higher energies are consumed during stable crack growth.

Observing **microscopically**, it must be distinguished between cleavage fracture and ductile dimple fracture:

- **Cleavage fracture** - At cleavage fracture, cleavage fracture surfaces can be observed at adequate enlargement of the crack surfaces, fig. 1. During material separation no or negligible locally limited plastic deformation occurs. Cleavage fracture may also occur after higher macroscopic plastic deformation. The energy consumed for crack growth is very low. Usually crack growth is instable. The crack surface is perpendicular to the main stress. The crack surfaces are shining metallicly .
- **Ductile dimple fracture** – Ductile dimple fracture of technical metals and alloys is characterised by dimple structures often with inclusions on the crack surface, fig. 2. Ductile dimple fracture is marked by its locally high plastic deformation. The energy locally consumed during material fracture is considerably higher as the energy consumed during cleavage fracture. At macroscopic ductile fracture, ductile dimple fracture is observed microscopically. However, microscopic ductile dimple fracture may have macroscopic brittle appearances for an extremely high stress multiaxiality e.g. at the crack tip. Usually crack growth is stable. Only for the high stress multiaxialities already described it may be instable.

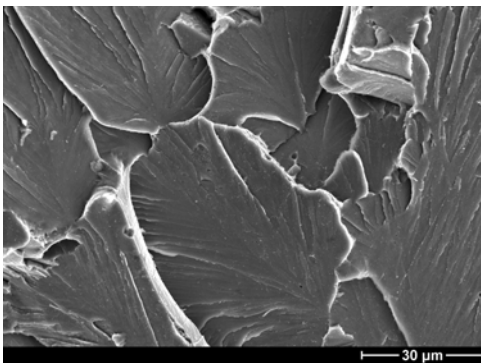


Fig. 1: Cleavage crack surface, material 17MoV8-4 mod., SEM-picture

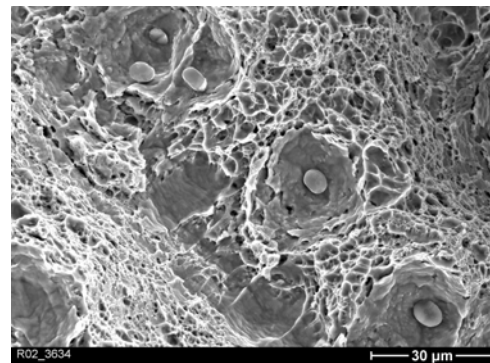


Fig. 2: Dimple crack surface, material 22NiMoCr3-7, SEM-picture



## 2.1 Basics of Cleavage Fracture

Transcrystalline cleavage fracture is the separation of atom bonding of crystalline solids along the defined crystalline plane. In inclusions and particles, as well as in ferrite, separation occurs primarily along the crystallographic cleavage planes, fig. 3. In the case of ferritic steels this corresponds to  $\{100\}$  - planes, fig.4. During failure due to cleavage fracture, the crack may change microscopically its direction when exceeding the grain boundary. This is due to the crystallographic orientation differences of the grains involved, fig. 3. Thus, the favourably orientated cleavage planes are activated. Macroscopically observed cleavage fracture grows perpendicular to the direction of the main stress.

Low temperatures, unfavourable material states due to manufacturing or service, multi-axial stress states or high loading velocity are parameters promoting cleavage fracture in materials with a body-centred cubic or hexagonal lattice structure.

Failure of specimens or components made of ferritic materials due to cleavage fracture is a multistage process where several barriers must be overcome. This process can be classified into three phases. Micro crack onset, micro crack growth through the grain and exceeding of the grain boundary. A micro crack occurs during loading e.g. due to an accumulation of displacements along the grain boundary or due to fracture of a two-phases-particle. These are mostly brittle particles such as carbides or oxides.

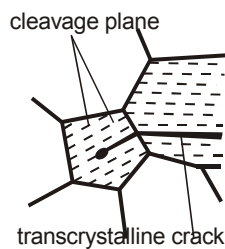


Fig. 3: Transcrystalline cleavage crack

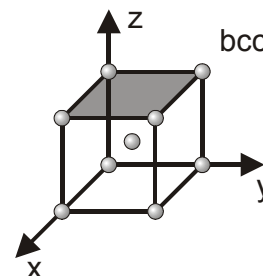


Fig. 4: Crystallographic crack plane in body-centered cubic lattice

Dynamic particle fracture may stop at the particle-ferrite grain boundary if the energetic conditions of continuing growth such as cleavage fracture are not given or if crack blunting takes place. The energetic condition of continuing growth depends on the principle stress, on the particle magnitude and also on the grain magnitude due to the additional impact of the shear stress on the crack initiating gliding plane.

Not only the particle-ferrite grain boundary is a barrier but also the following ferrite-ferrite grain boundary where a dynamically running micro crack may stop and then blunt. It seems that only the energetic condition is relevant to further growth. If the micro crack overcomes this barrier too, it usually will continue to grow unresisted. This micro-crack will only stop again if there is a macroscopic inhomogeneous distribution of stress, temperature or structure.

As a growing micro crack causes increasing energy consuming plastic deformation which decelerates crack growth with increasing temperature it becomes more and more difficult to meet the requirements of instable or cleavage fracture-shaped crack growth

during and after exceeding the barrier. The critical occasion in cleavage failure is the exceeding of the highest barrier. This barrier depends on the structure, temperature and stress multiaxiality.

**2.2 Basics of Dimple Fracture**

Micromechanics procedures at ductile dimple crack initiation are usually affected by the micro structure. Therefore, precipitations and inclusions are of particular importance. Basically the magnitude, quantity, chemical composition, distribution and shape of this second phases manage the micro structural procedures which cause crack initiation.

In nearly all technical metals and alloys such a second phase exists as inclusions or precipitations. Magnitude, distribution and the shape of a second phase depend strongly on the production process. Investigations show that with increasing volume fraction of such second phases fracture toughness decreases.

The micromechanical procedures causing crack initiation in alloys having such a second phase can be divided into three phases, fig. 5.

- **Formation of voids.** The first phase of crack initiation, the formation of voids takes place
  - at particles of a second phase
  - at grain boundaries and grain boundary gussets and
  - in the perlit at steels with high C-concentration

However numerous investigations have shown that void formation is mostly initiated at particles of the second phase. It can be observed that particles with a spicular or ramified shape mostly fail due to fracture, fig. 6, whereas in the presence of spherical inclusions decohesion between particle and matrix form voids, fig. 7.

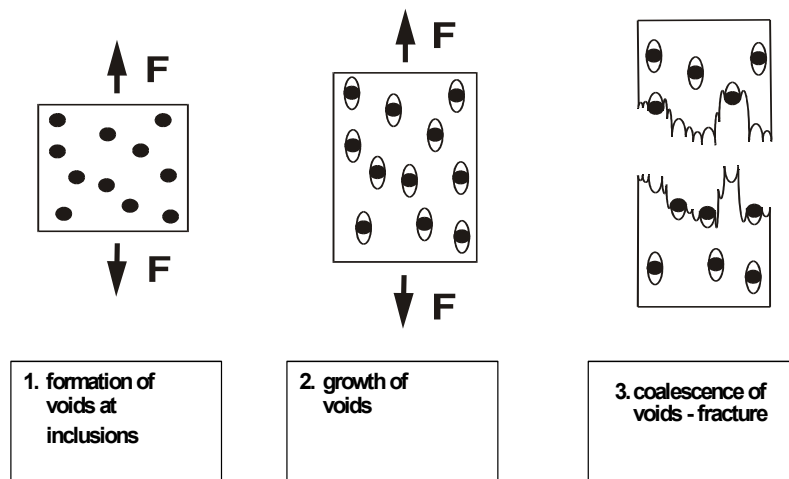


Fig. 5: Micro mechanic stages of ductile dimple fracture

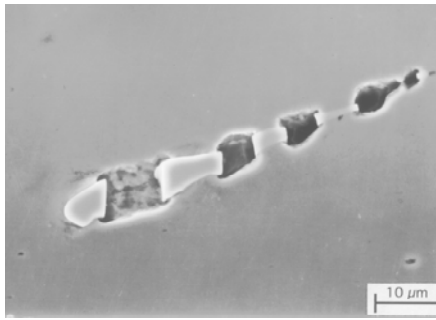


Fig. 6: Formation of voids at a Niobium-carbonitride inclusion, material 1.4550, SEM-picture

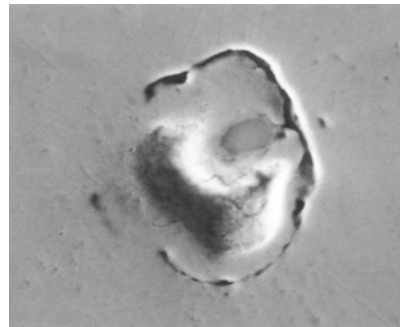


Fig. 7: Formation of a void at a MnS- segregation, material 20MnMoNi5-5, SEM-picture

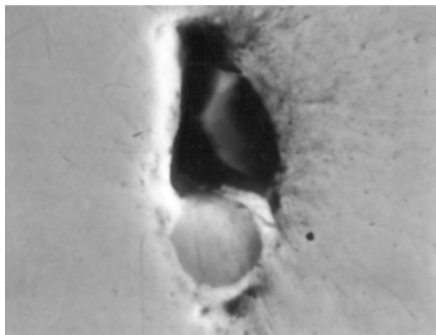


Fig 8: Enlarged void at a MnS segregation, material 20MnMoNi5-5, SEM-picture

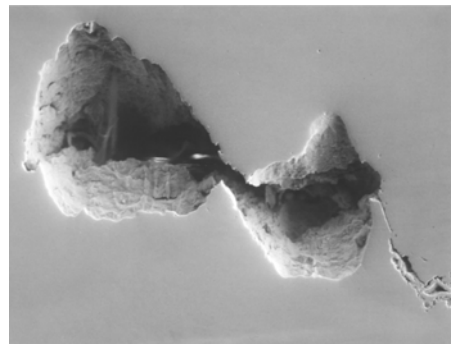


Fig. 9: Coalescence of voids, material 20MnMoNi5-5, SEM-picture

- **Voids growth.** With increasing plastic deformation the voids developed at the inclusions start growing, fig. 8. The growth rate and the shape of the voids are affected by plastic deformation and the multiaxiality of the loading condition. It can be observed that the growth rate of the voids developed at large inclusions is considerably higher than at small particles.
- **Coalescence of voids.** Voids do not grow arbitrarily. From a certain magnitude of the voids a coalesce is detected, fig. 9. Three mechanisms can be observed primarily (shear band formation, formation of small secondary voids, constriction of the material bond bridges between voids) where the individual mechanisms may superimpose. This coalescence of voids causes a small crack.

### 2.3 Rupture Process at Crack Tips

During loading of a cracked component a strong stress superlevation can be observed at the crack tip. This superlevation may lead, already at low rated nominal stress to the fact that the above-mentioned failure mechanisms are able to act . In order to figure out which one of the failure mechanisms can be expected, the material temperature has an important role.

The fact that it is impossible to measure directly the acting macroscopic failure mechanisms is an additional difficulty in experimental fracture mechanics material characterisation. These mechanisms have to be determined after testing using fractographic and metallographic features. This is a very time-consuming process. Furthermore, only the

macroscopic deformation magnitudes (crack opening, load line displacement) can be determined during testing.

### 2.3.1 Upper Shelf of Toughness

In the case of ferritic steels in the upper shelf, loading of a cracked body causes a plastic zone in the highly stressed area of the crack tip. This plastic zone grows super-proportionally and covers more and more volume of the material. In these plasticised areas the above-mentioned processes such as the formation, growth and coalescence of voids takes place. The extend or progress of these processes increases with the local extend of macroscopically visible plastic deformation.

This firstly leads to a measurable blunting of the originally sharp crack tip. Further loading what e.g. means further formation and coalescence of voids, tears the surface of the blunted crack tip, see fig. 10. Continuing the process of growth and coalescence of voids due to further movement of the highly plasticised areas into the ligament finally leads to distinct crack growth. The respective fracture surface areas are clearly marked by dimple fracture. However, the stretched-zone (extremely stretched dimples) of the original blunting area at the crack tip differs from the areas of stable crack growth (regular dimple structure), fig. 11. This kind of crack growth is called stable crack growth as long as the input of further energy (increase of load and/or deformation) is necessary to propagate the crack and without this, crack growth will stop. The crack propagation is called instable if it grows without further input of energy until it penetrates the remaining wall thickness.

This mechanism shows macroscopically an elastic-plastic load-crack opening-behaviour (Load-COD) fig. 10. It has to be said, that the material plasticise in the crack tip area already at low loading where the global load-crack opening behaviour appears still linear elastic and doesn't show any signs of plastic deformation. Inverse it can be assumed, that when load-crack opening behaviour shows an over-elastic behaviour at least in the area near the crack tip, distinct plastic deformation (blunting) has occurred and in some cases crack growth already took place.



Fig. 10: Blunting before onset of ductile tearing of the crack (acc. to Blumenauer)

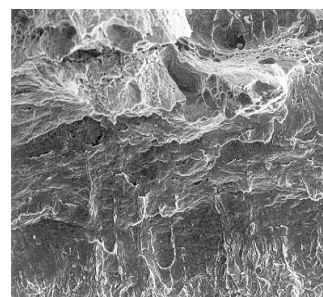


Fig. 11: Crack surface after ductile crack initiation and stable crack growth (SZW and dimple crack surface)

### 2.3.2 Lower Shelf of Toughness

Also in the case of ferritic materials in the lower shelf, the highest loaded area occurs at the crack tip when loading a cracked body. As mentioned in section 2.1 failure due to cleavage fracture is a multi-stage process where several barriers must be overcome. The criteria are affected by the fact that a minimum stress level must exist over a specific (small) area at the crack tip in order to trigger cleavage fracture. According to section 2.1, reaching the critical barrier depends on the structure, stress/loading multiaxiality and temperature. In the case of fracture mechanics tests using a certain material with a certain structure and standardised specimens with identical stress multiaxiality reaching the critical barrier to trigger cleavage fracture only depends on the temperature. This means that performing fracture mechanics tests on specimens with a constant geometry but with variable test temperature, cleavage fracture becomes more and more unlikely at increasing temperature. This is due to the fact that a minimum stress level required for cleavage fracture cannot be reached any more because stress peaks at the crack tip are reduced due to plastic deformation before reaching the necessary magnitude and distribution. Stress hardening may cause a stress state also after limited plastic deformation which promotes cleavage fracture due to the combination of a critical stress level and weak spots in the structure.

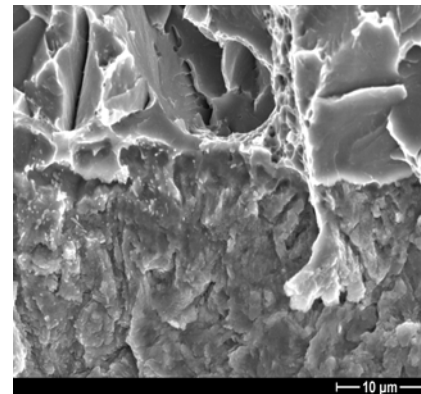
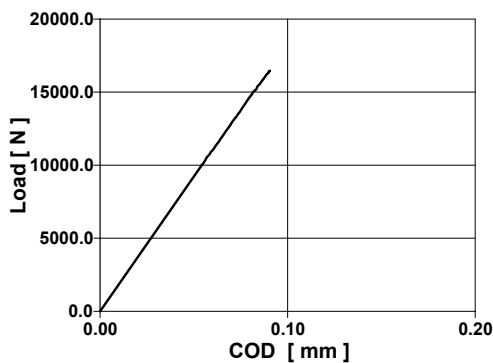


Fig. 12: F-COD and fracture surface of the specimen C(T)25 CMBA1 at lower shelf (-150°C), conditions for  $K_{Ic}$ -validity are met

In many cases even at very low temperatures small deformed areas can be determined between the fatigue crack front and the cleavage fracture area, sometimes only locally restricted, fig. 12. These deformed sections are to be regarded as the local beginning of a stretched zone. The corresponding global load-crack opening characteristic determined in fracture mechanics tests is nearly linear and the small plastic deformations close to the crack tip area are usually neglectable in the F-COD-diagram.

### 2.3.3 Transition Area of Toughness

In view of fracture mechanics analysis, the temperature range in which usual fracture mechanics specimens fail after more or less macroscopic plastic deformation due to unstable crack growth (instability) is called transition area.

For a clear definition for the transition region two terms are of importance:

- “Macroscopic plastic deformation”, to distinguish the transition region from lower bound and cleavage fracture and
  - “instable crack growth” to distinguish between the transition region and the upper shelf.
1. Macroscopically measurable plastic deformation must take place. According to the above-mentioned statements, this means that similarly distinct plastic deformation must exist in the area of the crack tip which can be measured macroscopically, e.g. as a plastic part of COD. Plastic COD means also, that a stretched zone of a certain magnitude was formed.
  2. Instable crack growth means that the specimen fails without any further energy input. This crack may also occur after similarly distinct stable crack growth. The question how distinct plastification and crack growth are at the given temperature, depends strongly on the specimen’s geometry and magnitude. That means on the respective stress state in the specimen.

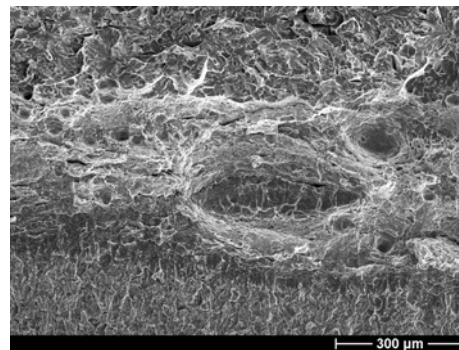
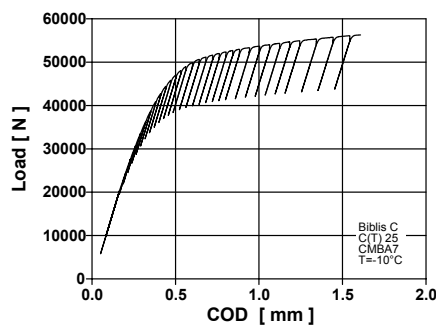


Fig 13: F-COD and fracture surface in the upper transition region, C (T)25 CMBA7 (-10°C)

From the two conditions it results inevitable, that specimens which are assigned by this definition to the transition area, show temperature dependent more or less distinct stretched zones, followed by ductile crack growth (dimple area) with subsequent instability (mainly cleavage fracture), fig. 13.

### 3. Fracture Mechanics Models to describe Failure Process

The use of fracture mechanics models to describe failure and to assess safety margins of cracked components respectively, is based on the fundamentals of strength analysis:

$$\text{acting load} < \text{allowable load}$$

In the classic strength analysis, the acting load is quantified as accurate as possible using a suitable assessment method. Allowable load is defined as quotient of tolerable load (defined using measured material characteristic values) and a safety margin. Load is described by a suitable parameter e.g. stress.

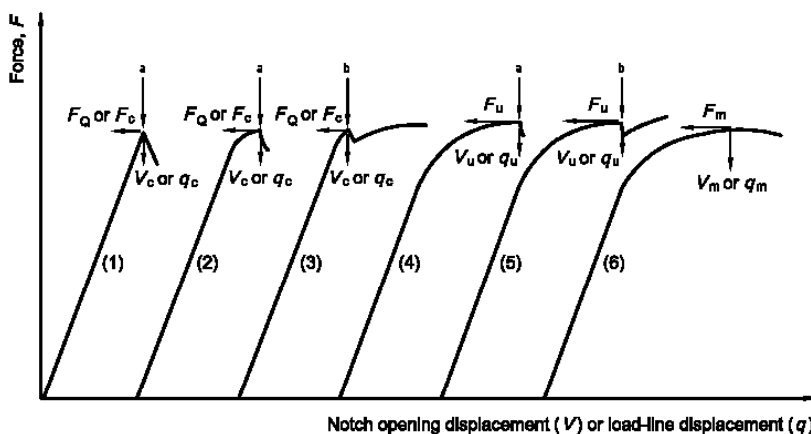
In fracture mechanics analyses, stress is not suitable as a parameter due to the singularity at the crack tip. Therefore, different parameters were created due to the different deformation behaviours of steels. The parameters predominantly used are the stress intensity factor  $K_I$  and the J-integral. Further parameters to characterise the procedures

at the crack tips such as crack tip opening displacement CTOD or different modifications (COD,  $\delta$ ) can also be used instead of the parameters mentioned above. But these parameters are less common despite their advantages.

To permit using the most common parameters  $K_I$  and  $J$ , it is necessary to define validity margins. These validity margins result from the fact, in the strictest sense, the stress intensity is only valid for linear-elastic stress states. The J-integral is valid for over-elastic loading, assuming nonlinear-elastic material behaviour, that means assuming the validity of the deformation theory.

Because of these limitations concerning the validity of parameters a definition of the validity criteria regarding the determination of corresponding material characteristics must be found. Thus, numerous recommendations, guidelines and standards were made.

The validity criteria of different characteristic values defined for this aim, are firstly orientated on the macroscopic deformation characteristic of the specimens, measured as force – crack opening displacement (F-COD). Brittle behaviour, that means non-deforming or low-deforming behaviour until fracture (brittle fracture) allows the use of stress intensity  $K_I$  as a parameter. Over-elastic deformation behaviour requires the J-integral as the parameter to be used.



NOTE 1  $F_Q$  is the maximum force used in the determination of a provisional  $K_{Ic}$  (see Figure 16).

NOTE 2  $F_c$ ,  $F_u$  and  $F_m$  correspond to either  $\delta_c$ ,  $\delta_u$  and  $\delta_m$  respectively, or  $J_c$ ,  $J_u$  and  $J_m$  respectively.

NOTE 3 Pop-in behaviour is a function of the testing machine/specimen compliance and the recorder response rate.

a Fracture.

b Pop-in.

Fig. 14: Illustration of possible load-displacement behaviours /1/

In some cases when macroscopic over-elastic deformation takes place before fracture (ductile fracture), cleavage fracture may occur after more or less ductile crack growth (dimple crack growth). This behaviour is mainly found in the transition region of toughness. Thus, the upper shelf of ductility is characterised by the fact that an existing crack does not fail directly during loading, but blunts due to plastic deformation, tears and growths stable due to plastic deformation. This means that the crack stops and does not fail without further energy input. In this case the value at the beginning of stable crack growth is used as fracture mechanics characteristic value and not the value at cleavage

as used in the lower shelf and in the transition region. The fracture surface of stable crack growth is predominantly characterised by dimple fracture.

A summary of the different possible force-deformation behaviours described in /1/ is shown in fig. 14. Curve 1 describes the force-crack opening characteristic of brittle fracture. Curves 2 to 5 are corresponding for the transition region. Curve 6 is typical for upper shelf behaviour.

In the past, an individual test standard regarding the determination of the corresponding characteristic values was developed for every failure type, e.g. the ASTM-standards. Here, standard ASTM E 399 /2/ was only designed for brittle fracture, standard ASTM E 813 /3/ for ductile fracture and standard ASTM E 1921 /4/ for the transition region. Recent standards, such as DIN ISO 12135 /1/ and ASTM E 1820 /5/ are designed for all fracture mechanics parameters.

Not only the above-mentioned main characteristics or validity characteristics of the force-deformation behaviour and crack surface morphology must be met, but several other validity criteria, may vary from one standard to the other. An overview and resulting requirements are given in the following.

### **3.1 Brittle Fracture / Fracture Mechanics Characteristic Values at Linear-Elastic Behaviour**

In the past, there was a consensus on the interpretation of the test results in the case of brittle fracture without relevant previous plastic deformation, compare curve type 1 in fig. 14. The load at the onset of cleavage can be used to determine the  $K_{Ic}$ -values, if the requirements from the standards (e.g. ASTM E 399 /2/, ESIS P2 /6/, ISO 12135 /1/) are fulfilled. These requirements are requirements concerning e.g. the specimen geometry and size, the regularity of the crack front and further details of the test. The most important magnitude is the specimen thickness  $B$ .

Fulfilling these criteria, it was assumed that the characteristic values determined, are extensively independent of the specimen geometry and size. These characteristic values are the basis for brittle fracture curves in several codes, e.g. the KTA /7/ or the ASME Code /8/.

In recent work, e.g. /9/, where the weakest-link theory is considered, it is assumed that  $K_{Ic}$ -values depend on the length of the crack front of each specimen and must therefore be size corrected, accordingly. However, corresponding recommendations for a change in standards are still discussed and not yet implemented in valid standards.

### **3.2 Fracture Mechanics Characteristic Values during distinct Elastic-Plastic Behaviour**

In the case of pure ductile fracture, a crack resistance curve is usually determined with the help of the F-COD-diagram of the specimen observed, compare fig. 15. The crack initiation values can be deviated from this curve, according to the given criteria.



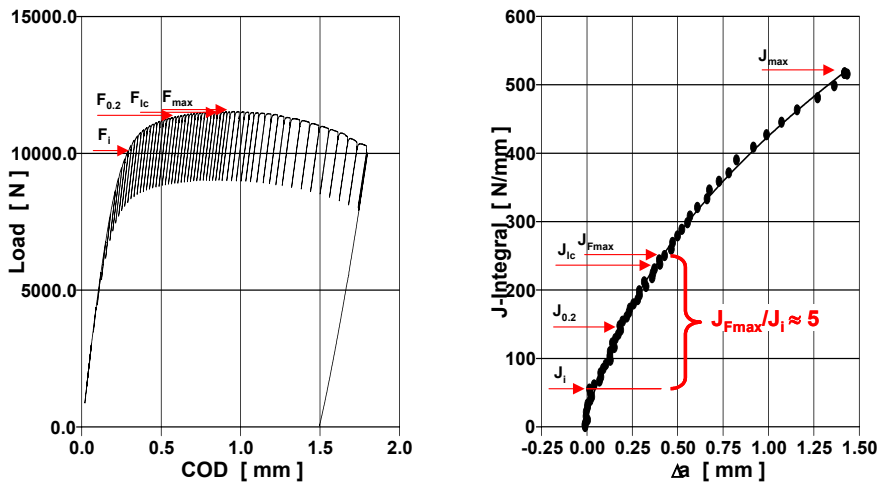


Fig. 15: Course of F-COD and the resultant  $J_R$ -curve with different initiation values

The J-integral is mainly used as a parameter to characterise loading in the crack tip area. In the past, the procedure to determine crack initiation values of ductile initiation was revised and re-approved several times. In doing so, improved data acquisition and processing possibilities were taken into account. Today, numerous standards, codes and recommendations to determine fracture mechanics characteristic values exist due to these national and international standardisations e.g. /1,5,6/. All codes describe nominally a crack initiation value, that means the value where an existing crack starts to grow at further increase of load. The difficulties result from are different opinions of the interpretation of further growth of a crack and the necessary resolution of the measurement technique used. Finally, the different approaches in the different standards lead to the determination of characteristic values, according to these standards, which differ extremely from one standard to the other, c.f. fig. 15.

Against this background, it must be distinguished between qualifying characteristic values (e.g.  $J_{ic}$  according to ASTM E 1820 /5/,  $J_{0,2}$  and  $J_{0,2/bl}$  according to ESIS /6,10/) and quantitative, transferable material characteristic values, used in fracture mechanics safety analyses. Such a quantitative transferable material characteristic value is the value  $J_i$  according to /1/ or /11/ (determined with the help of the potential drop technique or by measuring the stretched zone width, /1/).

If the extend of crack growth is higher than the extent of the stretched zone ( $\Delta a > SZW$  or  $J > J_i$ ), the crack resistance curve ( $J_R$ -curve) represents no characteristic value or material characteristic. Besides of the influence of the material toughness, the course of the  $J_R$ -curve is strongly characterised by the specimen geometry, specimen size and the type/kind of loading. This finally leads to a dependence on the multiaxiality of the stress state. Therefore, the crack resistance curve (and also characteristic values of the area of crack growth higher than the SZW extension) is not directly transferable on another specimen or component geometry. This requires basically an analysis of the multiaxiality of the specimen's or component's stress state /12/.

In case of such distinct elastic plastic behaviour, also the determination of a **characteristic value** for failure (fracture) is not possible, since fracture depends on the type of testing, the specimen geometry and the size chosen, /12/. To determine a valid crack resistance curve according to the standard, the specimen should not crack instable but a distinct amount of stable ductile crack growth must take place before unloading. At the same time, the maximum value of J-Integral should not exceed  $J_{limit}$  (characterised by the specimen geometry and the material strength) as otherwise the J-integral is not valid any more.

### 3.3 Fracture Mechanics Characteristic Values at limited Elastic-Plastic Specimen Behaviour (Transition Region)

In the transition region of ductility, specimens of ferritic steels fail due to cleavage fracture after more or less plastic deformation and limited stable crack growth depending on the temperature, the specimen size and the multiaxiality of the stress state. Thus, two characteristic events to describe failure in this area can be used.

First, an existing crack starts growing after loading (ductile initiation). In doing so, the criteria correspond to these of the upper shelf of toughness. Secondly it is the cleavage event (instability).

#### 3.3.1 Crack Initiation Characteristic Values

The lower the testing temperature, the less is deformability of the material in comparison to the upper shelf, c.f. fig. 16. This causes a sudden change from stable crack extension into instable crack extension during the fracture mechanics test in the transition temperature range. In the upper shelf and in the upper transition region, fracture may occur after exceeding the maximum load point. The extent of stable crack growth attained is considerably higher than the extent of the stretched zone. A distinct crack resistance curve can be determined where the curve is approximated by all J- $\Delta a$ -points. It may be the case that the calculated crack extension must be adjusted to the crack extension measured on the crack surface.

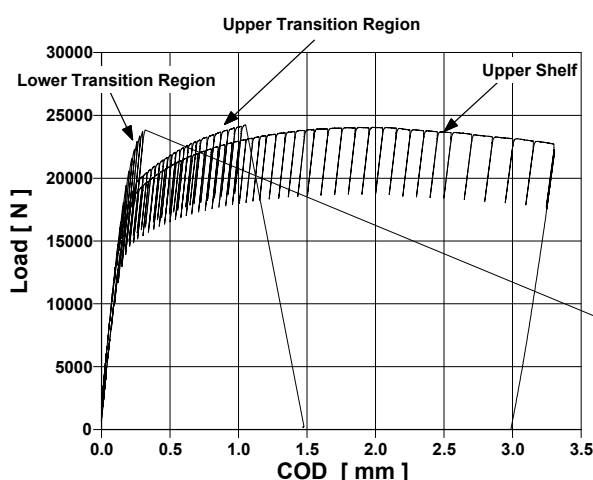


Fig. 16: Load-deformation behaviour of fracture mechanics tests in the upper shelf and in the transition region of the material toughness

A further decrease in temperature causes sooner instable cleavage fracture. Plastic deformation energy and therefore the J-integral value at fracture become lower. Also crack tip blunting until the beginning of ductile crack growth becomes lower. Therefore also the J-integral value at crack initiation becomes lower. Furthermore, ductile crack extension between initiation and instability decreases. That means that the J- $\Delta a$ -points of the curve approximation reduce. Thus, the course of the  $J_R$ -curve becomes less clear due to additional procedure dependant inaccuracies and the already existing materials scatter.

These inaccuracies directly affect the initiation value and may be partly compensated using precise measurement methods.

### 3.3.2 Instability Values

In general the onset of cleavage is preferably used to determine characteristic values, as there are many advantages: instability values are easy to determine experimentally as there are relatively few requirements for testing. To determine instability values in the transition region of ductility different standards and codes are available, e.g. ESIS P2-92 /6/, ASTM E 1921 /4/, ISO 12135 /1/.

The “characteristic value”  $J_C$  at fracture (instability due to cleavage fracture) is determined according to ASTM E 1921 /4/. Besides numerous other validity criteria, e.g. regarding crack geometry and loading during fatigue, a further criteria must be fulfilled. The fracture surface must predominantly show cleavage fracture. A small extend of dimple fracture occurring before cleavage fracture (that means ductile crack growth before changing into cleavage fracture) is tolerable. This failure behaviour may occur on fracture mechanics specimens at extremely low macroscopic deformation (almost brittle fracture), but can also be observed at higher plastic deformation (ductile fracture). This is the reason why in these test standards the validity criteria are not based on the macroscopic deformation criteria but on micro-fractographic features. The ASTM standard E 1921-03 for example, allows 0.05(W-a) or maximal 1 mm of ductile crack growth (that means ductile dimple fracture) before changing into cleavage fracture. Other standards, such as ESIS /6/ apply the same criteria but other values are mentioned (ESIS allows for  $J_C$  only ductile crack growth of maximal 0.2 mm before changing into cleavage fracture).

It is known and in the meantime largely accepted, that these fracture values  $J_C$  are affected by different variables. The most important one is the impact of the stress state which strongly affects the failure behaviour after exceeding the physical crack initiation value. Thus, all parameters which are affected by the multiaxiality of the stress state also affect the  $J_C$ -values. These are for example the specimen geometry and size, crack geometry, type of loading and the materials strain- and hardening behaviour. The plastic specimen volume plays also a dominant role in actuating cleavage fracture after ductile crack initiation assuming, that the Beremin-model is valid /13/ (weakest link model assuming a Weibull-distribution): the larger the highly-stressed material volume, the more likely is the presence of a cleavage fracture causing initiation spot in the volume.

Generally, these facts are not taken into account in standards concerning the determination of characteristic values (ESIS, ISO). The parameters affecting the fracture values mentioned are not taken into account. This is only the case in standard ASTM E 1921 where the impact of the crack front length (equal to the specimen thickness) is considered under a statistic point of view (probability to cause cleavage fracture). Approaches in order to consider the impact of multiaxiality of the stress state on fracture in the transition region is still investigated. But they are not included in standards yet.

In the following the procedure of standard ASTM E 1921 is examined in detail, because of the importance of these material values and the assessment methods based on them.

Standard ASTM E 1921-03 primarily instructs the determination of the transition temperature  $T_0$ . It bases on the description of instability values of ferritic steels in the transition region by the Master Curve according to Wallin. In doing so it is assumed that fracture probability can be described by a three parametric Weibull distribution. Two parameters are fixed, where one is the temperature independent lower bound value  $K_{\min} = 20 \text{ MPam}^{1/2}$ . The course of the Median curve  $K_{Jc(\text{med})}(T)$  (Master Curve) with the temperature and the corresponding fractiles are defined in the standard. Only the reference temperature  $T_0$  has to be determined in material testing. This is the temperature at which the  $J_c$ -value of the Master Curve is  $100 \text{ MPam}^{1/2}$ .

Using standard ASTM E 1921 two topics must be taken into account. The first relates to the testing method and the observation of the validity criteria of each individual specimen to obtain valid instability values according to this standard. The second relates to the mathematical use of instability values to fit the Master Curve and to determine the reference temperature  $T_0$ .

- **Criteria for the individual specimens:**

SE(B) and C(T) of different size but proportional dimensions are the most common used specimen geometries in fracture mechanics. Standard ASTM E 1921 /4/ recommends these specimens as equivalent. Testing small scale specimens with a cross section of 10x10 is allowed as long as certain further criteria are fulfilled. In fatigue pre-cracking different criteria must also be fulfilled. In doing so, maximum fatigue load is very important because in contrast to the standards of upper shelf ductility it is considerably reduced and requires numerous load cycles. This leads to time consuming pre-cracking. Further criteria concern the regularity of the shape of the crack front. If they are not fulfilled the test results are not valid.

It is allowed to test the specimen until cleavage fracture using monotonic increasing loading or the method of partial unloading. The loading rate factor according to the standard may differ by a factor of 100.

Further validity criteria concern the fracture surface. Cleavage fracture must cover nearly the entire fracture surface. Ductile dimple fracture (ductile fracture) as a sign of stable crack growth before cleavage is tolerated but only up to an extension of 5% of the ligament or 1 mm.

Furthermore, it must be assured that the J-value at fracture does not exceed a certain maximum. Thus, not tolerable plastification of the specimen should be excluded. Length of the ligament and the temperature dependant material values Youngs modulus and yield stress also affect this validity criterion.

If the J-value at cleavage fracture becomes higher than the defined "limit-value", the test result can still be used to determine the temperature  $T_0$ . In doing so, the experimentally determined J-value at cleavage fracture is replaced by the calculated "limit-value". This procedure is called "censoring".

$J_c$ -values are converted into  $K_{Jc}$ -values using the relation for plane strain condition. Here is also the Young's modulus at the corresponding test temperature required.

Finally the values are adjusted. This is often called crack length correction what is misleading. This is to take into account the increasing probability for specimens with a longer crack front (thicker specimens) to meet a cleavage causing weak spot according to the weakest link theory. Therefore, thicker specimens reach lower cleavage values than smaller specimens with shorter crack fronts. A specimens thickness of 25 mm is the standard thickness. This means, that to determine the  $T_0$  results of specimens with a shorter crack front are corrected to lower values, results from specimens with a longer crack fronts are corrected to higher values.

- **Criteria for the data set:**

To determine the reference temperature  $T_0$  of the Master Curve according to ASTM 1921 /4/ using the (crack front corrected) instability values  $K_{Jc}$ , a minimum number of valid test results within a defined temperature range relative to  $T_0$  must exist.

The  $K_{Jc}$  data can be determined at one temperature or at different temperatures, fig. 17 and 18. According to the maximum likelihood-method, a curve with a fixed form (Master Curve) is adjusted by approximating the parameter  $T_0$  to the measured data.

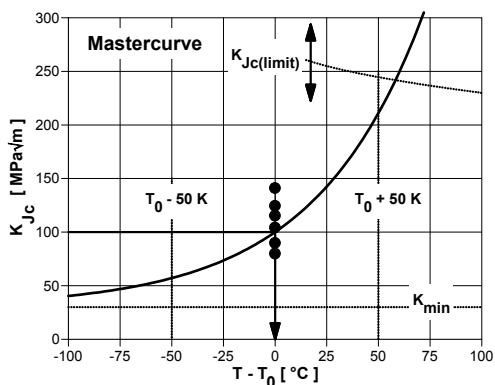


Fig. 17: MC, 6 specimen,  $T = \text{const.}$

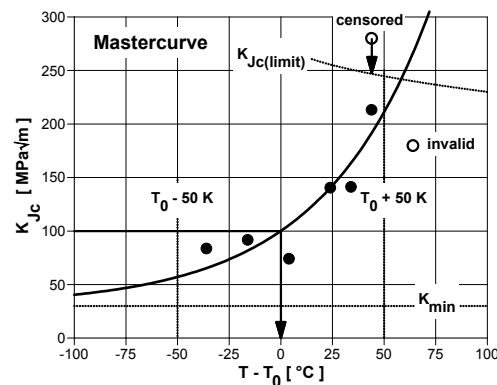


Fig. 18: MC, tested at different temperatures

It is assumed that each material basically behaves according to the Master Curve (and its given scatter. Therefore, the experimental results are only needed to adjust the position of the Master Curve on the temperature axis. The form of fracture toughness versus temperature and its scattering behaviour are fixed for all considered materials.

At least 6 valid specimens are necessary to determine the temperature  $T_0$  and therefore to adjust the curve. At unfavourable temperatures in relation to  $T_0$  even more specimens may be necessary.

The specimens which are actually not valid (censored, because higher than the maximum value  $J_{limit}$ ) are also taken into account by a special procedure. The basic idea of the procedure is that the censoring (reducing the values to the  $J_{limit}$ -value) should not adulterate the position of the Master Curve versus  $T_0$ .

Only values within the range  $T_0 \pm 50K$  to the determined temperature  $T_0$  are valid for the determination of  $T_0$ . This criterion causes an iterative process for certain data sets. In the second iteration the results beyond the validity range of the first iteration are not

considered. Then it may be the case that comparatively large data sets do not contain sufficient valid specimens any more even when all other validity criteria are fulfilled.

From the present state of the master curve it can be concluded, that the Master Curve approach is very attractive for application because:

- The reference temperature  $T_0$  is determined from quasi-static fracture mechanics testing.
- Results of small scale specimens can be used. These specimens must only fulfil the requirements of the standard for  $K_{Jc}$  and not the severer requirements for  $K_{Ic}$ .
- The results from fracture mechanics testings are regarded directly, the use of results from other test types (e.g. Charpy test) is not necessary.
- Experimental data (at least 6 valid specimens) may be used, tested at a constant temperature near  $T_0$  or distributed within the temperature range  $-50K \leq T_0 \leq 50K$ .
- Irradiation conditioned shifts of the reference temperature  $T_0$ , and therefore of fracture toughness curves, can be determined with irradiated material by fracture mechanics tests (e.g. pre-fatigued Charpy-specimens)

Despite of these numerous attractive points of view, several points have to be discussed and clarified before a common use of the concept is possible. On the one hand, this concerns the testing procedure used in the standard, e.g. the iteration procedure to fulfil the  $\pm 50$  K criterion or questions about the consideration of non valid test results by applying the censoring procedure. Furthermore, it should be clarified that the results are only valid for the observed specimen geometries and crack front length. They cannot be transferred to specimens and components with another multiaxiality of the stress state. Today this is known and generally accepted. Proposals were made to take into account the effect of multiaxiality. Some proposals are even approved by several experimental test series, but from the authors view a generalisation is not yet available.

#### 4. Experimental Results Obtained in the Transition Region

Within the scope of the research project of BMWA /14/ a sufficient number of specimens were tested in the transition region in order to perform statistic analyses of the ductile crack initiation in the transition region. Therefore fracture mechanics specimens with different geometry and size manufactured from a RPV steel were tested. This RPV steel type 22NiMoCr 3-7 was taken from a pressure vessel of a PWR, produced with original manufacturing technology.

The specimens were tested according to the method of partial unloading. Then ductile crack initiation, ductile crack growth and cleavage instability were analysed.

Fig. 19 shows specimens tested in the transition temperature region and analysed according to ASTM E 1921-03. Temperature  $T_0 = -72^\circ\text{C}$  is obtained, using all results and applying the censoring procedure according to ASTM E 1921-03. The limitation on specimens tested within  $T_0 \pm 50\text{K}$  was not taken into account. With the specimen geometry and size used in this project, cleavage fracture could not be obtained at a temperature above  $-10^\circ\text{C}$ . Thus, no conclusion can be made for the temperature range above  $-10^\circ\text{C}$  using this procedure.

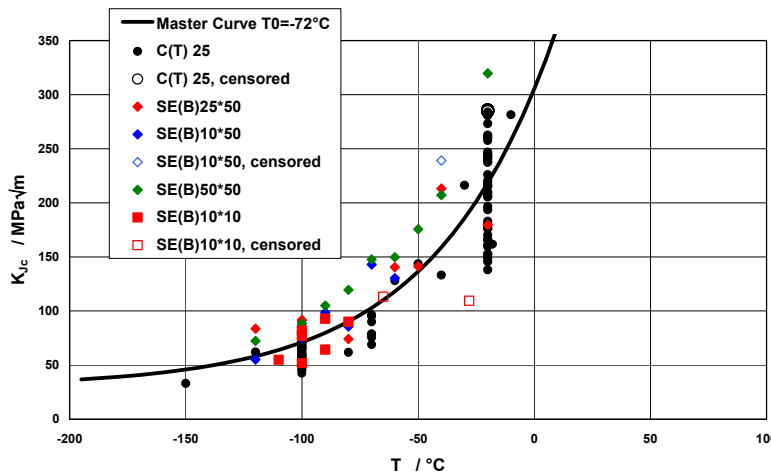


Fig. 19: Application of Master Curve procedure on instability values  $K_{Jc}$ , 22NiMoCr3-7, /14/

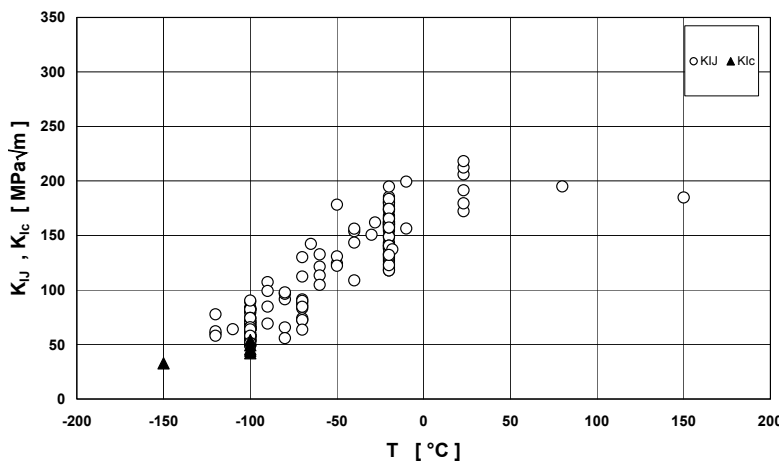


Fig. 20:  $K_{IJ}$  ( $J_i$ ) and  $K_{Ic}$  for material 22NiMoCr3-7, /14/

The results of analysing these tests in respect of ductile crack initiation, according to the above mentioned assessment method, are shown in fig. 20. A temperature curve develops which is similar to the Charpy-temperature curve. In the entire temperature range from the lower shelf, the transition region to the upper shelf a common characteristic value exists which is of identical physical meaning. Furthermore it can be observed that  $K_{IJ}$ -values of the transition region and valid  $K_{Ic}$ -values complement one another at low temperatures. A similar curve is obtained showing SZW-values versus temperature, c.f. fig. 21. Sometimes the occurrence of ductile crack initiation and the associated processes, such as blunting, SZW-development and subsequent ductile crack growth is questioned particularly in the transition range of ductility. Sometimes even the influence of the temperature of this process is questioned. Thus in order to prove the failure behaviour in the transition range, several specimens were not loaded until cleavage fracture. They were unloaded when ductile crack initiation was assumed and before cleavage instability was obtained. These specimens were examined in view of ductile crack initiation and growth before instability with the help of metallographic and fractographic procedures. Therefore, these specimens were cut lengthwise into two halves. One half of each specimen was polished metallographically to show crack tip blunting and crack growth. The other half was bared by cyclic fatigue loading to search for dimple fracture areas (stretched zone and stable crack growth). Fig. 22 shows the  $K_J$ -values obtained before unloading, the scatter bands of  $K_{Jc}$  (cleavage fracture) and  $K_{IJ}$  (ductile crack initiation).

Sometimes even the influence of the temperature of this process is questioned. Thus in order to prove the failure behaviour in the transition range, several specimens were not loaded until cleavage fracture. They were unloaded when ductile crack initiation was assumed and before cleavage instability was obtained. These specimens were examined in view of ductile crack initiation and growth before instability with the help of metallographic and fractographic procedures. Therefore, these specimens were cut lengthwise into two halves. One half of each specimen was polished metallographically to show crack tip blunting and crack growth. The other half was bared by cyclic fatigue loading to search for dimple fracture areas (stretched zone and stable crack growth). Fig. 22 shows the  $K_J$ -values obtained before unloading, the scatter bands of  $K_{Jc}$  (cleavage fracture) and  $K_{IJ}$  (ductile crack initiation).

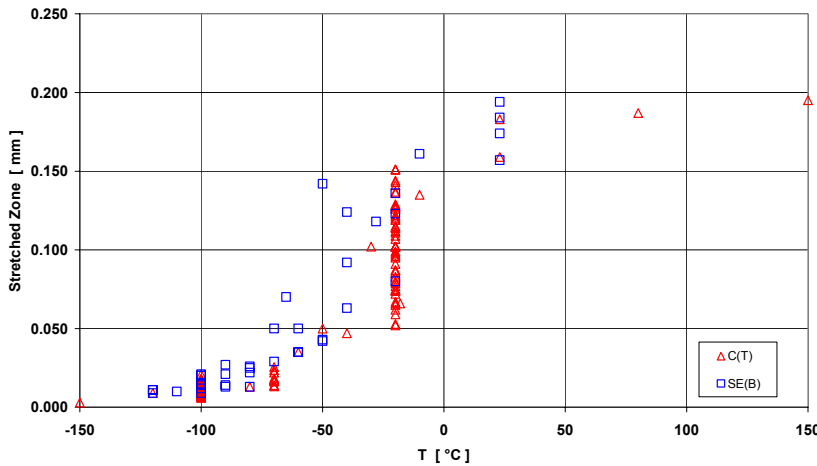


Fig. 21: SZW for material 22NiMoCr3-7, /14/

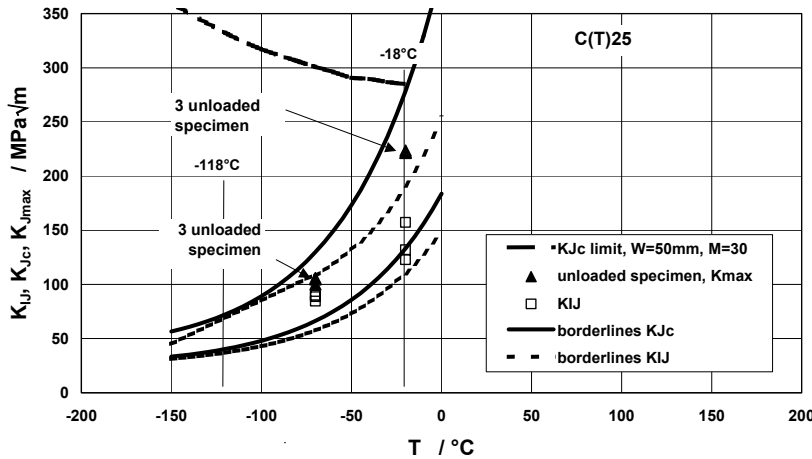


Fig. 22: Delineation of unloaded specimen in the scatterbands for crack initiation, initiation  $K_{IJ}$  and cleavage instability  $K_{Jc}$ , /14/

The specimens tested at  $T = -20^{\circ}\text{C}$  were just unloaded above the scatter band of crack initiation  $K_{IJ}$ . The specimens tested at  $T = -70^{\circ}\text{C}$  were unloaded in the upper region of the scatter band of crack initiation  $K_{IJ}$ .

Fig. 23 to 26 show the test results of an unloaded specimen tested in the transition range at  $-20^{\circ}\text{C}$ . The force-crack opening diagram and the  $J-\Delta a$ -curve show the typical behaviour of the transition region of ductility. Both the SEM-picture of the fracture surface and the polished cross-section show that the above-mentioned failure mechanism (blunting, forming of SZW, ductile initiation, ductile crack growth) occurs before cleavage fracture instability. The number and distribution of the  $J-\Delta a$ -points do not show a clear curvature of the  $J_R$ -curve yet. Therefore the  $J_R$ -curve is determined by a straight line through origin and  $J_{max}/\Delta a_{max}$  (measured on the fracture surface). The  $J_i$ -value results from the intersection of the straight line with the stretched zone.

forming of SZW, ductile initiation, ductile crack growth) occurs before cleavage fracture instability. The number and distribution of the  $J-\Delta a$ -points do not show a clear curvature of the  $J_R$ -curve yet. Therefore the  $J_R$ -curve is determined by a straight line through origin and  $J_{max}/\Delta a_{max}$  (measured on the fracture surface). The  $J_i$ -value results from the intersection of the straight line with the stretched zone.



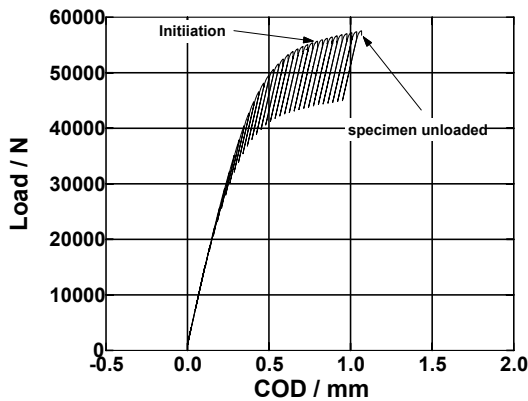


Fig. 23: F-COD-diagram  
(C(T)25 specimen CMACE13)

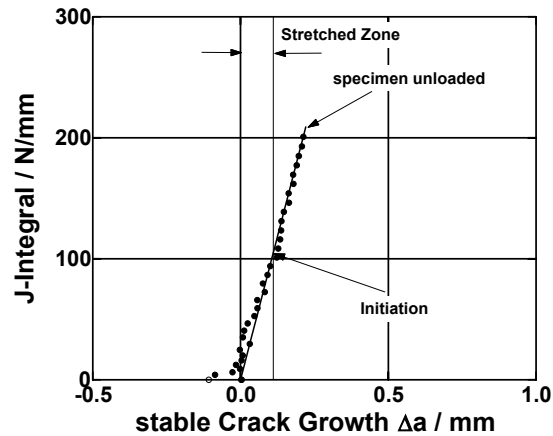


Fig. 24:  $J_R$ -curve in the upper transition region (C(T)25 specimen, CMACE13)

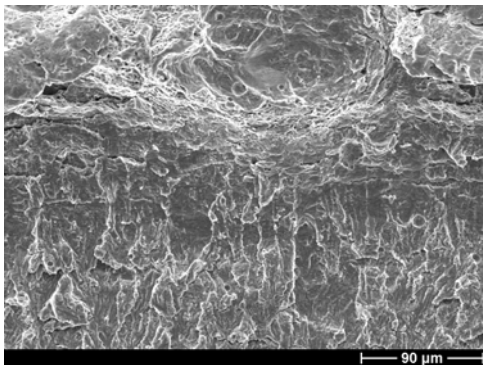


Fig. 25: SEM-exposure of the fracture surface (C(T)25 specimen, CMACE13)

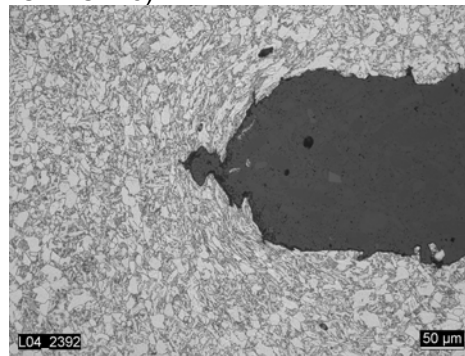


Fig 26: Polished micrograph, section of C(T)25 specimen CMACE13

Comparable tests at lower temperatures confirm that the failure mechanism described still works, fig. 27 to 30. However, the stretched zone and ductile crack growth occur only to a small extent, that means in the range of a few  $\mu\text{m}$ . The distance between ductile crack initiation and cleavage fracture reduces. The  $J$ - $\Delta a$ - point distribution does not allow a reasonable curve approximation. In those cases the  $J_R$ -curve is determined as a line through origin with  $J_{\text{max}}$  ( $J_c$ ) and  $\Delta a_{\text{max}}$  (measured on the crack surface). The  $J_i$ -value results from the intersection of this straight line with a parallel to the  $J$ -axis with the distance of the stretched zone width. Approximation of the  $J_R$ -curve by a straight line through the origin is a conservative assessment of the course of the  $J_R$ -curve. This is an important condition in view of the assessment of components with the use of the  $J_i$ -values determined by this method.

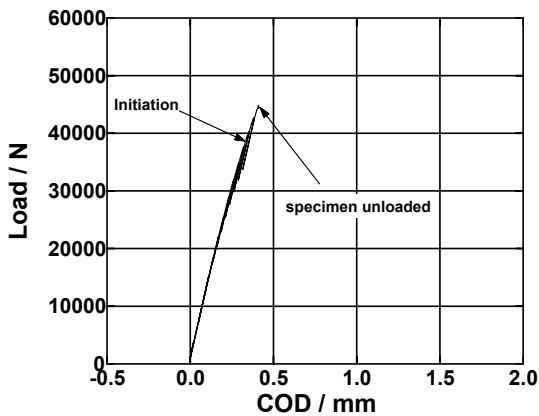


Fig. 27: F-COD (C(T)25 specimen CMACC7)

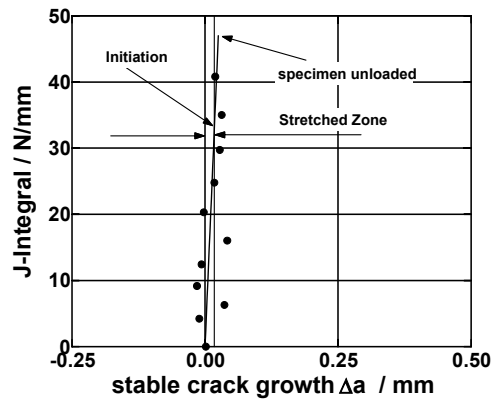


Fig. 28:  $J_R$ -curve in the lower transition region (C(T)25 specimen CMACC7)

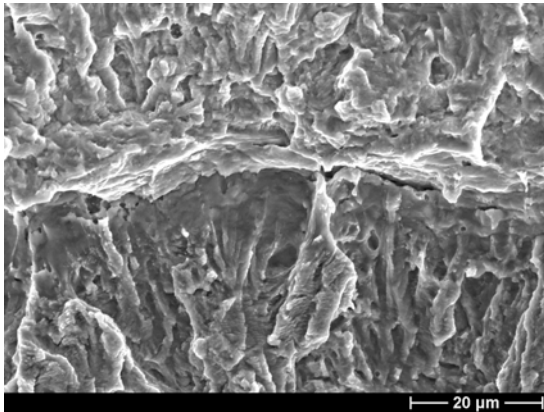


Fig. 29: SEM-exposure of the fracture surface, C(T)25 specimen CMACC7

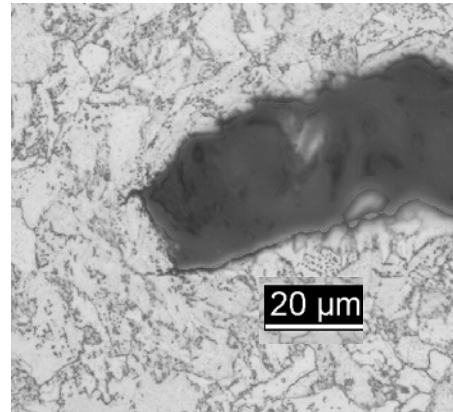


Fig. 30: polished micrograph section of the unloaded C(T)25 specimen CMACC7, tested in the lower transition region

## 5 Conclusions

Reliable fracture mechanics material characteristic values are of fundamental importance for quantitative component assessment taking into account the impact of cracks. To use material characteristic values of small scale specimens for component analyses it is necessary, that they fulfil the criterion of transferability.

In the upper shelf of material toughness the ductile crack initiation value  $J_i$  fulfils this condition. In the past, it was cast doubt on the ability to determine these ductile crack initiation characteristic values even in the transition region and that  $J_i$  mirror correctly the processes of material physics.

The experimental results mentioned above prove that the failure mechanisms, which act in the upper shelf region (plastification of the crack tip, formation of a stretched zone, ductile crack initiation) act also in the transition region of ductility. In the transition region they may also lead to failure due to the change from ductile crack growth to cleavage fracture. Since these procedures are affected by the material plastification, they are less extended at decreasing temperature. They even may be limited to such an extent that

crack initiation directly causes instable failure. This is usually the case at very low temperatures or very high multiaxiality of the stress state.

In contradiction to the fracture toughness values  $K_{Jc}$  based on cleavage instability, as used for the Master Curve procedure, the crack initiation values  $K_{IJ}$  have the advantage of direct transferability and direct application to the component. Adjustments for the account of the crack front length and multiaxiality of the stress state as in the use of the Master Curve concept are not necessary.

This work was performed within the scope of a research project funded by BMWA /14/.

## 6 Literature

- [1] ISO 12135, (2002-12-01), Metallic materials – unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness.
- [2] ASTM E 399-90 (re-approved 1997) Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01.
- [3] ASTM E 813-89 Standard Test Method for  $J_{Ic}$ , A Measure of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01.
- [4] ASTM E 1921-03 Standard Test Method for Determination of Reference Temperature,  $T_0$ , for Ferritic Steels in the Transition, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01.
- [5] ASTM E 1820-01 Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01.
- [6] ESIS P2-92, (January 1992), ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials, European Structural Integrity Society-ESIS.
- [7] KTA 3201.2, (1996), Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung, Fassung 6/96, Sicherheitstechnische Regeln des KTA.
- [8] ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI, The American Society of Mechanical Engineers, New York.
- [9] Siegele, D., (2004), Validierung der  $RT_{T0}$  des ASME Code und Untersuchung der Gleichwertigkeit der Bruchzähigkeit aus  $K_{Ic}$  und  $K_{Jc}$  und der damit ermittelten Referenztemperaturen  $T_0$ , Fraunhofer IWM, März 2004, V126/2004.
- [10] ESIS P1-92, (1992), ESIS Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials, European Structural Integrity Society-ESIS, January 1992.
- [11] U. Eisele, E. Roos, (1989), Bestimmung bruchmechanischer Initiierungskenngrößen auf der Basis des J-Integrals. Materialprüfung, Heft 10.
- [12] E. Roos, U. Eisele, H. Silcher, (1993), Effect of Stress State on the Ductile Fracture Behavior of Large Scale Specimens. ASTM STP 1171, E.M. Hackett, K.H.

Schwalbe, and R.H. Dodds, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 41-63

- [13] F.M. Beremin, (1983), A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel. Metallurgical Transactions 14A, pp. 2277-2287.
- [14] BMWA, (2005), Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken. BMWA- Forschungsvorhaben 1501240, MPA Stuttgart, 2001 - 2005

# Was macht eine Flanschdichtung hochwertig? Neue Wege beim Hochwertigkeitsnachweis für Flanschdichtungen nach TA Luft, VDI 2440 und VDI 2200

R. Hahn, H. Kockelmann, E. Roos

ISGATEC - Sealing and Gasket Technology, Nürnberg, 11.-13. Oktober 2005

## 1 Einleitung

Die TA Luft [1] und VDI 2440 [2] schreiben für den Nachweis der Hochwertigkeit einer Flanschdichtung einen einmaligen Bauteilversuch an einer Flanschverbindung vor. Der Nachweis der Hochwertigkeit ist erbracht, wenn das Leckageratenkriterium von  $1,0 \cdot 10^{-4}$  mbar-l/(s·m) eingehalten wird. Die wenigen prüftechnischen Vorgaben bestehen im Wesentlichen darin, dass nach Warmlagerung der mit einer Dichtungsflächenpressung von 30 MPa vorgespannten Verbindung eine Leckageratenmessung bei 1 bar Prüfdifferenzdruck (Helium) unter Verwendung eines Massenspektrometers (nachfolgend als MSM bezeichnet) erfolgt. Alternativ dürfen andere Nachweisverfahren zum Einsatz kommen. Hierzu ein Zitat aus VDI 2440:

*Andere validierte Prüfverfahren, z. B. Druckabfallmethode nach DIN 28090-2 [3] oder Spülgasmethode sind zulässig. Hierbei ist auf die Einheit mbar-l/(s·m) für die Leckagerate umzurechnen.*

## 2 Prüfeinrichtung für den Hochwertigkeitsnachweis nach TA Luft für Flanschdichtungen

In Bild 1 ist der Messaufbau schematisch dargestellt. Die Prüfflanschverbindung, Bild 2, ist mit einem handelsüblichen Vakuum-Blindflansch verschweißt. Die Flansche werden mit speziellen, hohl gebohrten Messschrauben verspannt, Bild 3, in die ein unbelasteter Messstift eingeschweißt ist. Die Schraubenkraft wird über aufgeschraubte Messuhren bestimmt, Bild 4, welche die Kraft als Längenänderung der kalibrierten Schrauben gegenüber dem unbelasteten Messstift anzeigen.

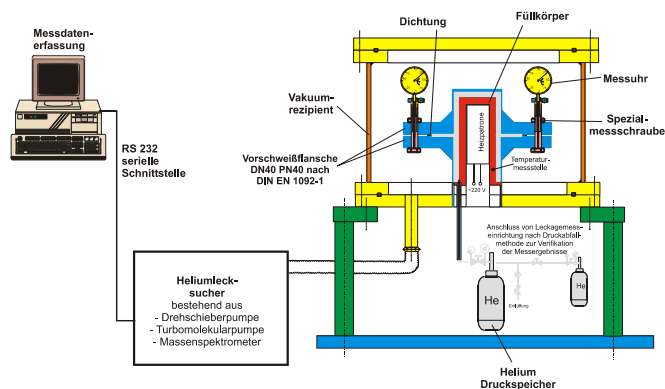


Bild 1: Prüfanordnung für die TA Luft-Prüfung mit Helium-Massenspektrometer (MSM)

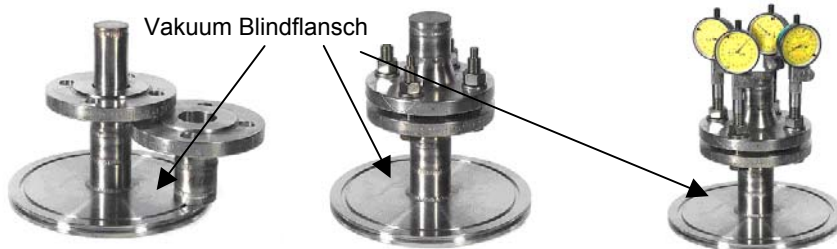


Bild 2: Prüfflanschverbindung geöffnet

Bild 3: Montierter Zustand

Bild 4: Aufgesetzte Messuhren

Nach der Montage wird die Prüfflanschverbindung entweder mittels einer im Inneren der Verbindung integrierten Heizpatrone oder in einem Ofen warm ausgelagert. Die Einbauflächenpressung der Dichtung, die Warmlagerungstemperatur und -dauer sind abhängig vom Dichtungswerkstoff.

Für Graphit-Spießblechdichtungen gelten im Allgemeinen folgende Richtwerte:

Einbauflächenpressung: 30 MPa

Warmlagerungstemperatur: 300 °C

Warmlagerungsdauer: 48 h

Nach der Warmlagerung wird die Prüfanordnung auf Raumtemperatur abgekühlt. Danach wird ein Rezipient über die Prüfflanschverbindung gestülpt und am Vakuum-Blindflansch abgedichtet. Mittels MSM und ggf. einer Hilfspumpe wird der Rezipient dann evakuiert. Nach dem Erreichen einer bestimmten Vakuumqualität (ca.  $1,0 \cdot 10^{-3}$  mbar) ist eine verlässliche Messung mit dem Massenspektrometer gewährleistet. Sofern die Heliumkonzentration im abgedichteten Raum der Prüfflanschverbindung etwa 100 % ist, zeigt das MSM unmittelbar die Leckagerate der Dichtverbindung in mbar·l/s an. Durch Bezug auf den mittleren Dichtungsumfang ergibt sich die in der TA Luft bzw. VDI 2440 gebräuchliche spezifische Leckagerate in mbar·l/(s·m).

In VDI 2200 (Entwurf 2005) [4] ist alternativ zum Grenzwert  $1,0 \cdot 10^{-4}$  mbar·l/(s·m) bei 1 bar Prüfdifferenzdruck ein Leckageratenkriterium von  $1,0 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m) bei einem Prüfdruck von 40 bar definiert. Die Leckageratenmessung bei 40 bar Innendruck entspricht weit eher den realen Betriebsbedingungen in Anlagen. Zudem können bei dem geringen Prüfdruck von 1 bar andere Strömungsverhältnisse vorliegen als bei höheren Drücken. Die Bauteilprüfung bei einem Differenzdruck von 1 bar lässt keine gesicherte Übertragung der Messwerte in eine Leckagerate zu, wie sie im späteren Einsatz in der Praxis üblich ist. Eine Messung mit 40 bar Innendruck lässt sich prüftechnisch einfacher realisieren und ist verlässlicher.

Aus strömungstechnischer Sicht stellt das Kriterium  $1,0 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m) bei 40 bar im Vergleich zu  $1,0 \cdot 10^{-4}$  mbar·l/(s·m) bei 1 bar eher eine höhere Anforderung an die Dichtigkeit dar.

### 3 Vergleich von Heliummassenspektrometrie und Druckanstiegsmethode und Validierung

Helium wird hauptsächlich zum Nachweis von minimalen Undichtigkeiten verwendet. Der typische Anwendungsbereich der Helium-Massenspektrometrie liegt unterhalb  $1,0 \cdot 10^{-6}$  mbar·l/(s·m). Zum Nachweis von Leckageraten von  $1,0 \cdot 10^{-4}$  mbar·l/(s·m) ist die MSM-Messung bereits zu empfindlich und somit sehr aufwändig. Bei höheren Leckageraten (Größenordnung  $1,0 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m)) sowie bei Messungen über viele Stunden (ab 250 h) wird Helium im MSM angereichert, und kann so zu einer Verfälschung der Messergebnisse führen.

Eine verlässlichere Messmethode stellt die Druckanstiegsmethode dar. Dabei wird das MSM durch einen Pumpstand in Verbindung mit einem Absperrventil und einem präzisen Druckaufnehmer ersetzt, Bild 5. Der Pumpstand setzt sich zusammen aus einer Drehschieberpumpe mit nachgeschalteter Turbo-Molekularpumpe zur Verbesserung des Saugvermögens. Mit diesem Pumpstand kann relativ leicht ein Druck kleiner als  $1,0 \cdot 10^{-4}$  mbar erreicht werden. Der Membrandruckaufnehmer arbeitet kapazitiv und ist unabhängig von der Gasart. Er hat einen Messbereich von  $1,0 \cdot 10^{-4}$  bis  $1,0 \cdot 10^0$  mbar und gibt ein lineares analoges Messsignal zwischen 0 und 10 V aus. Das Messsignal wird mit einem Analog/Digitalwandler mit einem Computer aufgezeichnet. Der Druckaufnehmer ist bis 2 bar druckfest, für den Fall, dass ein unvorhergesehener, plötzlicher Druckanstieg auftreten sollte.

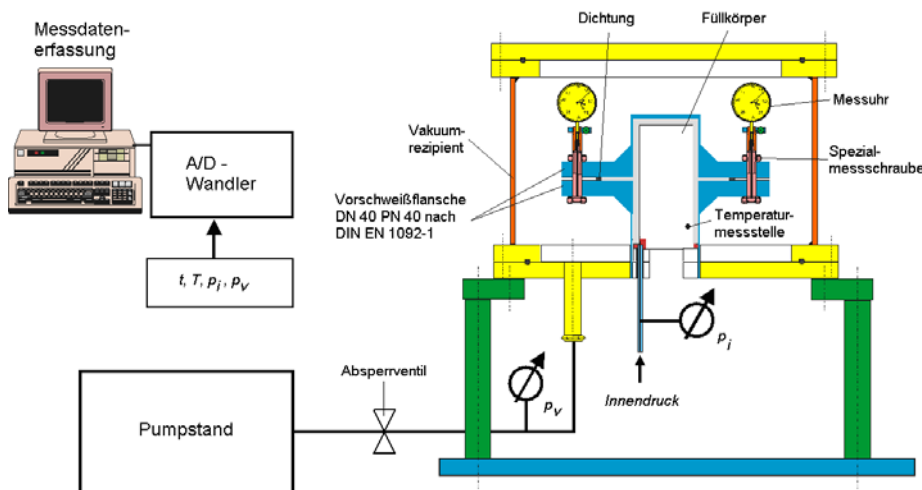


Bild 5: Abgewandelter Prüfaufbau für die Druckanstiegsmethode

Eine Leckagerate von  $1,0 \cdot 10^{-4}$  mbar·l/s führt in Verbindung mit einem realistischen Rezipientenvolumen von 10 l in 10 s zu einem Druckanstieg von  $1,0 \cdot 10^{-4}$  mbar. Der physikalische Zusammenhang ist einfach und ideal linear.

Vorteil der Druckanstiegsmethode ist die Ermittlung der Leckagerate für beliebige Medien. Langsame Druckschwankungen, die z.B. durch die Änderung der Umgebungstemperatur verursacht werden, haben keinen Einfluss auf die Leckagerate, wenn die Leckagerate aus der Druckdifferenz kleiner Zeitintervalle berechnet wird. Lediglich bei sehr niedrigen Leckageraten, bei denen der Druckanstieg nur über stundenlange Messungen nachgewiesen werden kann, muss die Temperaturänderung rechnerisch kompensiert werden.

### Validierung

Zur Validierung der Druckanstiegsmethode werden die ermittelten Messergebnisse bei 1 bar und bei 40 bar mit denen der MSM-Messung verglichen.

#### MSM-Messung:

Als Prüfling diene eine Graphit-Spießblechdichtung vom Typ Sigraflex Universal. Mit einem MSM wurde die maximale Leckagerate für einen Innendruck in der Prüfflanschverbindung von 1 bar absolut zu  $1,6 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m) und für 40 bar Überdruck zu  $5,5 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m) bestimmt.

#### Druckanstiegsmethode

Vor der Messung mit der Druckanstiegsmethode wird zunächst die Eigenleckage des Systems bestimmt, die deutlich niedriger sein muss als die Leckagerate der Dichtung. Dabei handelt es sich um einen Druckanstieg, der nicht durch die Dichtung, sondern durch das System an sich verursacht wird, z.B. durch Leckagen, die auf eine nicht-hermetische Abdichtung des Rezipienten und der Verbindungselemente zurückzuführen sind.

Die Prüfflanschverbindung wurde zusammen mit dem Rezipienten evakuiert. Nach dem Absperren der Pumpe wurde der Druckanstieg über der Prüfdauer aufgezeichnet. Die Formel für die spezifische Leckagerate  $\lambda$  lautet:

$$\lambda = \frac{\Delta p}{\Delta t} \cdot \frac{V}{l_m} \left[ \frac{\text{mbar} \cdot \text{l}}{\text{s} \cdot \text{m}} \right]$$

Das Volumen V des Rezipienten beträgt abzüglich des Volumens der Prüfflanschverbindung 12 l. Der mittlere Dichtungsumfang  $l_m$  beträgt 0,215 m.

Nach einer Stunde war die Druckanstiegsrate annähernd konstant. Es ergab sich während der Zeitdifferenz  $\Delta t = 4320$  s eine Druckdifferenz  $\Delta p = 0,003$  mbar. Die daraus resultierende Eigenleckage beträgt  $3,9 \cdot 10^{-5}$  mbar·l/(s·m).

Im nächsten Schritt wurde die Prüfflanschverbindung mit Helium gefüllt. Aus dem Druckanstieg im Rezipienten ergab sich eine Leckagerate von  $1,5 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m) für 1 bar absolut und  $4,7 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m) für 40 bar Innendruck (Helium), siehe Funktio-



nen 3. und 4. in Bild 6. Die mit dem MSM gemessenen Funktionen (1. und 2.) sind zum Vergleich gegenübergestellt. Bei dieser Größenordnung ist eine rechnerische Korrektur der Eigenleckage nicht notwendig. Zu beachten ist, dass die über die Druckanstiegs- methode ermittelte Leckagerate nach ca. 1 h stationär ist. Sie stimmt mit dem Maximalwert der MSM-Messung sehr gut überein, Tabelle 1, ein Hinweis darauf, dass der oben be- schriebene Abfall der Anzeige bei der MSM-Messung ein gerätespezifisches Problem ist.

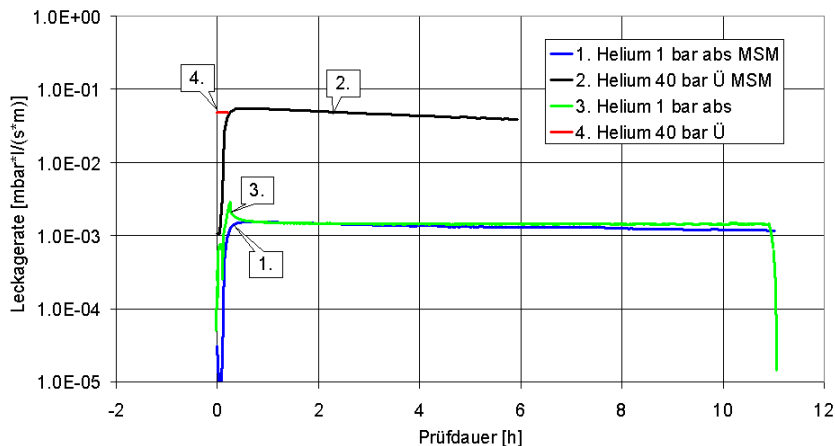


Bild 6: Aus dem Anstieg des Innendrucks im Rezipienten berechnete Leckagerate über der Prüfdauer. Im stationären Bereich ergibt sich eine Leckagerate von  $1,5 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m) und  $4,7 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m) für 1 bar absolut (3.) und 40 bar Ü Helium Innendruck (4.) im Vergleich zu den Messungen mit dem Massenspektrometer (1. und 2.)

Innendruck	1 bar absolut	40 bar Ü
MSM Maximalwert [mbar·l/(s·m)]	$1,6 \cdot 10^{-3}$	$5,5 \cdot 10^{-2}$
Druckanstiegsmethode [mbar·l/(s·m)]	$1,5 \cdot 10^{-3}$	$4,7 \cdot 10^{-2}$

Tabelle 1: Ergebnisse der Validierungsversuche bei 1 bar absolut und 40 bar Überdruck (Helium)

Das Ergebnis der MSM-Messung bei 40 bar ist eher unzuverlässig, weil es sehr dicht an der oberen Messbereichsgrenze liegt. Es ist zu vermuten, dass die Empfindlichkeit des MSM durch die Heliumanreicherung im Gerät reduziert wird. In diesem Druckbereich ist die Druckanstiegsmethode verlässlicher.

## 5 Leckageratenmessung mit organischen Medien

Diese Untersuchungen wurden ebenfalls an einer Graphit-Spießblechdichtung vom Typ Sigraflex Universal durchgeführt. Als gasförmige organische Medien kamen Methan und Ethan zum Einsatz. Methan ergab bei Umgebungsdruck eine Leckagerate von  $1,1 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m), Bild 7. Für Ethan wurde bei Umgebungsdruck eine Leckagerate von  $1,7 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m) ermittelt. Bei 35 bar Überdruck (max. Flaschendruck) betrug sie am Ende des Druckanstiegs ca.  $3,7 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m), Bild 8 und Tabelle 2. Aus dem

Jahresbericht 2005

Verlauf der noch nicht stationären Leckagerate in Abhängigkeit von der Zeit lässt sich ein Endwert knapp über  $4,0 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m) abschätzen.

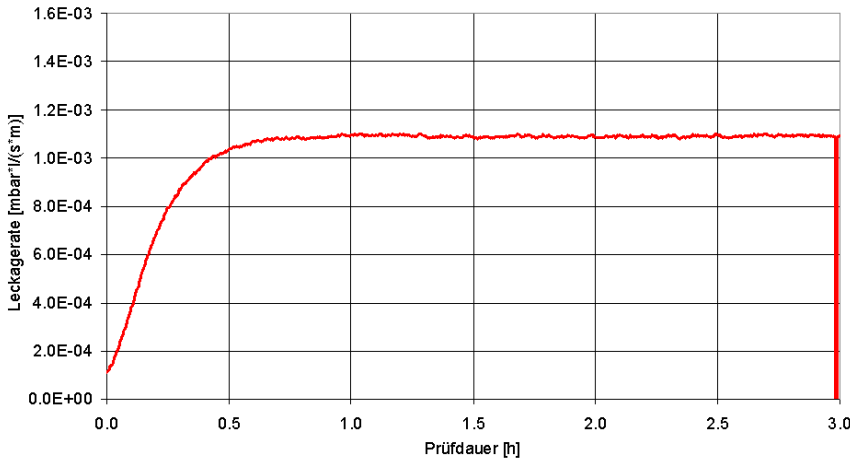


Bild 7: Aus dem Anstieg des Innendrucks im Rezipienten berechnete Leckagerate über der Prüfdauer. Im stationären Bereich ergibt sich eine Leckagerate von  $1,1 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m) für 1 bar absolut **Methan** Innendruck.

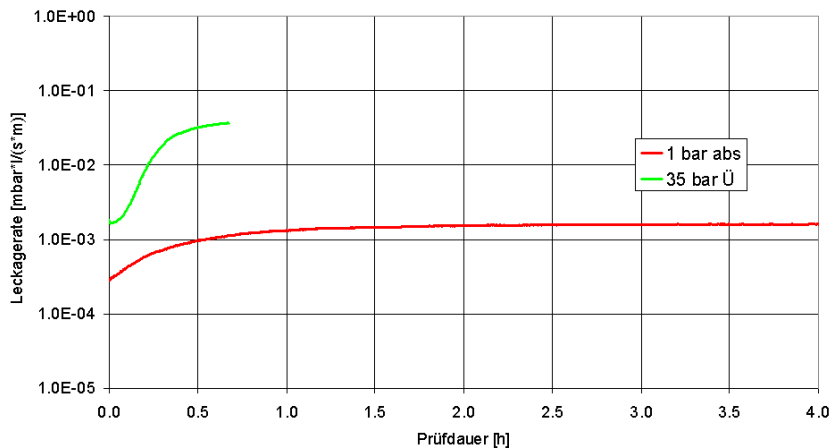


Bild 8: Aus dem Anstieg des Innendrucks im Rezipienten berechnete Leckagerate über der Prüfdauer. Im stationären Bereich ergibt sich eine Leckagerate von  $1,7 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m) und  $3,7 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m) für 1 bar absolut und 35 bar **Ethan** Innendruck.

	1 bar absolut	40 bar Ü
<b>Methan [mbar·l/(s·m)]</b>	$1,1 \cdot 10^{-3}$	nicht geprüft
<b>Ethan [mbar·l/(s·m)]</b>	$1,7 \cdot 10^{-3}$	$3,7 \cdot 10^{-2}$

Tabelle 2: Ergebnisse der Leckageratenmessungen mit organischen Gasen

Die Volumenleckagerate von Methan und Ethan hat eine ähnliche Größenordnung wie Helium.

Als flüssige organische Medien kamen Methanol CH<sub>3</sub>-OH (99,8%) und Ethanol C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>-OH (90%) zum Einsatz. Die Messungen wurden ausschließlich bei 40 bar Überdruck vorgenommen.

Leckagen in Form von Flüssigkeiten in den erwarteten Größenordnungen sind äußerst schwierig nachzuweisen. Die aus der Dichtung austretende Flüssigkeitsmenge ist minimal und es dürfte praktisch unmöglich sein, diese quantitativ zu erfassen. Die Druckanstiegsmethode hat den Vorteil, dass durch den Unterdruck im Rezipienten der Dampfdruck der Flüssigkeiten unterschritten wird, womit austretende Flüssigkeiten sofort verdampfen und gasförmig werden. Vermutlich wird auf diese Weise die Leckagerate überschätzt, weil Flüssigleckagen normalerweise lediglich verdunsten und nicht verdampfen. Da sich das Vakuum wahrscheinlich ein Stück weit von außen in die Dichtung fortsetzt, ist auch die wirksame Dichtungsbreite geringer als in der Realität. Die Messergebnisse können deshalb als konservativ angesehen werden.

Methanol:

Zunächst wurden Flansch und Rezipient gemeinsam evakuiert. Die Druckanstiegs-messung des Systems erbrachte etwa  $4,0 \cdot 10^{-5}$  mbar·l/(s·m). Danach wurden Rezipient und Flanschverbindung abermals evakuiert, und anschließend wurde die Flanschverbindung mit Methanol mit 40 bar Überdruck befüllt. Das vorherige Evakuieren sorgt dafür, dass die Flanschverbindung blasenfrei gefüllt und der Druck sicher eingestellt wird. Beim darauf folgenden Druckanstieg war zu beobachten, dass die Dichtung nur langsam vom Medium durchdrungen wird. Nach ca. 8 h nahm die Druckanstiegsrate zu. Das wird auch durch die Zunahme der Leckagerate nachgewiesen, Bild 9 (Kurve 1). Es folgten weitere Abpump- und Druckanstiegsmessungen (Kurven 2 - 5). Der erreichbare minimale Enddruck nimmt mit steigender Zeit zu. Ab ca. 150 h ist der Enddruck stationär; kleine Schwankungen sind auf Temperatureffekte zurückzuführen.

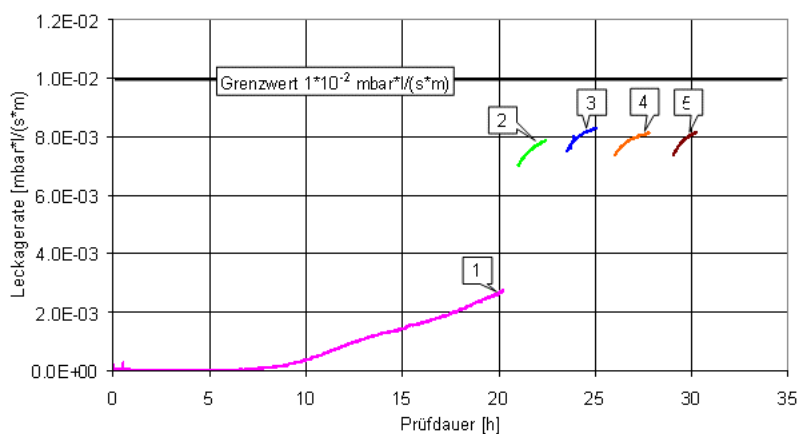


Bild 9: Aus dem Anstieg des Innendrucks im Rezipienten berechnete Leckagerate über der Prüfdauer für **Methanol** 40 bar Ü in der Prüfflanschverbindung. Zwischen den Kurven 1 – 5 wurde evakuiert (nicht proportional aufgetragen).

Die aus dem Druckanstieg berechnete Leckagerate führt nach dieser Zeit zu Werten um etwa  $8 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m). Damit wird das in der VDI 2200 geforderte Leckagekriterium von  $1 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m) für 40 bar eingehalten.

### Ethanol:

Die Versuchsdurchführung war ähnlich wie bei den oben beschriebenen Untersuchungen mit Methanol.

Nach dem Evakuieren zeigte die Druckanstiegsmessung im System eine Eigenleckage von etwa  $7,0 \cdot 10^{-5}$  mbar·l/(s·m). Danach wurden Rezipient und Flanschverbindung abermals evakuiert. Anschließend wurde die Flanschverbindung mit Ethanol mit 40 bar Überdruck befüllt. Der folgende Druckanstieg lässt erkennen, dass hier die Dichtung noch langsamer als bei Methanol vom Medium durchdrungen wird. Nach ca. 15 h nahm dann die Druckanstiegsrate und damit die Leckagerate zu, Bild 10 (Kurve 1). Danach folgten weitere Abpump- und Druckanstiegsmessungen (Kurven 2 - 8). Der erreichbare minimale Enddruck nimmt hier ebenfalls mit steigender Zeit zu. Ab ca. 100 h ist der Enddruck abgesehen von temperaturbedingten Schwankungen stationär.

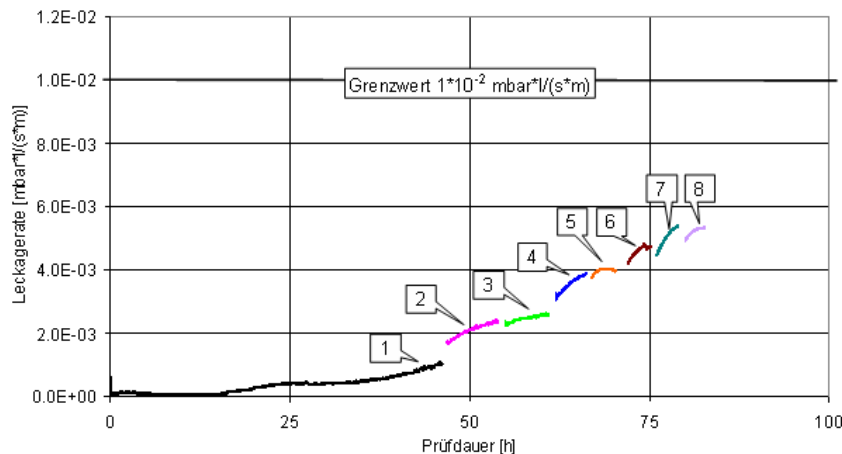


Bild 10: Aus dem Anstieg des Innendrucks im Rezipienten berechnete Leckagerate über der Prüfdauer für **Ethanol** 40 bar Ü in der Prüflanschverbindung. Zwischen den Kurven 1 – 8 wurde evakuiert (nicht proportional aufgetragen).

Die aus dem Druckanstieg berechnete Leckagerate führt nach dieser Zeit zu Werten um etwa  $5,5 \cdot 10^{-3}$  mbar·l/(s·m). Damit wird das in der VDI 2200 geforderte Leckageratenkriterium von  $1 \cdot 10^{-2}$  mbar·l/(s·m) für 40 bar deutlich unterschritten.

Die Ergebnisse für Methanol und Ethanol sind in Tabelle 3 zusammengefasst.

	<b>40 bar Ü</b>
<b>Methanol [mbar·l/(s·m)]</b>	$8,0 \cdot 10^{-3}$
<b>Ethanol [mbar·l/(s·m)]</b>	$5,5 \cdot 10^{-3}$

Tabelle 3: Ergebnisse der Leckageratenmessungen mit organischen Flüssigkeiten

## 6 Zusammenfassung

Mit der Druckanstiegsmethode wurde ein alternatives Messprinzip für den Nachweis der Hochwertigkeit von Flanschdichtungen entwickelt, das auf einfachsten physikalischen Gesetzen basiert, und mit der bisher standardmäßig verwendeten Helium-Massenspektrometrie verglichen. Bei der Validierung zeigten Kontrollmessungen mit einem Helium-Massenspektrometer sehr gute Übereinstimmung der beiden Messmethoden. Der Vorteil der Druckanstiegsmethode besteht darin, dass für viele flüchtige Medien Leckageratenmessungen vorgenommen werden können. Es wurde nachgewiesen, dass mit Methanol und Ethanol das Leckagekriterium der VDI Richtlinie 2200 (Entwurf 2005) für 40 bar Innendruck bei der untersuchten Graphit-Spießblechdichtung eingehalten wird. Die Autoren empfehlen, die Druckanstiegsmethode als Standard-Leckagemessverfahren in der VDI Richtlinie 2200 festzuschreiben.

## Literatur

- [1] Technische Anleitung zur Reinhaltung der Luft (TA Luft); 24. Juli 2002;  
Inkrafttreten: 1. Oktober 2002
- [2] VDI-Richtlinie 2440 „Emissionsminderung Mineralölraffinerien“ (2000-11)
- [3] DIN 28090 „Statische Dichtungen für Flanschverbindungen“ (1995-09)  
Teil 1: Dichtungskennwerte und Prüfverfahren  
Teil 2: Dichtungen aus Dichtungsplatten; Spezielle Prüfverfahren zur  
Qualitätssicherung  
Teil 3: Dichtungen aus Dichtungsplatten; Prüfverfahren zur Ermittlung der  
chemischen Beständigkeit
- [4] VDI Richtlinie 2200 „Dichte Flanschverbindungen“ (Entwurf 2005)

## Overview of RIMAP project and its deliverables in the area of power plants<sup>1</sup>

A. Jovanovic

International Journal of Pressure Vessels and Piping 81, (2004), pp 815-824

### Abstract

The paper provides an overview of the RIMAP project and its main deliverables relevant for the application of RBI/RBLM/RBIM (RBI—Risk Based Inspections, RBLM—Risk Based Life Management, RBIM—Risk Based Inspections and Maintenance) for power plants. The paper shows how the main RIMAP documents cover the RBI/RBLM/RBIM issues of various levels (general concept, procedure, detailed workbooks.) and provides an outline of their practical application on examples in power industry (piping, boiler, turbine). Thus, an introduction into the RIMAP methodology for power plants is given as well as a good ‘entry point’ for the more detailed papers/presentations given at the RIMAP Power Workshop of October 2003.

Keywords: Risk based life management; Power plants

### 1. Introduction

The comparison of the situation in Europe in the areas of Risk Based Inspections (RBI), Risk Based Life Management (RBLM) and Risk Based Inspection and Maintenance (RBIM) with the situation in the USA, shows that the practices are usually comparable, but, generally, the overall ‘coverage’ of the topics is better in the US. The US documents, in particular those of American Petroleum Institute (API, e.g. the API579, API580 and API581), appear to be more consistent and practice oriented than the EU ones. Some EU documents like for instance PED 97/23 or Seveso II guideline, can even be considered as a ‘European advantage’, but additional work and additional documents were are needed to complete the system and bridge the gaps that sometimes appear: some of issues are often not tackled at all and often there is no ‘central document’, which would link the existing pieces and create a consistent and comprehensive ‘RBI system’ like the one of, e.g. API 581. Practically, an overall concept of RBI/RBLM had to be specified and the available methods, tools, codes, standards, etc. embedded into it, developing additional needed methods, tools, documents, etc. if and where needed. These are some of the main goals of the RIMAP project of the EU [1]. Its main practical objectives, to be reached in the three clustered RIMAP sub-projects (Fig. 1) are, hence, to define the technical content, links to local legislation and to integrate this approach with the day-to-day plant operation.

For this purpose the three RIMAP consortia (RTD, Demo, TN including NAS countries), consisting of 50+ European partners, integrate and represent an important part of Euro-

---

<sup>1</sup>© 2004 Published by Elsevier Ltd.

pean industry which has joined forces to develop a guideline for making risk based decisions for maintenance and inspection planning. The guideline should provide technical basis for a European standard in this area (Figs. 2 and 3).

'Risk' in RIMAP is understood as the combined effect of probability and consequence of failure. Safety, health, environment and economic consequences are considered. The project started on March 1, 2001 and its foreseen duration is 36 months for RTD and Demo projects together (<http://research.dnv.com/RIMAP>), and 48 month for the TN project (<http://www.mpa-lifetech.de/RIMAP>).

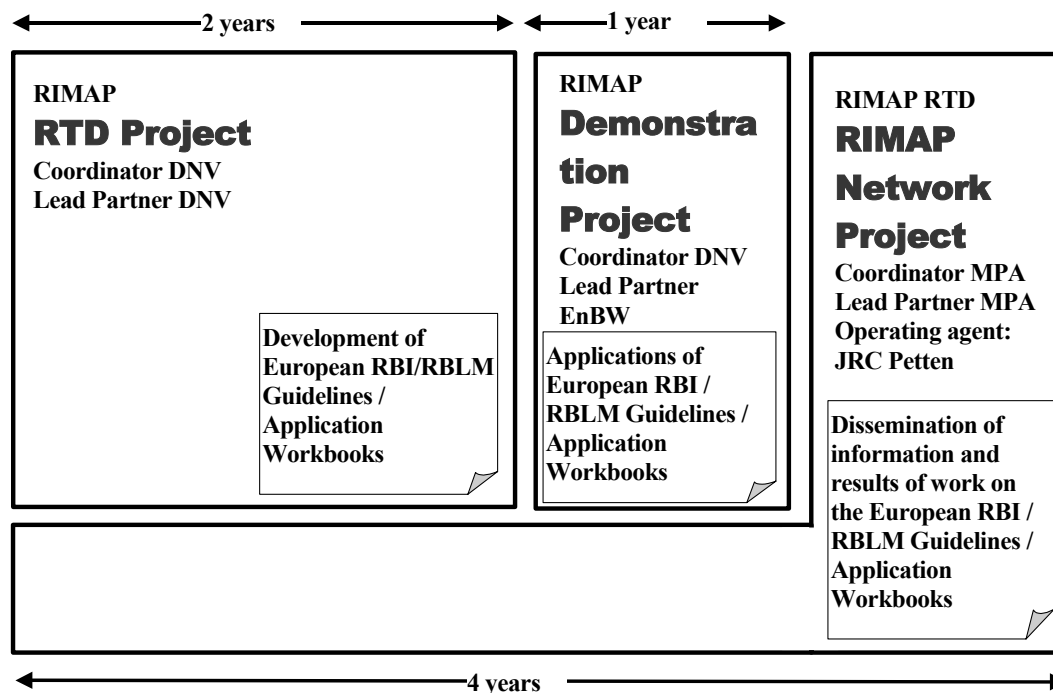


Fig. 1.: European R&D project RIMAP ([www.mpa-lifetech.de/rimap](http://www.mpa-lifetech.de/rimap)) [9].

## 2. RIMAP Deliverables

Main deliverable of RIMAP, within the European Guideline will be the RIMAP procedure (shown in Fig. 4) within the 'RIMAP Framework' which is shown on Fig. 5. 'RIMAP Framework' and 'RIMAP Procedure', which are high level documents are supported by more detailed, lower level documents, which are giving more detailed and practical information on how actually to perform certain tasks (e.g. Probability of Failure—PoF determination [4]) in risk analysis.

The lowest level documents (see Fig. 5), which are industry specific 'RIMAP Application Workbooks' [6] developed for each industry sector in RIMAP and reports from demonstration and application cases where these 'Workbooks' were used.

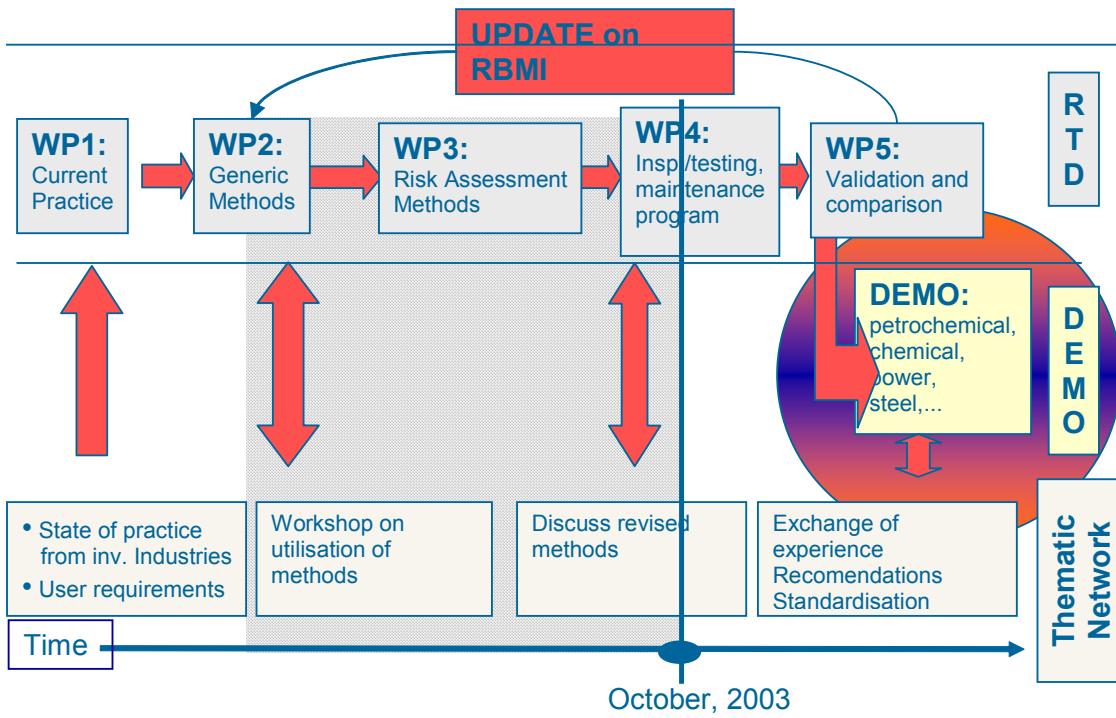


Fig. 2. RIMAP project status.

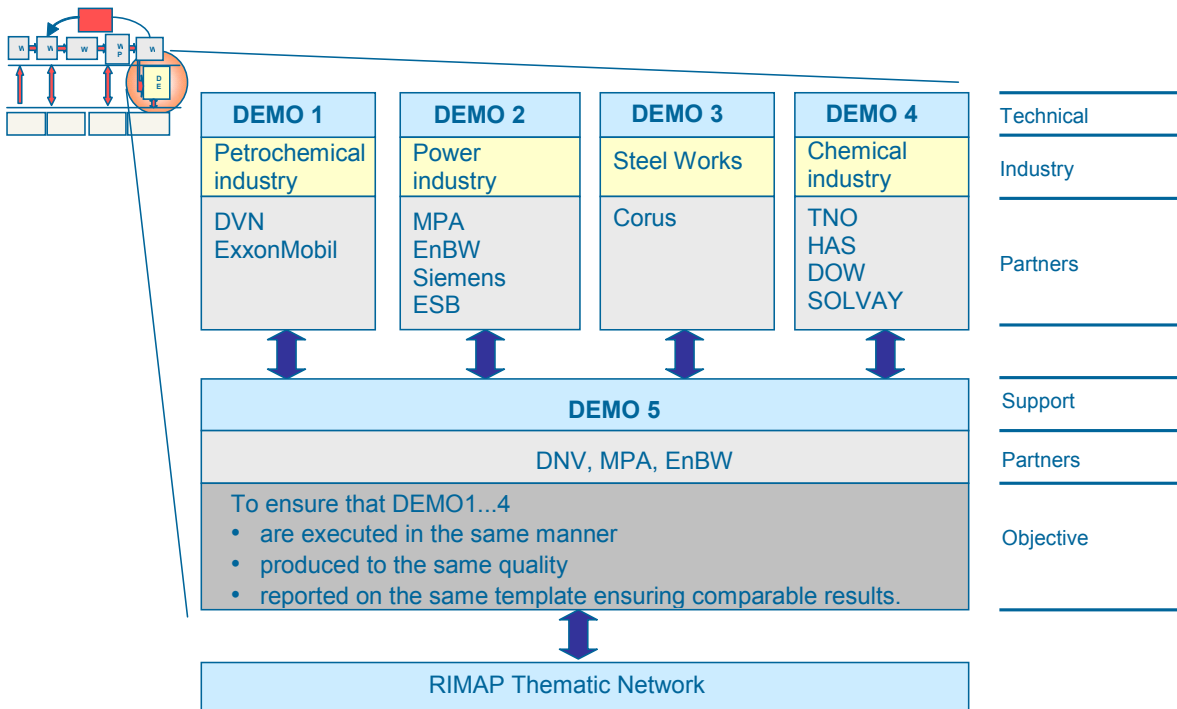


Fig. 3 RIMAP demonstration projects.



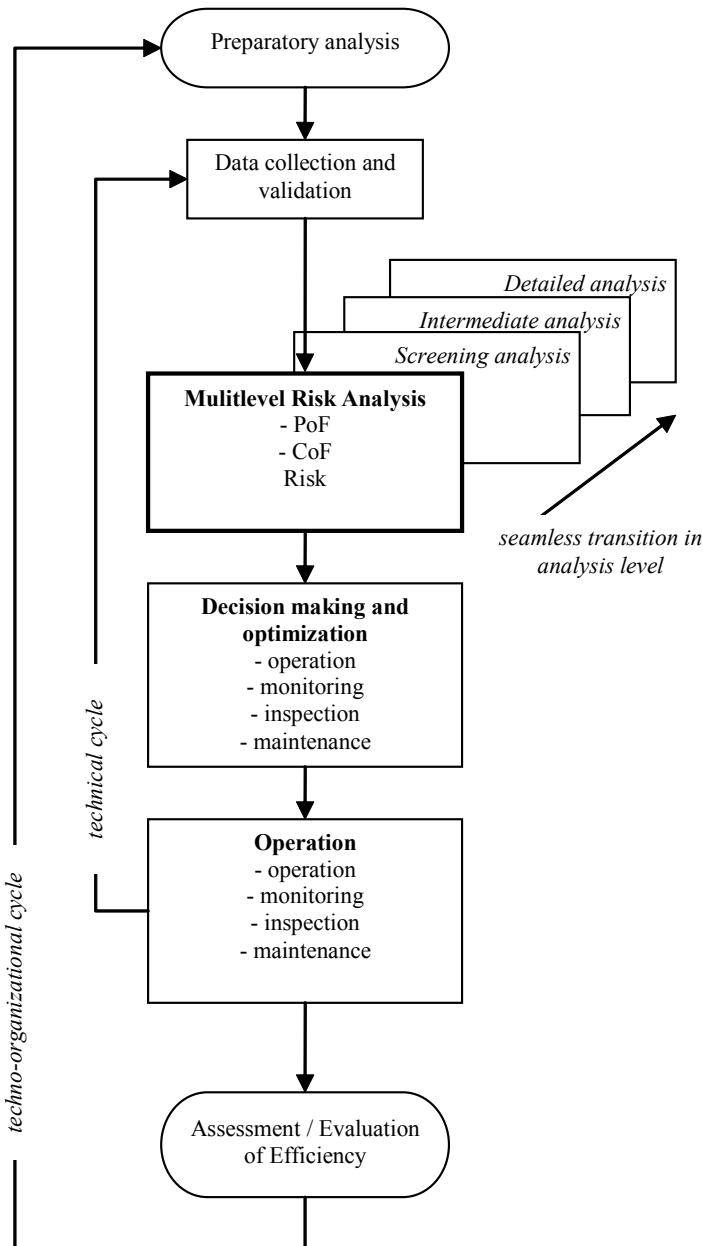


Fig. 4. Basic representation of RIMAP procedure [6].

### 3. RIMAP Deliverables most relevant for Power Plants

RIMAP deliverables, which are most relevant for the Power Industry sector are given in the following table:

Document No.	Title	Ref.
I3.1	Damage mechanisms	[3]
I3.3	Assessment of probability/likelihood of failure	[4]
I3.6	Software with PoF estimation method used in RIMAP	[5]
D4.1, D4.3 and D4.3	RIMAP application workbook for power industry	[6]

---

### **3.1. Damage mechanisms**

The document provides summary of work on the topic 'damage mechanisms' in RIMAP project. The main result of this work is the 'RIMAP Damage Mechanisms Systematics' which is applied further in project (RIMAP Workbooks). The systematics aim to meet the following requirements:

- (a) being general enough to cover most of the problems and problem areas tackled in RIMAP,
- (b) being specific enough that each of the main problems for each industry is addressed specifically and,
- (c) being compatible with and 'transferable' to the descriptions and guidelines, accepted and used elsewhere in industry e.g. API, VDI, ISO, etc.

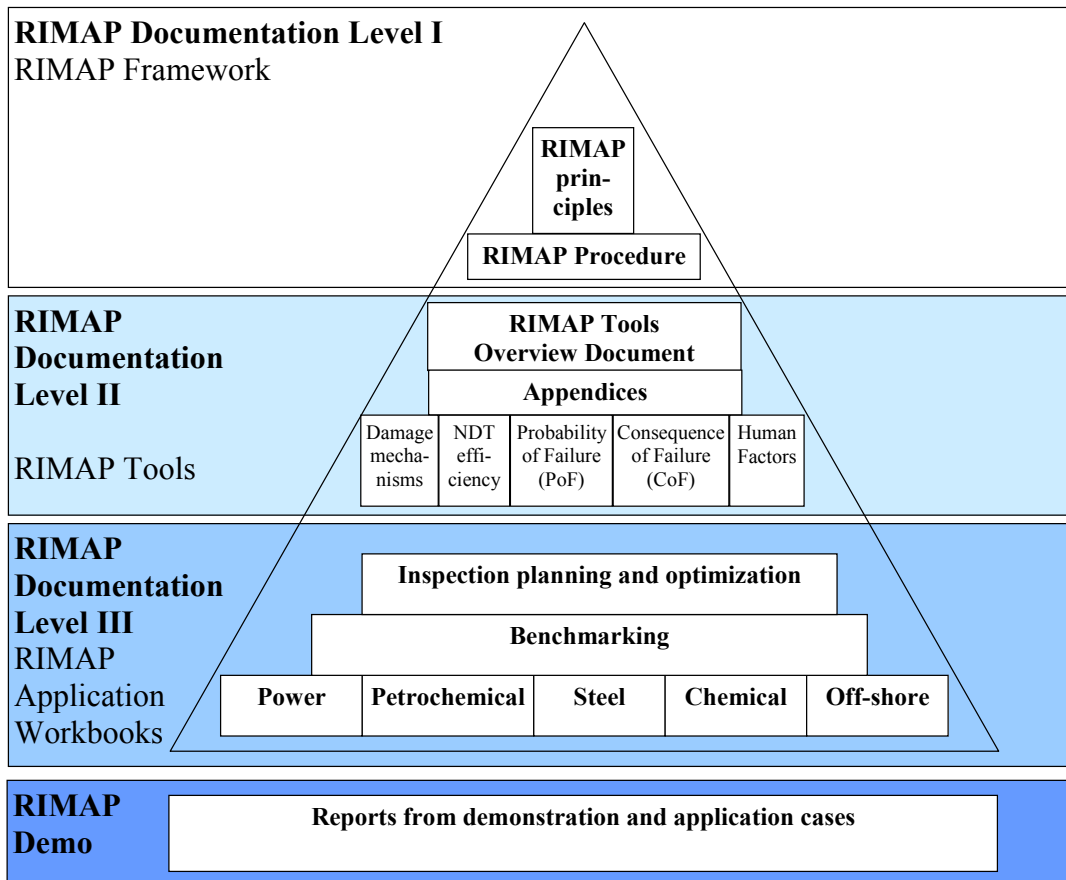


Fig. 5. RIMAP framework consisting of RIMAP procedure and RIMAP work process, and the hierarchy of the documents being produced in RIMAP: From the generic guideline on RBIM to the RIMAP application reports

### 3.2. Assessment of probability/likelihood of failure

This document provides description of the method for determination of Probability of Failure (PoF)/Likelihood of Failure (LoF) as proposed in RIMAP project. The report shows how the preceding (e.g. API-like) approaches have been improved in order to provide the possibility to place the PoF/LoF assessment on an 'adjustable' scale refining the analysis when needed and/or when new knowledge becomes available. The proposed way of performing the PoF/LoF is, thus, always 'semi-quantitative' in a different way in each particular case of analysis, depending on the needs of the analysis and available resources. The screening, as the simplest way of analysis and the fully quantitative (detailed) analysis, as the most complex way of analysis, are therefore, only the two extremes of the same RIMAP methodology for PoF/LoF assessment. Furthermore, when an analysis is started at one level, e.g. on the low predominantly screening level, it can be extended towards a more quantitative or detailed analysis when needed, with no repetition of steps and with full re-use of the results available from the previous phase. The document is organized in such a way that the main part of it provides:

- (d) an overview of starting assumptions and inputs (requirements, theoretical basis, sources.) and
- (e) description of the proposed method and

(f) consideration regarding application.

Further important relevant aspects including application examples are given in appendices of the document.

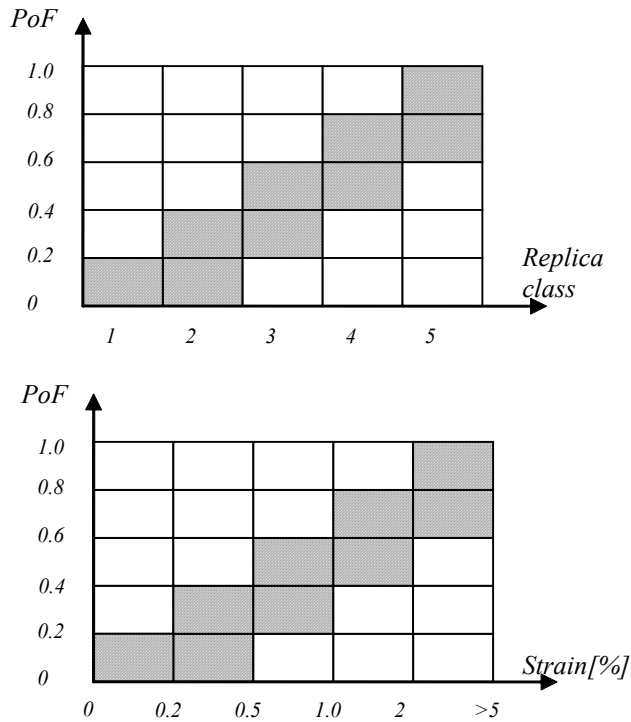


Fig. 6. Example of linking PoF and Replica (above) and strain (below) inspection/monitoring results (here only the sample dependencies – they can be defined differently for each particular case) [4].

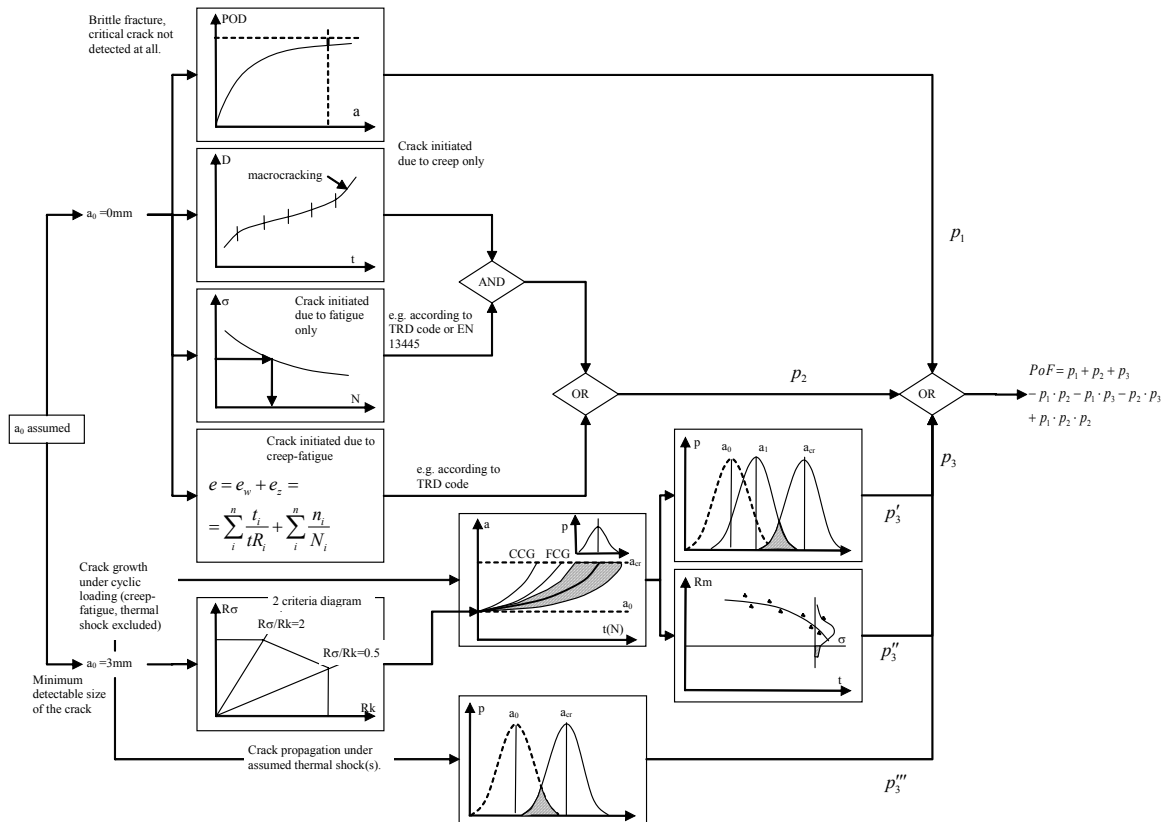


Fig. 7. Schematic representation of procedure for PoF calculation in detailed analysis [4]

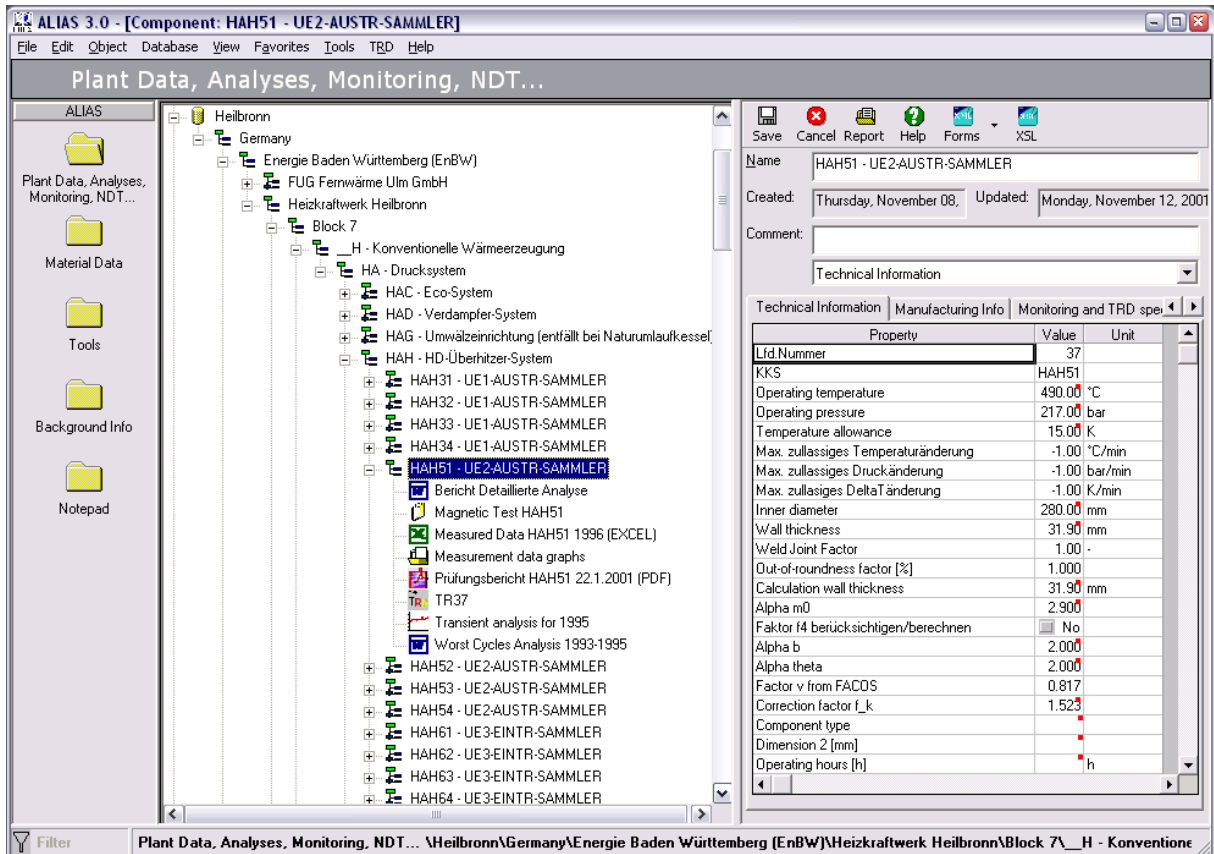


Fig. 8. Sample case power plant modelled in ALIAS System [2].

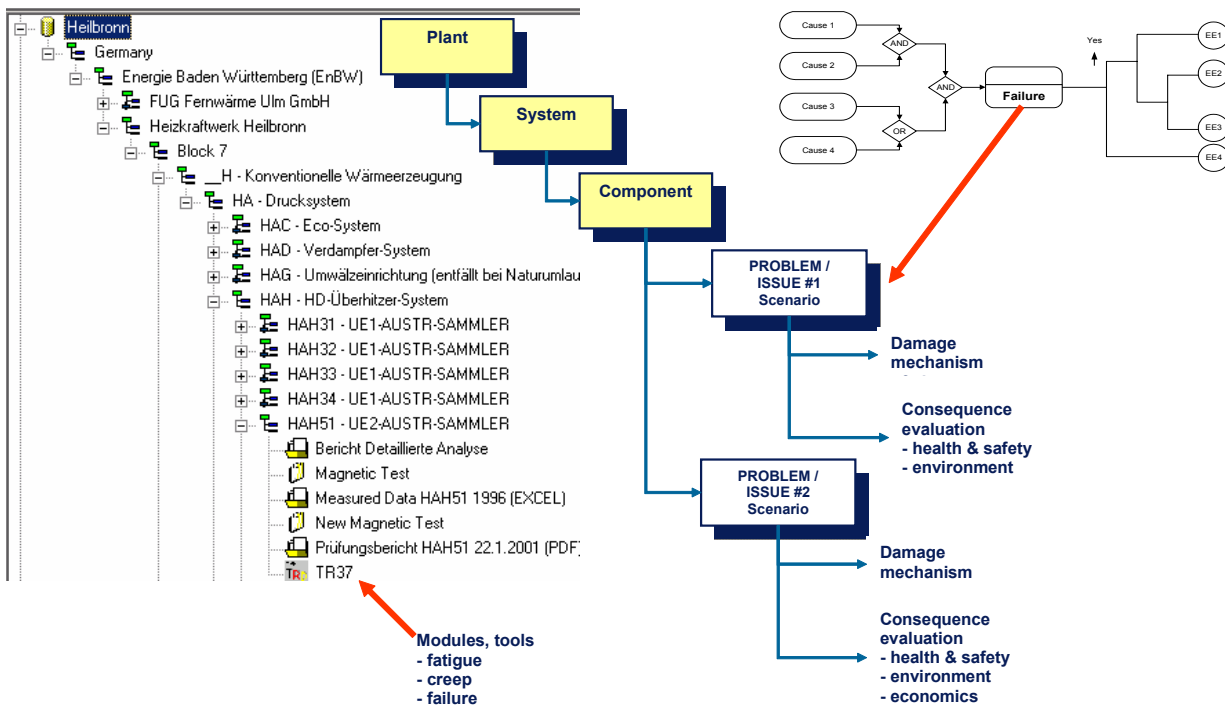


Fig. 9. Schematic view of analysis principle in ALIAS Software System [2].

**3.3. Software with PoF estimation method used in RIMAP**

The idea of having intelligent software systems capable of analyzing large quantities of data in order to assess the remaining component/plant life isn't new [8] as well as the idea of trying to keep all sorts of data needed for such analysis together and using data mining techniques to actually achieve the result. MPA started with development of such a tool almost a decade ago [2]. A step further is software developed for purposes of RIMAP project (and extension of the ALIAS software system). According to the work plan of RIMAP project [1], software module implementing RIMAP PoF estimation method was foreseen as one of the deliverables (I3.6) in WP3 of the project. This report fully describes the software developed for RIMAP project (WP3) and also gives some guidelines on how to use it (in other words it can be partially used like a 'User's guide' or a 'Help File').

**3.4. D4.1, D4.2 and D4.3 RIMAP application workbook or power industry**

Main objective of the Workbook is to describe and specify the use of the RBI/RBLM methodology practically setting up inspection/testing and maintenance program for power plants. The document represents full 'hands on', RIMAP application guide for performing a risk analysis mainly concentrating on the equipment and problems that can be found in power plants. Furthermore it can be used in other types of industries for similar components (some examples from process industry are given). The RIMAP procedure is explained and supported in the document with raw (live) data needed for the analysis and by examples showing the complete process of a risk analysis, from Preparatory stage to Implementation. The chapters in this document are organized in such a way that they (roughly) follow the steps of RIMAP procedure.

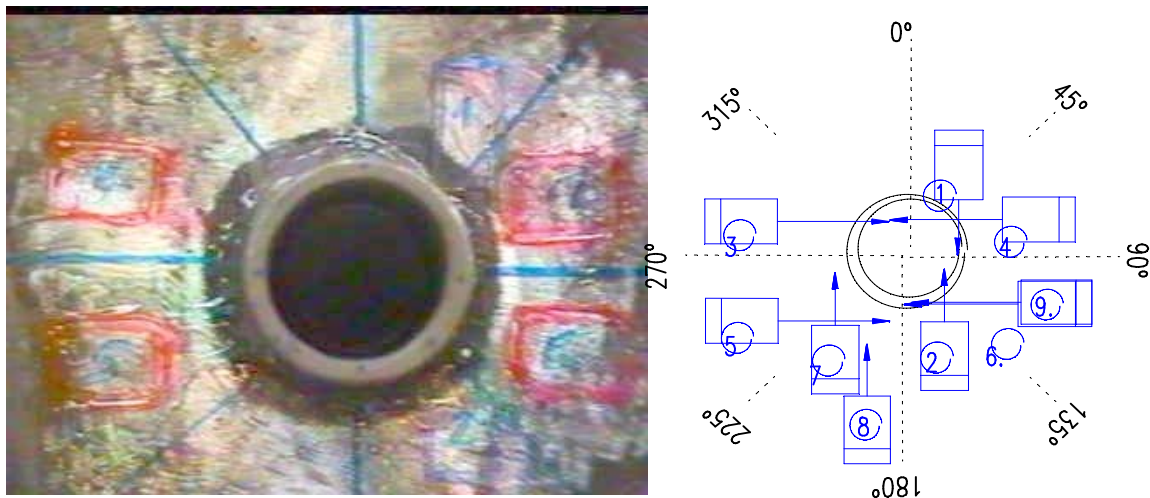


Fig. 10. Measurement (test) points for the component (header HAH51) in detailed analysis [10].

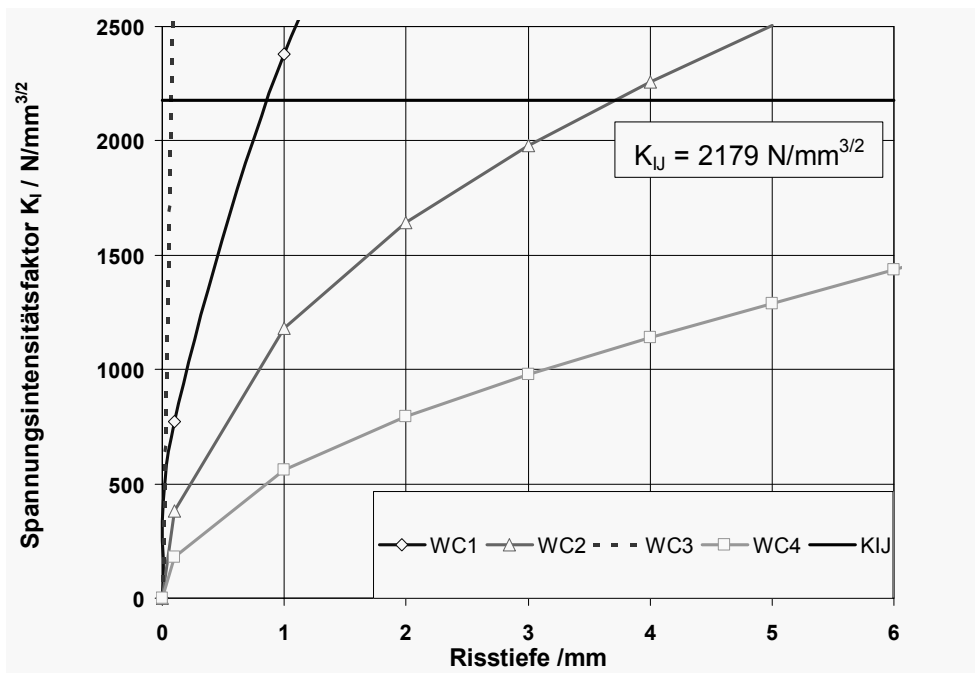


Fig. 11. Deterministic fracture mechanics analyses for several worst case (WC) scenarios in the sample case [10].

#### 4. Use of RIMAP Deliverables in Power Demo cases

RIMAP deliverables (especially the RIMAP Application Workbook for Power Industry) are being/will be used in the demonstration phase of the project. In the area of power plants, as a demonstration case, German Power Plant – HKW Heilbronn was chosen. Unit 7 of this fossil power plant seemed like a very attractive site for the demonstration phase because of:

- more the 15 years of experience in inspection and maintenance
- more than 100,000 operating hours
- good database records (e.g. NDT...)
- risk based approach never before applied and is very welcome by the plant management and legislative bodies (TÜV)

RIMAP deliverables, before all, RIMAP Application Workbook for Power Industry, will be used to perform a multi-level risk analysis. The analysis starts with ‘screenscreening’ level, which used to screen out (rank) most critical components, and continues with ‘intermediate’ analysis of them. After ‘intermediate’ analysis, only one, the most critical component is selected for the ‘detailed’ analysis. For short example of this multi-level analysis see Chapter 5.

## 5. Example of use of RIMAP deliverables for determination of PoF and Risk in a power plant

The concept relies on the idea that the monitoring (and consequently inspection, maintenance and analysis of the component state) should be concentrated onto the ‘critical components/locations’. The criticality is determined based on risk. The risk is defined as the product of probability of failure (PoF) and consequences of failure (CoF). Basic level of probability of failure is defined by means of analysis of general statistical data. In the particular case primarily VGB data were collected, analyzed and used.

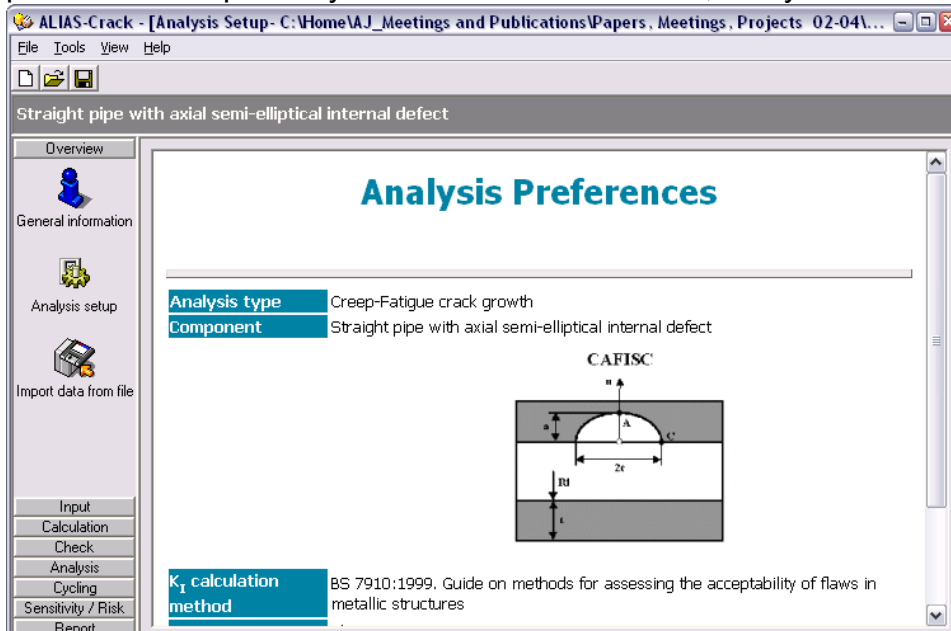


Fig 12. Use of ALIAS-Crack for the creep-fatigue and fracture mechanics analysis of the sample case.



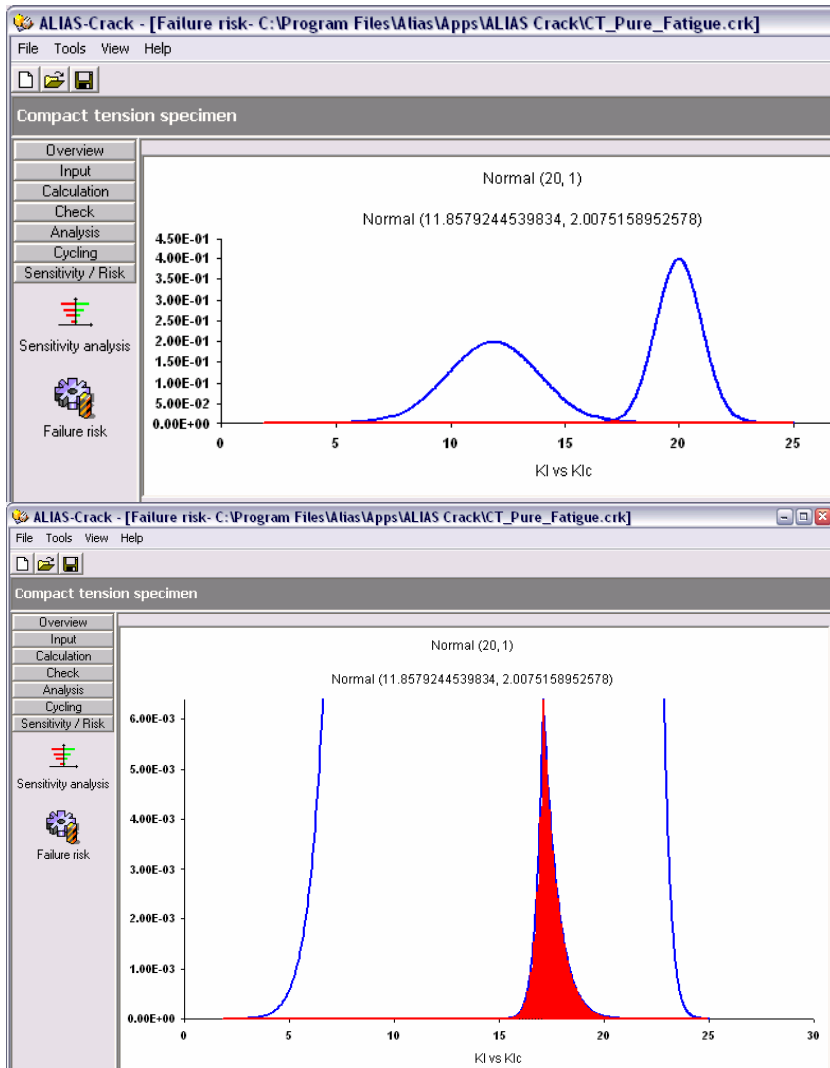


Fig. 13. Typical probabilistic fracture mechanics analysis results for the sample case.

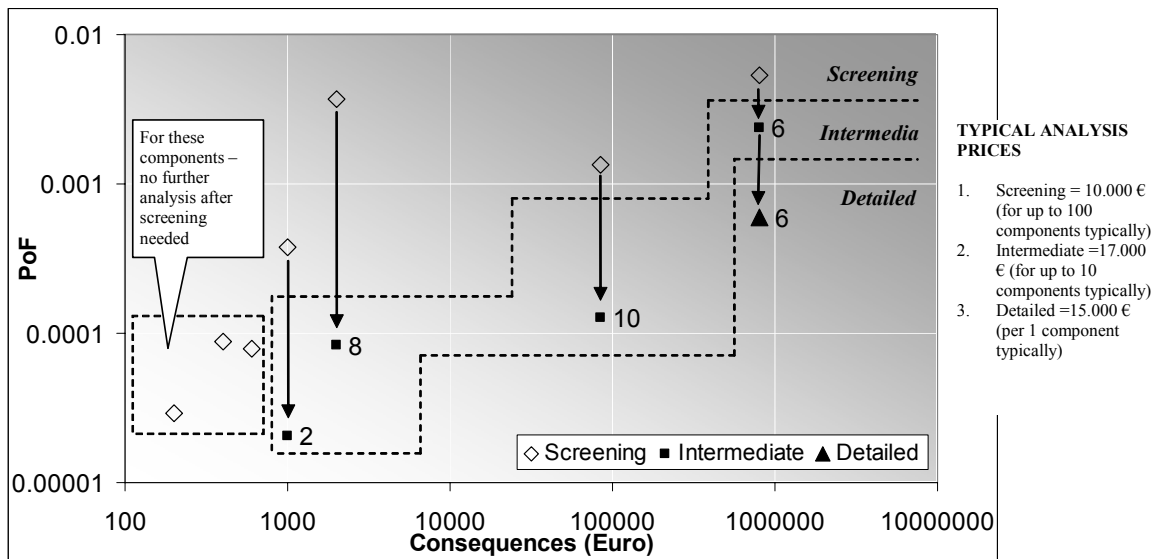


Fig. 14. Example of results: 'screening' vs. 'intermediate' vs. 'detailed' analysis [5].

Table 1

Change of PoF values at various levels of analysis in the sample case

Analysis/Data used	PoF value
Initial screening	$3 \times 10^{-4}$
False data in monitoring	$16.5 \times 10^{-2}$
Corrected data in monitoring	$0.13 \times 10^{-2}$
Replica inspection	$\sim 0$
Detailed analysis	$0.64 \times 10^{-5}$

The PoF's defined in this way are however 'static', i.e. independent from operating time. These were, therefore, coupled to the monitoring data, which in German power plants is generally done according to the requirements of German TRD code (Boiler Design Code which is now an European Norm EN 13445). Taking into account the uncertainties, material data, load and geometries needed for the calculation of exhaustion due to creep and fatigue, the risk of failure increasing with the operating can be assessed. This assessment was done according to the principles of the RIMAP methodology.

The CoF assessment takes into account technical/safety, financial and environmental consequences. Particular attention was devoted to economical consequences. They were assessed based on general data and the data specific for the given plant and they include both direct (e.g. repair and replacement) and indirect costs (e.g. production loss due to the component failure).

Risk analysis was done on three levels: 'screening', 'intermediate' analysis and 'detailed' analysis. On the level of screening only the general statistical data and the results of TRD on-line monitoring results were taken into account. For this purpose, the existing measurements system (measuring pressure, temperature and temperature difference at the calculation points) and the existing monitoring system (ALIAS Monitoring System of MPA Stuttgart) were used. For the purpose of risk analysis, the algorithm was extended for the probabilistic analysis. Monte Carlo simulation, allowing to analyze influence of single parameters. On the level of intermediate analysis inspection results (replica, see Fig. 6) were introduced and probabilistic assessment of replica findings was done. On the level of detailed analysis the analysis was extended by means of probabilistic high-temperature fracture mechanics and the fatigue-creep crack growth analysis (Fig. 7). In addition to the analysis of recorded data, on the level of detailed analysis also 'what-if' analysis for different assumed load cases was done.

The results of the work clearly show the power of the proposed method for concentration on 'critical items': out of 64 monitored components 6 were selected for intermediate analysis and only 1 for the detailed analysis. ALIAS System [2] was used data storage (Fig. 8) and analysis (Fig. 9). Consequently, the detailed analysis done only there were it was really necessary and its results combined with inspection results (Fig. 10). The fracture mechanics and detailed creep and fatigue analyses allowed to estimate the risk of failure (Figs. 11–13). In addition overall level of risk was managed all the time and the

costs and benefits of risk based approach made visible, transparent and measurable. Characteristic results are shown in Fig. 14 and Table 1.

Finally, the results have shown that risk-based approach can make sense only in a system which covers all aspects of life-management—materials, monitoring, load analysis, inspection results, analytical tools. On the level of analytical tool, risk analysis has, therefore, been completely integrated into the MPA software system ALIAS (Advance Life Assessment System, [2]), as a separate module of it (ALIAS Risk).

More detailed presentation of example and the software used to perform the analysis will be given on the afternoon RIMAP Power Workshop session (see [11]).

## 6. Conclusions

The problem in power industry when it comes to inspection and maintenance is that these are done in large extent and too formally. Introducing Risk Based Inspection and Maintenance Procedures (RIMAP) the following benefits are more than obvious:

- Reduction of overall number and extent of inspections (which leads to savings through cost reduction)
- Concentrating inspection activities on critical components which brings increased safety and availability

Generally speaking, this approach through cost reduction (and at the same time increased availability and safety) enables reaching the maximal profits.

## Acknowledgements

The support of the European Commission and the partners to the RIMAP project (Contract G1RD-CT-2001-03008) is gratefully acknowledged. The partnership of the RIMAP RTD/Demo project involves Bureau Veritas, Corus, Det Norske Veritas DNV (Coordinator), DOW Benelux N.V., EnBW GmbH, ExxonMobil, Hydro Agri Sluiskil, JRC, Mitsui-Babcock, MPA Stuttgart, Siemens, Solvay, TNO, TÜV Süd and VTT. The accompanied RIMAP-TN project involves MPA Stuttgart (Coordinator) and AIBVincotte, Allianz, Bureau Veritas, Bay Zoltán Foundation, CorrOcean, ASA, Corus, DNV, EDF, EnBW Ingenieure GmbH, ERA Technology., ESB, Exxon Chemical, FORCE Institute, Geodeco, Hydro Agri Sluiskil, HSE, IEC Israel, ISQ, JRC, Laborelec-Electrabel, Norwegian Marine Technology Research Institute, METALogic, MIT GmbH, Monition Ltd., Petrobras, Siemens, Solvay, Technologica Group, TNO, Total Fina Elf, TÜV Süd, TWI, University of Wales Swansea and VTT.

## References

- [1] RIMAP Project No., GROWTH Project G1RD-CT-2001-03008 'RIMAP'. Risk Based Inspection and Maintenance Procedures for European Industry, Commission of the European Communities, Rev. of Oct.; 2000.
- [2] ALIAS Info Booklet—Advanced Life Assessment System, MPA Stuttgart, revision 14; July 2002.

- [3] Jovanovic AS, Auerkari P, Perunicic MM. RIMAP D3 deliverable—I3.1 damage mechanisms, MPA Stuttgart, Germany 2002.
- [4] Jovanovic AS, Auerkari P. RIMAP D3 deliverable—I3.3 probability/likelihood of failure (PoF/LoF): estimation, levels and updating, MPA Stuttgart, Germany 2002.
- [5] Jovanovic AS, Balos D, Perunicic MM. RIMAP D3 Deliverable—I3.6 software with PoF estimation method used in RIMAP, MPA Stuttgart, Germany 2002.
- [6] Jovanovic AS, Auerkari P. RIMAPD4 deliverable—RIMAP application workbook for power plants, MPA Stuttgart, Germany 2002.
- [7] Jovanovic AS. Optimizing component life management in fossil power plants by means of risk based approach: review of European practice and application examples. EPRI Conference 2002;.
- [8] Jovanovic A. Remaining life management systems: from stand alone to corporate memory systems and Internet (ALIAS System of MPA); Nuclear Engineering and Design, vol. 188. Amsterdam: Elsevier; 1999 pp. 319–29.
- [9] Jovanovic A. Risk based inspection and maintenance in power and process plants in Europe. Accepted for publication in Nuclear Engineering and Design—NED; 2003.
- [10] Jovanovic A., Maile K. MPA Report—Ergebnisdokument, Auft. Nu.: 949749003. MPA Stuttgart, October 2001.
- [11] RIMAP Power Workshop. Proceedings of the RIMAP Powe Workshop held on Oct. 9th 2003 Stuttgart, Germany. Part of 29th MPASeminar, 9th–10th October, 2003, Stuttgart, Germany 2003.

## Mobilität und Nachweis von organischen Betonzusatzmitteln in zementgebundenen Baustoffen

*U. Herterich, G. Volland, G. Krause, H.W. Reinhardt*

Beton + Fertigteiltechnik BFT 11 / 2005, S. 48-56

### Einleitung

Der Nachweis organischer Betonzusatzmittel (BZM) auf Basis von Naphthalinsulfonaten, Polycarboxylaten und Ligninsulfonaten in erhärteten, zementgebundenen Baustoffen (z.B. Beton) ist dann möglich, wenn lösliche, mobile Anteile vorliegen, die einer analytischen Bestimmung zugänglich sind. Die vorliegende Arbeit befasst sich mit dem Nachweis charakteristischer, mobiler Anteile von Betonzusatzmitteln mittels Kernresonanzspektrometrie ( $^1\text{H-NMR}$ ). Dazu wurden zusatzmittelhaltige erhärtete zementgebundene Baustoffe (Zementstein/Beton) mit verschiedenen organischen Lösungsmitteln sowie reinem Wasser bei erhöhten Temperaturen behandelt, extrahiert bzw. ausgelaugt. Die Identifizierung und Quantifizierung der relevanten löslichen Verbindungen in den Extrakten wurden im wesentlichen mit Kernresonanzspektroskopie ( $^1\text{H-NMR}$ ) durchgeführt. Die erhaltenen Ergebnisse zeigen, dass anhand erhärteter Zementstein- und Betonproben mit der obigen Methode auf Art und Menge der eingesetzten Zusatzmittel rückgeschlossen werden kann. Zudem belegen die Ergebnisse, dass selbst unter den gewählten, sehr scharfen Bedingungen (zementgebundene Baustoffe in gemahlener Form und Extraktion bei erhöhten Temperaturen über einen Zeitraum von mehr als 5 Tagen) nur geringe Mengen an charakteristischen Wirk- und Hilfsstoffen und/oder deren Umwandlungs- bzw. Abbauprodukte (Derivate) über den Wasserpfad mobilisierbar sind. Betonzusatzmittel werden Beton und Mörtel zugegeben, um bestimmte Eigenschaften des Frischbetons und/oder Festbetons zu beeinflussen. Im folgenden werden ausschließlich die als Betonverflüssiger, Fließmittel bzw. als Verzögerer eingesetzten Substanzen/ Wirkstoffe betrachtet. Die vorliegende Untersuchung dient dazu, zu erkennen, welche Einzelstoffe (Wirkstoffe und Derivate) aus verschiedenen Betonzusatzmitteln mobilisierbar sind. Die Bedingungen lassen erwarten, dass auch wenig mobile Anteile der Zusatzmittel aus den Feststoffproben ausgelaugt und damit erfasst werden können. Die Ergebnisse zeigen, dass die Kernresonanzspektrometrie gut geeignet ist, den verwendeten Wirkstoff von Betonzusatzmitteln in Beton (bzw. Zementstein) nachzuweisen. Rückschlüsse auf die eingesetzten Zusatzmittelmengen sind mit Einschränkungen in Bezug auf die Genauigkeit prinzipiell möglich. Für die Untersuchungen wurden fünf marktübliche Betonzusatzmittel ausgewählt. Herstellerangaben der Hauptwirkstoffe dieser Betonzusatzmittel sind nachfolgend in Tabelle 1 aufgelistet:

Tabelle 1

Untersuchte Betonzusatzmittel (BZM)

Betonzusatzmittel	Wirkstoffe (Herstellerangabe)
BZM A	Acrylat-Co-Polymer + Naphthalinsulfonat
BZM B	Acrylat + Ligninsulfonat + Naphthalinsulfonat
BZM C	Naphthalinsulfonat
BZM D	Polycarboxylatether
BZM E	Ligninsulfonat + Naphthalinsulfonat

Zur Herstellung der Zementstein- bzw. Betonproben mit  $w/z = 0,5$  wurden die Betonzusatzmittel jeweils in zwei verschiedenen Konzentrationen (0,5 und 2 % bezogen auf Zement) eingesetzt. Bei diesen Zusatzmitteln liegen die zulässigen Dosierungen zwischen 5 und 50 ml bzw. 50 g je kg Zement (entsprechend 0,5 – 5 %). Im Durchschnitt liegt die Dosierung für die untersuchten BZM bei etwa 1 % (bezogen auf den Zement). Die gewählten Dosierungen liegen damit im Bereich der in der Praxis gegebenen Dosierungen. Die gewählten unterschiedlichen Konzentrationen erlauben zudem Rückschlüsse auf das konzentrationsabhängige Emissionspotential.

## Methode

Zum Nachweis organischer Verbindungen stehen eine Reihe instrumentell analytischer Methoden zur Verfügung. Neben der klassischen Infrarotspektroskopie wird auch im Bereich der Bauprodukte bei der Produktidentifikation die Kernresonanzspektroskopie (NMR = nuclear magnetic resonance spectroscopy) immer häufiger eingesetzt [1].

Kernresonanzexperimente beruhen auf der Resonanz-Wechselwirkung zwischen elektromagnetischen Wellen (Radiowellen) und bestimmten Atomkernen der zu untersuchenden Substanz, die sich (bevorzugt in gelöster Form) in einem sehr starken homogenen Magnetfeld befindet. Für die NMR geeignet sind Atomkerne mit einem magnetischen Moment, die sich wie kleine Stabmagnete im Magnetfeld ausrichten [2]. Die am häufigsten untersuchten Atomkerne sind  $^1\text{H}$  und  $^{13}\text{C}$ , daneben sind für Baustoffe auch  $^{19}\text{F}$ ,  $^{29}\text{Si}$  und  $^{31}\text{P}$  von Interesse. Zu den Vorteilen der NMR-Spektroskopie gehören die verbindungsunabhängige Signalintensität und die klare Spektrenstruktur, die auch bei Substanzgemischen eindeutige Quantifizierungen ermöglichen.

Bei den Untersuchungen wurde davon ausgegangen, dass organische Verbindungen in mineralischen, zementgebundenen Baustoffen in der Regel nur in bestimmten Anteilen irreversibel in die mineralische Struktur eingebunden sind. Dies bedeutet, dass ein Teil dieser organischen Verbindungen prinzipiell aus der Matrix herausgelöst werden kann und damit einer Bestimmung zugänglich ist.

Der Nachweis des in einem Beton verwendeten organischen Betonzusatzmittels basiert auf der Kombination der beiden Teilschritte

1) Extraktion (Auslaugung) der nur physikalisch eingebundenen Anteile aus der Matrix mit einem geeigneten Lösungsmittel

2) Nachweis von Art und Menge des extrahierten Stoffs durch Kernresonanzspektroskopie

Für die Extraktion unterschiedlich polarer Verbindungen in Betonzusatzmitteln aus Zementstein/ Beton wurden Lösemittel unterschiedlicher Polarität eingesetzt:

Dichlormethan (unpolares Lösungsmittel), Wasser (polarer Eluent) sowie Mischungen organischer Lösemittel (Methanol , Aceton) mit Wasser (1:1).

Die mit Zusatzmitteln versetzten Zementproben wurden vor der Extraktion (Eluation) mechanisch zerkleinert und auf < 2 mm aufgemahlen. Diese mahlfeinen Proben wurden bei erhöhter Temperatur ( 60 °C) über einen längeren Zeitraum (in der Regel fünf Tage) ausgelaugt, dabei wurden die Proben arbeitstäglich mehrfach geschüttelt.

### **Zusatzmittel auf Basis von Naphthalinsulfonat (NFS)**

Betonzusatzmittel auf der Basis von Naphthalinsulfonat lassen sich durch charakteristische Fingerprints in der Kernresonanzspektroskopie nachweisen. Die in wässrigen Extrakten zementgebundener Baustoffproben nachweisbaren Naphthalinsulfonate (Derivate des Naphthalinsulfonats) sind gegenüber dem Naphthalinsulfonat der Ausgangsverbindungen chemisch modifiziert (derivatisiert) (vgl. Tab. 2) und unterscheiden sich chemisch von dem in der Literatur [3] beschriebenen, monomeren Naphthalinsulfonat [4].

In den Dichlormethanextrakten der mit NFS versetzten Zementsteinproben kann zusätzlich eine weitere, wegen ihrer Löslichkeit in Dichlormethan wahrscheinlich unpolare Verbindung auf Basis von Naphthalinsulfonatderivaten nachgewiesen werden. Bei dieser Verbindung handelt es sich jedoch eindeutig nicht um Naphthalin. Dieses Naphthalinsulfonatderivat ist bei sämtlichen naphthalinsulfonathaltigen Betonzusatzmitteln identisch und unterscheidet sich (belegbar über NMR-Spektren) von den Naphthalinsulfonatderivaten der wässrigen (polaren) Extrakte. Auch in den Ausgangsverbindungen ist diese Komponente bereits nachweisbar. Aus dem Vergleich der wässrigen Eluate mit den Dichlormethanextrakten kann der Anteil dieses dichlormethanolöslichen Anteils abgeschätzt werden. Je nach Produkt sind zwischen < 10 % und 20 % dieses Naphthalinsulfonatderivats (bezogen auf den mobilisierbaren Anteil) in den Zementsteinproben enthalten. Damit ist davon auszugehen, dass es sich bei Zusatzmitteln auf NFS-Basis um ein Gemisch unterschiedlich polarer Naphthalinsulfonate handelt, wobei ein Teil der Naphthalinsulfonate zusätzlich erst durch Reaktion mit dem Zement verändert (derivatisiert) wird. Dieses veränderte (derivatisierte) Reaktionsprodukt steht für den Nachweis (bei  $\delta = 7,5 - 8,3$  in  $D_2O$ ) von NFS in Zement nach Extraktion mit Wasser der Analyse zur Verfügung.

## Zusatzmittel auf Basis von Polycarboxylat (PCE)

Betonzusatzmittel auf Basis von Polycarboxylatethern (PCE) bestehen aus einem Polycarboxylatgrundgerüst, dessen Säurekomponenten mit Polyolen verestert sind [5]. Im Falle der Zusatzmittel B und D ist ein Polyacrylat-Grundgerüst mit Polyethylenglykolen (genauer Methyletherderivate der Polyethylenglykole) verschiedener Kettenlänge verestert. Dabei kann mittels NMR nicht unterschieden werden, ob neben den veresterten Polyethylenglykolderivaten nicht verestertes „freies“ Polyethylenglykol in den Originalprodukten vorhanden ist. Beide Komponenten, das Polyacrylatgrundgerüst und die Polyethylenglykoleseitenkette, sind in den Ausgangsprodukten nachweisbar (vgl. Tab. 2).

Bei Zusatzmitteln, die Polyacrylat/Polycarboxylat enthalten, treten in den Wasser-, Methanol- und Aceton/H<sub>2</sub>O (1:1)-Extrakten zementgebundener Baustoffproben charakteristische Ethoxyverbindungen auf (charakteristische Fingerprints bei  $\delta = 3,45 - 3,65$  in D<sub>2</sub>O). Dabei handelt es sich um Methylether des Polyethylenglykols. Diese mobilisierbare Komponente des Wirkstoffs stellt im Falle des Betonzusatzmittels D den Hauptanteil des Wirkstoffs in derartigen Betonzusatzmitteln dar. Das in den Originalproben der entsprechenden Betonzusatzmittel nachweisbare Polycarboxylat (Polyacrylat)-Grundgerüst ist dagegen in den wässrigen Eluaten sowie im Dichlormethanextrakt nicht mehr nachweisbar. In den Eluaten treten ausschließlich die oben angeführten charakteristischen Ethoxyverbindungen (Polyethylenglykole) auf. Diese Wirkstoffkomponente kann entweder aus einer alkalischen Verseifung der Ester stammen und/oder es handelt sich um „freie“ nicht veresterte Polyethylenglykole, die bereits im Ausgangsprodukt enthalten sind. Polyethylenglykole sind damit die für den Nachweis von BZM auf Basis von Polycarboxylaten zur Verfügung stehenden Verbindungen. Neben dem in allen wässrigen Eluaten nachweisbaren Polyethylenglykol (Derivat) kann auch die im Produkt D enthaltene p-Toluolsulfonsäure (bzw. das Salz der p-Toluolsulfonsäure) in den wässrigen Eluaten sicher nachgewiesen werden. Die in den wässrigen Lösungen auftretenden Konzentrationen sind jedoch so niedrig, dass der lösliche bzw. eluierbare Anteil an p-Toluolsulfonsäure mit < 10 mg/kg Zementstein angegeben werden kann.

## Zusatzmittel auf Basis von Ligninsulfonat

Ligninsulfonate weisen wenig charakteristische <sup>1</sup>H-NMR Spektren auf. Ligninsulfonat ist in den Ausgangsprodukten B und E (bei  $\delta = 6,6 - 7,1$  in D<sub>2</sub>O) nachweisbar (vgl. Tab. 2). In den vorliegenden Extrakten von Zementsteinen mit Betonzusatzmitteln B bzw. E kann kein signifikanter Hinweis auf Ligninsulfonat erkannt werden. Die Tatsache, dass in keinem der Extrakte bzw. Eluate Hinweise auf Ligninsulfonate gefunden werden konnten, kann auf drei Ursachen zurückzuführen sein:

- entweder ist die Empfindlichkeit der angewandten Methode für Verbindungen dieses Typs so gering, dass auch größere eluierte Mengen nicht nachgewiesen werden können
- oder der Gehalt an Ligninsulfonat in den Originalprodukten (B und E), der im Vergleich zu den anderen Wirkstoffen dieser Betonzusatzmittel relativ gering ist, ist so



klein, dass aus den hier untersuchten Zusatzmitteln de facto kein Ligninsulfonat ausgewaschen wird

- oder die Löslichkeit für den Wirkstoff Ligninsulfonat ist so niedrig, dass Ligninsulfonat praktisch über den Wasserpfad nicht als mobilisierbar anzusehen ist.

Für die hier untersuchten BZM mit Ligninsulfonaten als Wirkstoff (B und E) konnte mit der gewählten Methode keine für den Nachweis dieses BZM-Wirkstoffs charakteristische mobile Verbindung gefunden werden.

## Hilfsstoffe und Verunreinigungen

Neben den Wirkstoffen enthalten die untersuchten Betonzusatzmittel produktabhängig eine Reihe weiterer Begleitstoffe bzw. Verarbeitungshilfsmittel (vgl. Tabelle 2). Neben allgegenwärtigen Substanzen wie Formiat und Acetat lassen sich mittels Gaschromatographie/Massenspektrometrie Lösemittel in den Ausgangsprodukten nachweisen. Dabei handelt es sich zumeist um Verunreinigungen im Spurenbereich (< 100 mg/kg Betonzusatzmittel). Ausnahmen sind Lösevermittler wie *t*-Butyl-*o*-Xylol und Dekahydro-naphthalin (Decalin), die in höheren Konzentrationen in verschiedenen Produkten enthalten sind. Die de facto allgegenwärtigen Verbindungen Formiat und Acetat sind mit Ausnahme des Zusatzmittels D bereits in allen Produkten in mehr oder minder großen Konzentrationen enthalten.

In allen Eluaten der zusatzmittelhaltigen Baustoffproben, aber auch in denen der Referenzproben (Zementstein und Beton ohne Zusatzmittel) konnten diese leicht löslichen Salze der Ameisen- und Essigsäure nachgewiesen werden. Die eluierten Formiat- bzw. Acetatmengen reichen von < 5 mg/kg für Zementstein ohne Zusatzmittel bis zu 30 mg/kg für Zementstein mit Zusatzmittel auf der Basis von Naphthalinsulfonat. Der Nachweis der Formiate und Acetate in den wässrigen Zementsteinproben (BZM-haltig und BZM-frei) zeigt, dass der Nachweis von BZM über Summenparameter wie TOC (total organic carbon), wenn überhaupt, nur mit Einschränkungen möglich ist.

Abgesehen von Betonzusatzmittel D, einem Fließmittel der neuen Generation, ist in sämtlichen untersuchten Zusatzmitteln Tributylphosphat in den Eluaten nachweisbar. Leicht flüchtige Inhaltsstoffe wie Methanol, Isopropanol, *n*- und Cycloalkane sind methodenbedingt nicht mehr in den Eluaten nachweisbar. Verunreinigungen, die vom Zement herrühren, wie aliphatische Kohlenwasserstoffe, finden sich in allen untersuchten Dichlormethan-Extrakten.

## Mobilisierbare Komponenten

Für die Erfassung der mobilisierbaren Inhaltsstoffe sind Untersuchungen mit den Eluenten Wasser bzw. Dichlormethan ausreichend. Die Ergebnisse sind in Tabelle 2 zusammengefasst dargestellt. In den anderen Eluenten wie Methanol bzw. Aceton/H<sub>2</sub>O sind keine Inhaltsstoffe nachweisbar, die nicht bereits in den wässrigen Eluaten identifiziert werden konnten. Daher wird im folgenden nur auf die Ergebnisse der Eluationen mit Wasser und Dichlormethan eingegangen. Die Quantifizierung organischer Verbindun-

gen aus  $^1\text{H-NMR}$ -Spektren auf Wasserbasis weist bekanntermaßen höhere Ungenauigkeiten auf. Trotz dieser methodenbedingten Einschränkungen in bezug auf die Genauigkeit bei der Auswertung sind folgende Feststellungen möglich:

Je nach Art und Menge des Zusatzmittels sind ca. 5 – 30 % der zugegebenen Wirkstoffmengen prinzipiell mobilisierbar, wenn zusatzmittelhaltige Zementsteinproben in gemahlener Form über längere Zeiträume und bei erhöhten Temperaturen (5 Tage bei  $60^\circ\text{C}$ ) mit Wasser ausgelaugt werden. Die eluierten Wirkstoffmengen sind i.d.R. kleiner als 100 mg Wirkstoff pro kg Zement. Übertragen auf Beton und einer Dosierung des Zusatzmittels von 0,5 % bedeutet dies, dass unter den gewählten Bedingungen ungefähr 3 – 8 % des Wirkstoffs und/oder dessen Derivaten mobilisierbar sind. Eine Erhöhung der Dosierung des Betonzusatzmittels (um das Vierfache) korreliert bei sämtlichen Inhaltsstoffen mit einer Erhöhung der jeweils eluierbaren/extrahierbaren Mengen an Wirkstoff (Faktor 2 – 6) (Bilder 1). Damit kann ausgehend von erhärteten Betonproben und entsprechenden Vergleichsproben mit bekanntem Zusatzmittelgehalt mit den gewählten Methoden eine Abschätzung der eingesetzten Zusatzmittelmenge vorgenommen werden. Auch ohne entsprechende Vergleichsproben kann entschieden werden,

- ob Betonzusatzmittel eingesetzt und welches Betonzusatzmittel verwendet wurde.
- Neben den wirkstoffspezifischen Komponenten der Betonzusatzmittel sind über den Wasserpfad auch die als Entschäumer verwendeten Verbindungen Tributylphosphat und p-Toluolsulfonsäure nachweisbar. Tributylphosphat konnte mit der gewählten Methode im Gegensatz zu p-Toluolsulfonsäure nicht in den Originalprodukten nachgewiesen werden (vgl. Tab. 2 BZM D). Die mobilisierbaren Mengen liegen in der Regel zwischen  $< 5 \text{ mg/kg}$  (für Tributylphosphat) bzw.  $< 10 \text{ mg/kg}$  (für p-Toluolsulfonsäure). Hauptmenge an organischen Verbindungen in den Eluat (neben den Wirkstoffkomponenten) sind die Salze der Ameisen- und Essigsäure (Formiate und Acetate ca. 20 – 30 mg/kg Zement).
- In Betonproben mit Naphthalinsulfonat als BZM hier zugesetzt als reiner Wirkstoff in Konzentrationen von 1% und 2,3 % (bezogen auf den Zement) kann das BZM sicher nachgewiesen werden (vgl. Tab.2 – Beton). Die entsprechenden Eluatkonzentrationen lassen einen Rückschluss auf die eingesetzte Menge an BZM zu. In den Eluat dieser Betone (Referenzbeton und Betone mit BZM) sind zusätzlich Triethanolamin, sowie aliphatische Kohlenwasserstoffe nachweisbar.
- Für Betonzusatzmittel auf Basis von Naphthalinsulfonat liegen die über NMR erfassbaren, unter diesen Versuchsbedingungen maximal eluierbaren Wirkstoffmengen bei 20 – 30 % der Menge an eingesetztem Wirkstoff. Sie liegen damit etwa um den Faktor 2 höher als entsprechende Daten aus anderen Arbeiten [3,6,7]. Diese Unterschiede in den eluierbaren Anteilen sind auf erhöhte Temperatur und die wesentlich längeren Auslaugungszeiten, wie sie hier gewählt wurden, zurückzuführen. Die hier vorgestellten Werte stellen nach unserer Ansicht somit eine obere, maximale Grenze für die eluierbaren Wirkstoffmengen dar.

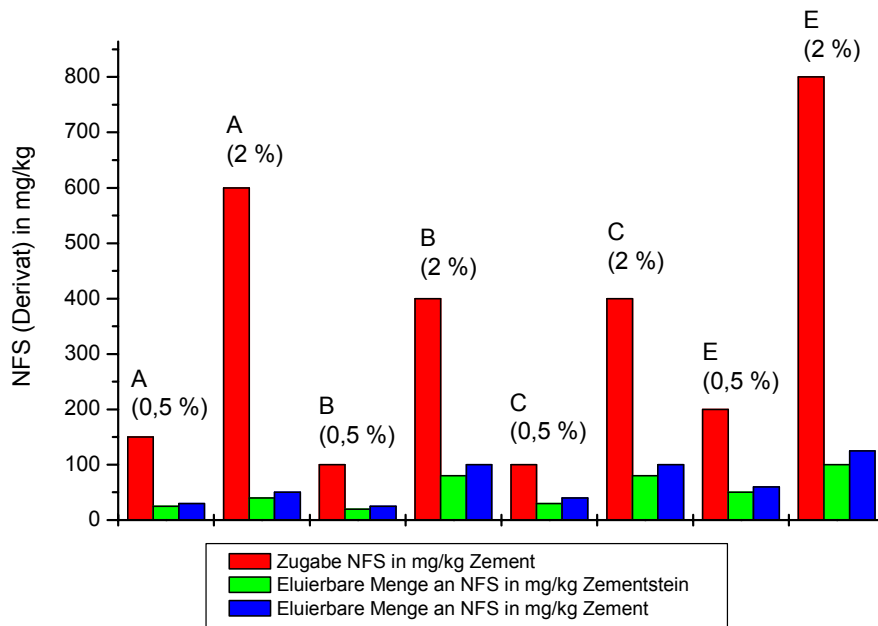
Tabelle 2

Identifizierte Inhaltsstoffe der eingesetzten Betonzusatzmittel (BZM) – Extraktion aus Zementstein und Beton - Ergebnisse der Auswertung der <sup>1</sup>H-Kernresonanzspektren ( <sup>1</sup>H –NMR)

BZM	Inhaltsstoffe im BZM (Nachweisverfahren <sup>1</sup> H NMR)	Im wässrigen Extrakt nach- gewiesen
<b>Zementstein</b>		
A	Naphthalinsulfonat, Polyacrylat Formiat, Acetat, Methanol, Isopropanol	Naphthalinsulfonat (derivatisiert) Formiat, Acetat
B	Naphthalinsulfonat Ligninsulfonat, Polyacrylat Polyethylenglykol (Derivat), Formiat, Acetat, Methanol, Isopropanol	Naphthalinsulfonat (derivatisiert) Polyethylenglykol (Derivat) Formiat, Acetat
C	Naphthalinsulfonat Formiat, Acetat, Methanol, Isopropanol	Naphthalinsulfonat (derivatisiert), Formiat, Acetat
D	Polycarboxylat Polyethylenglykol (Derivat) p-Toluolsulfonsäure	Polyethylenglykol (Derivat) p-Toluolsulfonsäure Formiat, Acetat
E	Naphthalinsulfonat Formiat, Acetat, Methanol, Isopropanol; Ligninsulfonat (Nebenbe- standteil)	Naphthalinsulfonat (derivatisiert) Formiat, Acetat
<b>Beton</b>		
BZM	Wirkstoff (Reinsubstanz)	Im wässrigen Extrakt nach- gewiesen
Referenzbeton ohne BZM	- -	Triethanolamin, Formiat, Acetat,
B2 (w/z = 0,5) BZM = 2,3 %	Naphthalinsulfonat	Naphthalinsulfonat (derivatisiert), Formiat, Acetat, Triethanolamin
B 3 (w/z = 0,6) BZM = 1,0 %	Naphthalinsulfonat	Naphthalinsulfonat (derivatisiert), Formiat, Acetat, Triethanolamin

Bild 1

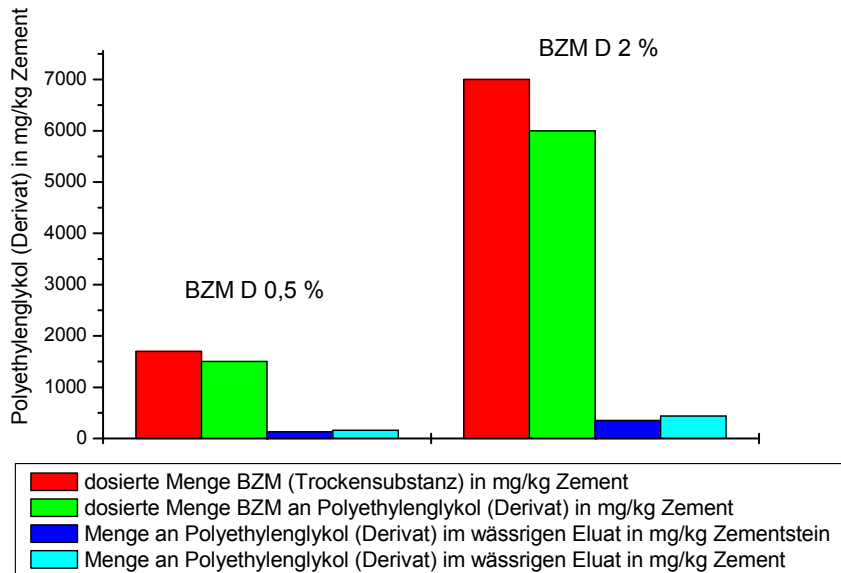
Vergleich von zugesetzter Menge an Naphthalinsulfonat (NFS) mit dem in wässrigen Eluaten ermittelten Konzentrationen bzw. Mengen an eluierbarem Naphthalinsulfonat (NFS) für Zementstein ( $w/z=0,5$ ) für die Zugabe von 0,5 % und 2 % Betonzusatzmittel bezogen auf die jeweilige Zementsteinprobe (ausgehärteter Zement) und Zement (berechnet aus eingesetzter Menge Zement)



Anders ist die Situation für Betonzusatzmittel mit dem Wirkstoff Polycarboxylatether. Zwar gilt auch für diesen Wirkstoff, dass eine Erhöhung der Wirkstoffmenge zu einer Erhöhung der eluierbaren Anteile führt (Bild 2). Die entsprechenden Wiederfindungsraten sind jedoch vom spezifischen Betonzusatzmittel abhängig. Sie liegen im Fall des Zusatzmittels D bei ca. 5 %, wobei die Absolutmengen 350 mg/kg Zementstein nicht überschreiten. Im Falle des Zusatzmittels B sind die Wiederfindungsraten dieses Wirkstoffs höher, die Absolutmengen jedoch wesentlich niedriger, wobei eine genaue Quantifizierung infolge des niedrigen Polyacrylatgehalts im Originalprodukt (Minoritätskomponente) nicht durchgeführt werden konnte.

Bild 2

Vergleich von zugesetzter Menge an Polyethylenglykol (Derivat) mit dem in den wässrigen Eluaten ermittelten Konzentrationen bzw. Mengen an eluierbarem Polyethylenglykol (Derivat) für Zementstein ( $w/z=0,5$ ) für die Zugabe von 0,5 % und 2 % Betonzusatzmittel bezogen auf die jeweilige Zementsteinprobe (ausgehärteter Zement) und Zement (berechnet aus eingesetzter Menge Zement)



## Diskussion

Zur Identifizierung der eingesetzten Betonzusatzmittel und zur Abschätzung der eingesetzten Zusatzmittelmengen wurden die mobilisierbaren Anteile von Zusatzmitteln in zementgebundenen Baumaterialien und die Menge mobiler Reaktionsprodukte **wurden** bestimmt. Die löslichen Verbindungen aus zusatzmittelhaltige Baustoffproben wurden mit verschiedenen Eluenten (organischen Lösemitteln und dest. Wasser) herausgelöst. Die Identifizierung und Quantifizierung der relevanten löslichen Verbindungen in Zusatzmitteln und Extrakten erfolgte mit Kernresonanzspektroskopie ( $^1\text{H}$  NMR). Die Untersuchungen zur Bestimmung der Verunreinigungen der Ausgangsprodukte durch Lösemittel erfolgte mit Gaschromatographie/Massenspektrometrie.

Im folgenden sind die wesentlichen Ergebnisse kurz aufgeführt:

- 1) Die Wirkstoffe des bei der Herstellung von Beton- oder Zementmörtelproben verwendeten Betonzusatzmittels können mit Ausnahme von Ligninsulfonat anhand charakteristischer Fingerprints im  $^1\text{H}$ -NMR Spektrum der Eluate sicher nachgewiesen werden.
- 2) Die eluierbaren Mengen der Zusatzmittel korrelieren mit der zugegebenen Menge der Betonzusatzmittel. Mit Hilfe von Vergleichsproben kann die zur Herstellung erhärteter Betonproben ursprünglich eingesetzte Zusatzmittelmenge abgeschätzt werden.

- 3) Bei Zusatzmitteln auf der Basis von Naphthalinsulfonat unterscheiden sich die Naphthalinsulfonate der wässrigen Extrakte zementgebundener Baustoffe chemisch von denjenigen der Ausgangsprodukte.
- 4) Bei Zusatzmitteln auf der Basis von Polycarboxylat/Polyacrylat ist in den wässrigen Extrakten nur die Komponente Polyethylenglykol mobil. Die andere Komponente des Wirkstoffs – das Polycarboxylat-Grundgerüst – kann in wässrigen Extrakten von Beton oder Zementmörtel nicht nachgewiesen werden.
- 5) Neben den wirkstoffspezifischen Komponenten sowie allgegenwärtigen Formiat, Acetat und ggf. geringen Mengen Tributylphosphat bzw. p-Toluolsulfonsäure (bzw. deren Salze) sind keine weiteren organischen Inhaltsstoffe über den Wasserpfad mobilisierbar.

## Literatur

- [1] Reul, H.: *Handbuch Bauchemie*, Verlag für chem. Industrie, H. Ziolkowsky KG, Augsburg, 1991.
- [2] Williams, D. H., Fleming, I.: *Spektroskopische Methoden in der organischen Chemie*, Georg Thieme Verlag, Stuttgart, 1968.
- [3] Herb, H.: *Zur Mobilisierung von sulfonathaltigen Betonzusatzmitteln aus Zementstein*, Dissertation Universität Karlsruhe, 2001.
- [4] The Aldrich Library of  $^{13}\text{C}$  und  $^1\text{H}$  FT NMR Spectra, *Edition I: Pouchert, C.J., Behnke, J., Vol. 2*, Aldrich Chemical Company Inc., 1993.
- [5] Plank, J., Hirsch, Ch., Winter, Ch., Chatziagorastou, P.: *Neues zur Wirkungsweise von Polycarboxylat-basierten Fließmitteln*, 15. ibausil Weimar, September 2003, Tagungsband 1-1393 – 1-1407.
- [6] Spanka, G., Thielen, G.: *Untersuchungen zum Nachweis von verflüssigenden Betonzusatzmitteln und deren Sorptions- und Eluationsverhalten Beton 45 (1995) S. 320-327.*
- [7] Ruckstuhl, S.: *Environmental exposure assessment of sulfonated naphthalene formaldehyde condensates and sulfonated naphthalenes applied as concrete superplasticizers*, Dissertation Naturwissenschaften ETH Zürich, Nr. 14477, 2002.

# Verwendung nichtrostender Stähle in der Befestigungstechnik – Stellungnahme zum korrosionstechnischen Regelwerk

*U. Nürnberger*

Interner Bericht

## Zusammenfassung

Der Beitrag diskutiert Aussagen der DIN 18516 (Außenwandbekleidungen, hinterlüftet) und der bauaufsichtlichen Zulassung „Bauteile und Verbindungselemente aus nichtrostenden Stählen“ im Hinblick auf deren Anforderungen zum Korrosionsverhalten der Befestigungselemente. Dabei werden insbesondere neuere Erkenntnisse zum geänderten Klima- und Korrosionsverhalten nichtrostender Stähle unter atmosphärischen Korrosionsbedingungen berücksichtigt. Bei Anschweißankern einer Widerstandsklasse III wird aus hiesiger Sicht die geforderte Entfernung der Anlauffarben als nicht erforderlich angesehen, wenn es sich, wie bei einer Fassade in der Umgebung einer Korrosivitätskategorie C 2 und C 3 nach DIN EN ISO12944 der Fall, um eine atmosphärische Belastung „gering“ bis „mäßig“ ohne dauernde Feuchte und ohne merkliche Schadstoffbelastung handelt. Ebenso wird es aus korrosionstechnischer Sicht als unnötig erachtet, dass umlaufende Schweißnähte zum Zwecke einer Verminderung von schädigender Korrosion in Spalten dicht geschweißt oder mit Dichtstoffen geschlossen werden müssen.

## 1. Einleitung

Aus Gründen des Wetterschutzes und der optischen Gestaltung werden die Außenwände von Gebäuden vielfach mit Bekleidungsschichten versehen. Falls die Außenbekleidung, mittels spezieller Halterungen in einem gewissen Abstand vor der Wand aufgehängt wird, so dass zwischen der Wand und der Bekleidung ein mit der Außenluft in Verbindung stehender Luftspalt vorhanden ist, so spricht man von einer „hinterlüfteten Außenwandbekleidung“. Die innere Wandschale übernimmt die tragende Aufgabe, die auf der Wand befestigten Wärmedämmstoffe die wärmedämmende Funktion und die Außenbekleidung den Wetterschutz und die ästhetische Gestaltung.

Die hinterlüftete Außenwandbekleidung (Bild 1) kann sich zusammensetzen aus

- einer Bekleidung aus z. B. Metall-, Keramik- oder Naturwerksteinplatten mit offenen oder geschlossenen Fugen,
- Befestigungen, welche die Bekleidung an der Unterkonstruktion mechanisch befestigen,
- einer Unterkonstruktion aus z. B. metallischen Tragprofilen,
- den metallischen Verbindungen, welche jeweils Teile der Bekleidung oder Unterkonstruktion untereinander verbinden,
- den Verankerungen, welche die Unterkonstruktion mechanisch in der Wand verankern,

- gegebenenfalls einer auf der Außenwand aufliegenden Wärmedämmstoffschicht und Dämmstoffhalter.

Allen Konstruktionsteilen innerhalb der Fassade kommt aus sicherheitstechnischer Sicht eine wesentliche Bedeutung zu. Sie übertragen die Lasten aus dem Eigengewicht aller Fassadenelemente sowie zusätzlich wirkende dynamische Windlasten auf das Bauwerk. Die für die Lastübertragung zur Verfügung stehenden Querschnitte dieser Bauelemente sind im Vergleich zum Gesamtbauwerk relativ klein. Bei starker abtragen-der Korrosion oder korrosionsbedingter Rissbildung hätte die Querschnittsminderung signifikante Auswirkungen auf die Funktionsfähigkeit und Sicherheit tragender Elemente. Für die gesamte hinterlüftete Außenwandkonstruktion ist daher eine ausreichende Korrosionsbeständigkeit der metallischen lasttragenden Bauteile zu gewährleisten. Dieses wird am ehesten von nichtrostenden Stählen erfüllt. Eine hohe Beständigkeit dieser Werkstoffe gegenüber Angriffen auch unter ungünstigen vorherrschenden Korrosionsverhältnissen (Feuchte plus Schadstoffe) garantiert zuverlässiges Tragverhalten und Sicherheit. Andere herkömmliche Schutzsysteme, von denen die häufig angewendete Feuerverzinkung stellvertretend genannt sei, erfüllen diese Anforderungen nicht. Der wesentlichste Grund gegen eine Anwendung von verzinktem Stahl in der Befestigungstechnik im Außenbereich ist die hohe Anfälligkeit der Verzinkung gegen gelegentlich auftretende, auch länger andauernde Feuchte.

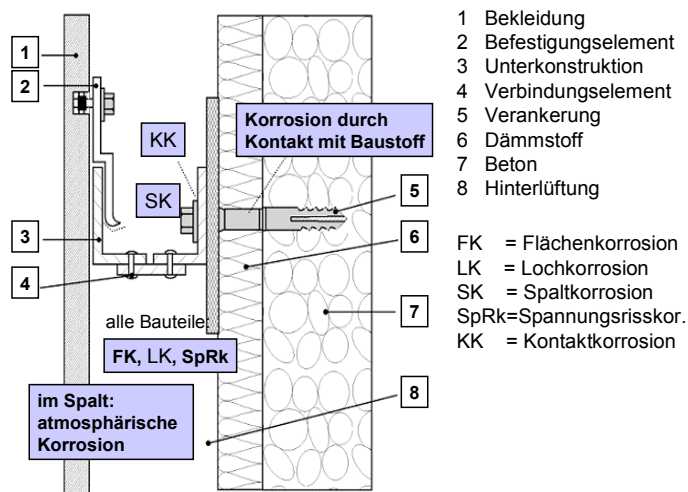


Bild 1. Situationsbeschreibung bei hinterlüfteten Außenwandbekleidungen aus Sicht der Korrosion



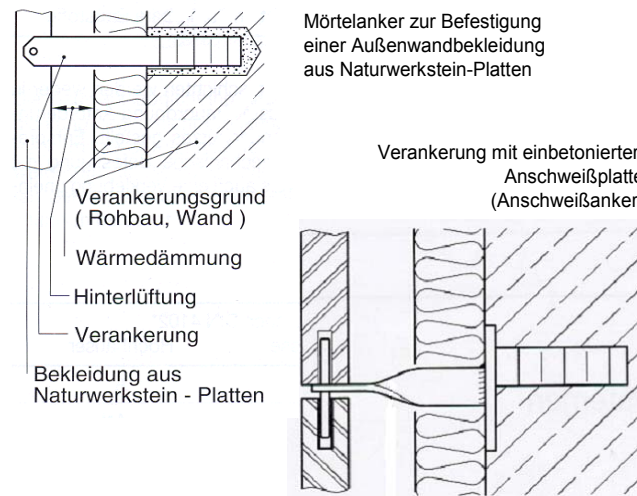


Bild 2. Mörtelanker und Anschweißanker für Naturwerksteinfassaden

Aus der Funktionstrennung von Teilen der Fassade resultieren für die zweischalige Außenwandkonstruktion zahlreiche Variationsmöglichkeiten bezüglich der Bekleidungsmaterialien und Befestigungselemente. Aus wirtschaftlichen Gründen und wegen ihrer architektonischen Vorzüge empfehlen sich hinterlüftete Außenwandbekleidungen aus Naturwerkstein, die hier stellvertretend näher behandelt werden sollen. Diese sind häufig direkt oder über eine Unterkonstruktion kraftschlüssig mit dem Verankerungsgrund verbunden. Zur Befestigung der Naturwerkstein-Platten existieren Mörtelanker, Anschraubanker und Anschweißanker, die mit unterschiedlicher Häufigkeit wegen ihrer Preis- und Einbauvorteile für bestimmte konstruktive Situationen bzw. spezielle Lösungen auch kombiniert eingesetzt werden. Bild 2 zeigt schematisch den Mörtel- und Anschweißanker.

Die metallischen Befestigungs-, Verbindungs- und Verankerungselemente und auch die Unterkonstruktion im Luftspalt hinter der Bekleidung kommen mit der Atmosphäre in Berührung und stehen gleichzeitig zumindest abschnittsweise mit Baustoffen wie Beton, Dämmstoff oder Holz in Berührung. Die bei hinterlüfteten Außenwandbekleidungen zu erwartende korrosive Belastung im Luftspalt ergibt sich aus den einwirkenden atmosphärischen Einflüssen in engem Zusammenhang mit bauphysikalischen Parametern des Wandaufbaus. In Anwesenheit von Feuchte und spezifisch wirkenden Schadstoffen sind in Abhängigkeit von der Werkstoffwahl und konstruktiven Gegebenheiten wie Spalte und Schweißverbindungen theoretisch Korrosionsvorgänge wie Flächenkorrosion, Loch- und Spaltkorrosion, Spannungsrisskorrosion und Kontaktkorrosion möglich. Bei Bewitterung in der umgebenden Atmosphäre beschränkt sich die Korrosion im Regelfall allerdings auf geringfügige flachmuldige Angriffe mit leichter Rostbildung. Eine Angriffstiefe ist unter atmosphärischen Korrosionsbedingungen mit Werten weit unter 0,1 mm stets sehr gering und spielt für die Tragwirkung von Bauteilen keine Rolle. Die Korrosionsbelastung durch Baustoffe ist meist noch geringer und nur in seltenen Fällen sind chemische Einwirkungen auf nichtrostende Stähle aus feuchten Baustoffen möglich. In diesem Beitrag soll die Korrosion aus Baustoffen vernachlässigt werden.

## 2. Den Korrosionsschutz betreffende Normen bzw. Richtlinien

Die zuständigen, den Korrosionsschutz betreffenden Regelwerke von Konstruktionsteilen bei hinterlüfteten Außenwandbekleidungen sind:

- die DIN 18516, Teil 1 (1990) „Außenwandbekleidungen, hinterlüftet“ [1], und
- die bauaufsichtliche Zulassung Z-30.3.6 „Bauteile und Verbindungsmittel aus nichtrostenden Stählen“ (1999) des DIBt in Berlin [2].

Behandelt und geregelt wird ausschließlich die technische Korrosionsbeständigkeit (sicherheitsrelevante Aspekte des Korrosionsschutzes) und nicht die dekorative Beständigkeit (z. B. Verfärbungen durch Korrosionsprodukte). Für Bauteile und Verbindungselemente aus nichtrostenden Stählen sind im Sinne der Zulassung Wanddickenabnahmen durch Loch- bzw. Spaltkorrosion und die Spannungsrisskorrosion von Bedeutung [3-4].

Die in der bauaufsichtlichen Zulassung aufgeführten Stahlsorten erfüllen Anforderungen an bestimmte Korrosionsbelastungen und sind in Widerstandsklassen eingeteilt (Tabelle 1). Für normal bewitterte hinterlüftete Fassadenkonstruktionen sind Stähle einer Widerstandsklasse II und III zu berücksichtigen:

Die **Widerstandsklasse II** bedeutet geringe Anforderungen für den Korrosionsschutz. Hierzu gehören zugängliche Konstruktionen ohne nennenswerte Beanspruchung mit Schadstoffen (Chloride, Schwefeldioxid). Die **Widerstandsklasse III** bedeutet mäßige Anforderungen für den Korrosionsschutz. Typische Anwendungen sind Konstruktionen mit mäßiger Chlorid- und Schwefeldioxidbelastung aus Industrie, Verkehr sowie Meeresatmosphäre; auch alle unzugänglichen Konstruktionen (siehe unten) werden mindestens in diese Widerstandsklasse eingeordnet. Eine schädliche Aufkonzentration der Schadstoffe muss ausgeschlossen sein, sonst ist die Widerstandsklasse IV erforderlich. Insgesamt lässt die Definition der Korrosionsbelastung einen relativ breiten Spielraum, da Begriffe wie „gering, mäßig und hoch“ nicht ausreichend quantifiziert sind, was bei Anwendern zu Verunsicherungen führt.

Tabelle 1. Einteilung der Stähle für das Bauwesen in Widerstandsklassen, ausgenommen Hallenschwimmbäder [2]

Werkstoff-Nr.	Kurzname	Widerstandsklasse	Korrosionsbelastung und typische Anwendungen
1.4003 1.4016	X2Cr 11 X6Cr 17	I	Innenräume, <b>unbedeutende Korrosionsbelastung</b>
1.4318 1.4567 1.4301 1.4541	X2CrNiN 18-7 X3CrNiCu 18-9 X5CrNi 18-10 X6CrNiTi 18-10	II	zugängliche Konstruktionen ohne nennenswerte Gehalte an Chloriden und Schwefeldioxid ( <b>geringe Korrosionsbelastung</b> )
1.4401 1.4404 1.4571 1.4439	X5CrNiMo 17-12-2 X2CrNiMo 17-13-2 X6CrNiMoTi 17-12-2 X2CrNiMoN 17-13-5	III	unzugängliche Konstruktionen mit <b>mäßiger</b> Chlorid- und Schwefeldioxid- <b>Belastung</b>
1.4462 1.4539 1.4529 1.4565 1.4547	X2CrNiMoN 22-5-3 X1NiCrMoCuN 25-20-5 X1NiCrMoCuN 25-20-7 X3CrNiMnMoNbN 23-17-5-3 X1CrNiMoCuN 20-18-7	IV	Konstruktionen mit <b>hoher Korrosionsbelastung</b> durch Chloride und Schwefeldioxid (auch bei Aufkonzentration der Schadstoffe, z. B. bei Bauteilen in Meerwasser und in Straßentunneln)

Wegen der von verschiedener Seite gesehenen möglichen korrosionsbedingten Einschränkung der Dauerhaftigkeit von Befestigungsmitteln wird der Umgang mit Anlaufnarben bei Schweißverbindungen, Spalten und Mischverbindungen (Kontaktkorrosion) in den genannten Vorschriften geregelt:

- Die Anforderungen an den Korrosionsschutz von Befestigungselementen richten sich nach deren Zugänglichkeit. Zugänglich bedeutet, dass alle Stahlbauteile ohne wesentliche bauliche Veränderungen erreichbar sind, damit deren Schutz kontrolliert und im Bedarfsfall mit vertretbarem Aufwand instandgesetzt werden kann. Bei unzugänglichen Konstruktionen im Freien werden die Anforderungen an den Korrosionsschutz gegenüber zugänglichen formal um eine Stufe erhöht. Beispielsweise Bauteile hinter Bekleidungen aus Naturwerkstein-Platten gelten i. Allg. als schwer zugänglich. Für Bauteile von zugänglichen bzw. unzugänglichen Fassaden werden bei einer Anwendung von nichtrostenden Stählen Sorten mind. einer Widerstandsklasse II bzw. III nach bauaufsichtlicher Zulassung gefordert.
- Schweißverbindungen, die nicht unter Schutzgas erstellt werden, weisen unmittelbar neben der Schweißnaht einen schmalen Saum, sog. Anlaufnarben, auf (dünne Oxidschichten, die sich wegen der vorherrschenden hohen Temperaturen des Lichtbogens von 3000 bis 4000 ° C bilden), welche das Korrosionsverhalten (die Passivierung) von nichtrostenden Stählen an diesen Stellen unter Korrosionsbelastung nachteilig beeinflussen können [5]. Zum Zwecke des Korrosionsschutzes wird daher bei geschweißten Befestigungselementen (z. B. Anschweißankern) die Be-

seitigung von schweißbedingten Anlauffarben gefordert. Bei Stählen einer Widerstandsklasse II sind nur dunklere Anlauffarben als strohgelb zu entfernen. Bei Stählen einer Widerstandsklasse III müssen Anlauffarben grundsätzlich entfernt werden.

- Befestigungen von hinterlüfteten Außenwandbekleidungen bilden untereinander auch konstruktive Spalte, in welchen der Korrosionsangriff im Vergleich zu den spaltenfreien Bereichen je nach verwendetem Werkstoff, je nach Korrosionsbelastung und Spaltgeometrie verstärkt ablaufen kann [5]. Zwecks Vermeidung von Spaltkorrosion wird daher gefordert, unzugängliche Bereiche (z. B. Überlappungen und Spalte) durch Dichtungsmassen oder durch Überschweißen dauerhaft zu verschließen.
- Bei Befestigungen von hinterlüfteten Außenwandbekleidungen sind Mischverbindungen aus verschiedenen Metallen möglich. Über Kontaktkorrosion kann das Korrosionsverhalten eines unedleren Partners (z. B. Aluminium) im Kontakt mit nichtrostenden Stählen nachteilig beeinflusst werden [5]. Es wird daher eine elektrische Isolierung von mechanischen Verbindungsstellen gefordert.

Eine solche Vorgehensweise, nämlich besondere Maßnahmen gegen vor allem schweißnahtinduzierte Lochkorrosion und Spaltkorrosion zu treffen, ist jedoch technisch schwierig bis unmöglich und spricht daher gegen den Einsatz von z. B. Anschweißankern bei manchen Anwendungen. Andererseits bestehen auch berechtigte Zweifel über die Notwendigkeit der o. g. Anforderungen: Sowohl die Anlauffarben als auch fertigungsbedingten Spalte und Mischverbindungen können selbstverständlich nur im Zusammenhang mit einem Vorhandensein von Feuchte und dem gleichzeitigen Einwirken von korrosionsfördernden Substanzen ausreichender Konzentration bei einem an sich korrosionsbeständigen Werkstoff Lochkorrosion bzw. Spaltkorrosion hervorrufen und Kontaktkorrosion bei anderen Metallen begünstigen. Hierzu sind allerdings erhöhte Konzentrationen am SO<sub>2</sub>-sauren und/oder chloridsalzhaltigen Bestandteilen im angreifenden Medium notwendige Voraussetzung, und der nichtrostende Stahl muss unter den vorherrschenden Korrosionsbedingungen diesbezüglich empfindlich (also nicht ausreichend hoch legiert) sein.

Es muss auch berücksichtigt werden, dass Anlauffarben unter den vorherrschenden Baustellenbedingungen häufig nur mit hohem Aufwand, bei bestimmten Ausführungen (z. B. unzugängliche Spalte) gar nicht zu entfernen sind. Dadurch erfolgt die Beseitigung gerade in jenen (unzugänglichen) Bereichen nicht, in welchen theoretisch noch am ehesten mit Korrosion zu rechnen ist. Bei einzelnen Ausführungen von Anschweißankern können die Schweißverbindungen wegen erschwerter oder nicht vorhandener Zugänglichkeit häufig keine umlaufende Schweißnaht erhalten. Dies führt zwangsläufig zu Spaltbildungen zwischen einzelnen Konstruktionsteilen bis zu Spaltbreiten im Millimeterbereich.

Es sollen daher Ausführungen zu nachstehender Fragestellung erfolgen:

- Ist eine Beseitigung der Anlauffarben bei geschweißten Tragankern aus nichtrostenden Stählen einer Widerstandsklasse III (z. B. Stahl der Sorte 1.4401 oder

1.4571) erforderlich, wenn das Bauwerk unter „normalen“ atmosphärischen Korrosionsbedingungen einer Korrosivitätsklasse C 2 und C 3 nach DIN EN ISO 12944 [6] erstellt wird?

- Müssen die umlaufenden Nähte unter den vorgenannten Verhältnissen dichtgeschweißt werden, um eine schädigende Spaltkorrosion unter den vorgenannten Korrosionsbedingungen auszuschließen?

### 3. Korrosionsbelastung in der Atmosphäre

Die Korrosion der Metalle in der freien Atmosphäre nimmt mit steigender Luftfeuchtigkeit und Temperatur sowie dem Gehalt gasförmiger und/oder fester Verunreinigungen in der Luft zu. Welche Bedingungen sich an Bauteilen und Verbindungselementen einstellen, hängt neben den vorgenannten Einflüssen auch von der Konstruktion ab: Aus bauphysikalischen Überlegungen (Transport und Verteilung von Wärme und Feuchtigkeit) ergibt sich im konkreten Fall die Grundlage für die Beurteilung des Korrosionsrisikos.

Für Bauteile aus nichtrostendem Stahl steht bei der Beurteilung des Korrosionsverhaltens die Schadstoffbelastung im Vordergrund, da einerseits hohe Konzentrationen an chloridhaltigen Aerosolen, an sauren Gasen wie Schwefeldioxid und an Staubbelastungen in Verbindung mit Feuchte und erhöhten Temperaturen Korrosionsprozesse begünstigen bzw. beschleunigen, andererseits Feuchtigkeit (wasserdampfangereicherte Luft) bzw. Wasser (Regenwasser, Kondenswasser) und erhöhte Temperaturen für sich allein jedoch unschädlich sind. Die besonderen legierungstechnischen Anforderungen nichtrostender Stähle ergeben sich daher in erster Linie aus besonderen Korrosionsbelastungen und der jeweils erforderlichen Beständigkeit gegen Loch-, Spalt- und Spannungsrisskorrosion [5,7].

Für eine Stadt- und Industriatmosphäre kann eine durch vor allem **Schwefeldioxid** und andere Schadstoffe (Staub, Ruß) verunreinigte Atmosphäre bestimmend sein. In deren Anwesenheit und von Wasser können sich Belüftungselemente ausbilden. SO<sub>2</sub> kann sich unter Bildung von schwefliger Säure in kondensierten Tropfen lösen. Als Reduktionsmittel kann schweflige Säure den Werkstoff vom passiven in den aktiven Zustand überführen. In der Tropfenmitte entsteht dann die Anode eines Belüftungselementes. Am gut belüfteten Tropfenrand bleibt der Werkstoff passiv. Ferner werden die an der Anode in Lösung gegangenen Metallionen hier aufoxidiert; dabei entstehen schwer lösliche Korrosionsprodukte (Rost). Die Folge dieser Korrosion kann eine leichte Grübchenbildung mit kaum erkennbarem Metallabtrag sein, wobei beispielsweise der molybdänfreie Werkstoff 1.4301 stets stärker betroffen ist als der molybdänhaltige Stahl 1.4571.

Der Einfluss eines schädlichen SO<sub>2</sub>-Gehaltes auf die Korrosion von nichtrostenden Stählen in einer städtischen Atmosphäre wird allerdings heutzutage häufig überschätzt, da keine hohen Konzentrationen dieses Schadgases mehr vorliegen. In den zurückliegenden zwei Jahrzehnten hat sich der SO<sub>2</sub>-Gehalt der Luft, vor allem aber in den städti-

schen Ballungsräumen, drastisch reduziert [8]. Beispielsweise in Stuttgart, wo wegen der Kessellage eine Luftstagnation vorherrscht, lagen die aus dem Hausbrand resultierenden Gehalte an  $\text{SO}_2$  früher zwischen 200 und 2 000  $\mu\text{g}/\text{m}^3$  [5] (Messung nach G. Schikorr 1960). In Industrieluft wurden zwischen 1 000 und 10 000  $\mu\text{g}/\text{m}^3$  gemessen. Dagegen standen die geringen Schwefeldioxidgehalte in sog. Landluft mit 10 bis 100  $\mu\text{g}/\text{m}^3$ . Die  $\text{SO}_2$ -Gehalte in einer Stadtluft lagen somit früher um etwa den Faktor 10 bis 100 höher als in Landluft, weshalb auch hin und wieder bei älteren Korrosionsuntersuchungen an austenitischen nichtrostenden Stählen im städtischen Bereich Korrosion mit leichter Grübchenbildung festgestellt wurde, die aus ingenieurmäßiger Sicht, also für die Tragfähigkeit von Konstruktionsteilen, allerdings ohne Bedeutung ist. Heutzutage werden in niedrig belasteten Gebieten mittlere  $\text{SO}_2$ -Konzentrationen von 10 bis 20  $\mu\text{g}/\text{m}^3$  gemessen, und in stark mit Kraftfahrzeug-Abgasen belasteten städtischen Regionen liegen die Werte temporär auch nur bei 60 bis 80  $\mu\text{g}/\text{m}^3$  [9].

**Chloridsalze** können bei nichtrostenden Stählen Loch- und Spaltkorrosion hervorrufen, da sie in der Lage sind, die Passivschichten zu zerstören. Derartige salzhaltige Aerosole entstehen in Meeresnähe oder durch den Einsatz von Tausalz. Für eine Binnenstadt kommt lediglich letzteres in Frage. Chloride treten auf z. B. in Salznebeln nahe von tausalzbehandelten Straßen und Brücken. Gestreut werden vor allem  $\text{NaCl}$ , daneben aber auch  $\text{MgCl}_2$  und  $\text{CaCl}_2$ . Z. Z. gelangen pro Streuung etwa 20 g Tausalz auf einen  $\text{m}^2$  Straße; 20 bis 60 Streuungen pro Jahr sind in Mitteleuropa üblich. Je nach Entfernung zu den salzbehandelten Bereichen und je nach Aufwirbelung der Salze durch den Verkehr ist bevorzugt bei vertikalen Flächen ein Angriff durch herab rinnende oder durch Spritz- und Sprühwasser herangetragene Tausalzlösungen gegeben. Die max. Ausdehnung des Spritzwasserbereiches neben verkehrsreichen Straßen beträgt etwa 5 bis 10 m, die Reichweite des geringer belastenden Sprühbereiches wird in der Regel mit max. 20 m von der gestreuten Straße angenommen, wobei jedoch die Intensität mit zunehmender Entfernung von der Straße stark zurückgeht. Regelmäßig gestreut werden allerdings lediglich Hauptverkehrsstraßen, so dass nur die Fassaden entlang solcher Straßen am ehesten als gefährdet angesehen werden können.

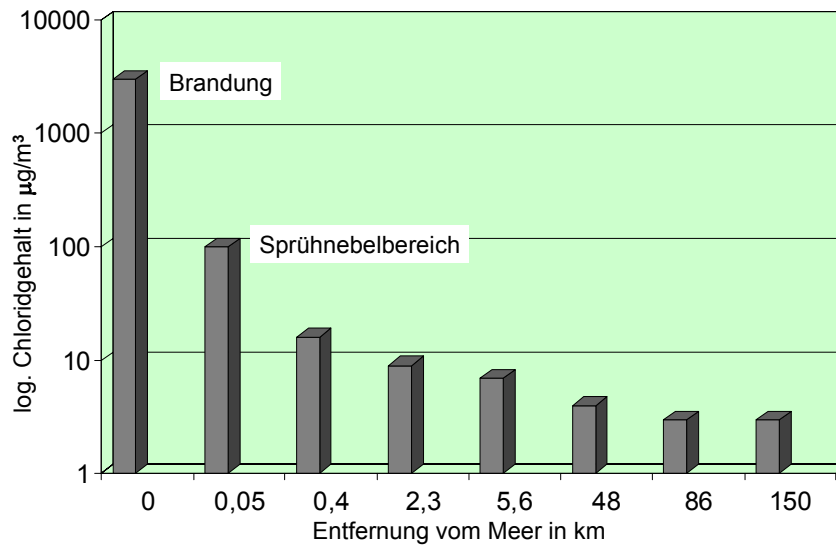


Bild 3. Chloridgehalt in der „Meeresatmosphäre“ (Barton)

Natriumchlorid ist vor allem in der Atmosphäre von Küstengebieten zu finden. Meerwasser wird in feinsten Verteilung als "Aerosol" (feste und flüssige Teilchen von 0,1 bis 100 µm Durchmesser) vom Wind auf das Land getragen und schlägt sich auf Konstruktionen nieder. Hohe Gehalte an Aerosolen sind jedoch nur im Spritzwasser des Meeres oder in Brandungsnähe zu finden. Bereits wenige Kilometer landeinwärts sind die Gehalte gegenüber üblichen Werten in der Luft nur noch leicht erhöht [5] (Bild 3).

Erhöhte Gehalte an Neutralsalzen findet man auch in der Atmosphäre von Schwimmbädern und z. B. von Tunneln und in manchen industriellen Emissionen.

#### 4. Definition der Klimaten in Anlehnung an DIN EN ISO 12944

Bei der Freibewitterung von Baumetallen jeglicher Art haben im wesentlichen der Atmosphärentyp (Land-, Stadt-, Industriemilieu) und die örtlichen klimatischen Bedingungen Einfluss auf die Art und den Umfang eines Korrosionsangriffes. Der Atmosphärentyp hat sich in den vergangenen Jahrzehnten aufgrund drastisch reduzierter SO<sub>2</sub>-Emissionen geändert (Abschn. 3), weshalb auf der Basis neuerer Messungen heute zutreffende Korrosivitätskategorien abgeleitet wurden (siehe hierzu DIN EN ISO 12944 [6]), die zumindest eine grobe Abschätzung der in einer Region vorliegenden atmosphärischen Belastung ermöglichen. In der genannten DIN werden den Metallen unlegierter Stahl und verzinkter Stahl in den einzelnen Kategorien C1 bis C5 durchschnittliche jährliche Abträge zugeordnet. Es erscheint sinnvoll, analog auch den Einsatz der nichtrostenden Stähle für diese typischen Umgebungen zu regeln.

Die Korrosivitätsklassen für die Freibewitterung sind in Tabelle 2 aufgeführt durch Angaben zur korrosiven Belastung typischer Regionen erweitert worden. Letzteres erleichtert die Festlegung des erforderlichen Korrosionsschutzes. In Deutschland liegt die Korrosivität des Klimas einschließlich von korrosiven Verunreinigungen überwiegend ma-

ximal an der Obergrenze der Kategorie C 2. Wenn man bei Beständigkeitsbetrachtungen auf der sicheren Seite liegen will, berücksichtigt man auch die Kategorie C 3. Beiden Kategorien zusammen sind mehr als 95 % der Landfläche zuzuordnen [8].

Tabelle 2 Korrosivitätskategorien nach DIN EN ISO 12944 [6] und korrosive Belastung typischer Regionen (Zahlenangaben: Anhaltswerte der Literatur in  $\mu\text{g}/\text{m}^3$ )

Korr. Kateg.	Chloridbelastung			SO <sub>2</sub> - Belastung		
	C2	gering	bis 8	> 5 km vom Meer	gering	bis 25
C3	mäßig	8 - 15	5 – 1 km vom Meer	mäßig	25 - 100	belastete Stadt- und Industrieatmosphäre
C4	stark	15 - 100	1 km – 50 m vom Meer,	stark	100 - 1.000	stark belastete Industrieatmosphäre
			Sprühnebel neben Straße			
C5	sehr stark	größer 100	Brandung Offshore	sehr stark	1000 - 50.000	Industriebetrieb, sehr stark belastete Atmosphäre
			Spritzwasser neben Straße			

Die Zusammenhänge zeigen, dass es im baulichen Bereich mehrere Möglichkeiten gibt, bei welchen im Freien schwefeldioxidhaltige Gase und Chloridsalze an Baukonstruktionen gelangen können. Schließt man allerdings

- die z. B. in Deutschland kaum noch vorkommenden industriellen Bereiche mit aggressiven und vor allem SO<sub>2</sub>-angereicherten Schadgasemissionen (C4 und C5),
- sowie unmittelbare Küstenbereiche mit starker bis sehr starker Salzbelastung C4 und C5 (weit unter 5 % der Landfläche Deutschlands)
- und die unmittelbare Nähe (< 20 m Entfernung) von taumittelbehandelten Verkehrsflächen mit hohem Verkehrsaufkommen (C4 und C5)

aus, so entfällt bei Freibewitterung auf mehr als 95 % der Landfläche nur eine Atmosphäre mit geringer bis mäßiger Korrosionsbelastung. Das heißt aber, dass Schwefeldioxid und Chloridsalze im Regelfall nur in solch geringen Konzentrationen an die Fassadenkonstruktion gelangen können, dass bei nichtrostenden Stählen einer Widerstandsklasse III (z. B. 1.4401 und 1.4571) - auch im Zusammenhang mit den unter atmosphärischen Bedingungen geringen Elektrolytmengen - eine schädigende Korrosion auszuschließen ist (siehe auch Abschn. 7).

## 6. Korrosionsbeanspruchung im hinterlüfteten Spalt einer Fassade [4,7,10]

Zur Reduzierung von Feuchte, zur Ableitung von eventuell eingedrungenem Niederschlag, zur kapillaren Trennung der Bekleidung von der Wärmedämmung bzw. der Wandoberfläche und zur Ableitung von Regen und Tauwasser an der Innenseite der



Bekleidung ist eine Hinterlüftung erforderlich. Diese Anforderung wird in der Regel erfüllt, wenn die Außenwandbekleidung mit einem Abstand von mindestens 20 mm von der Außenwand angeordnet wird. Der Abstand darf z. B. durch eine Unterkonstruktion oder durch Unebenheiten der Wand örtlich bis zu 5 mm reduziert werden. Bei Windanströmung entsteht eine erzwungene Luftbewegung im Spalt durch Druckunterschiede. Des Weiteren gibt es noch die thermisch bedingte Strömung. Je nach Erwärmung der Spallluft, stellt sich eine aufwärts gerichtete Luftbewegung ein, welche entstehende Feuchte abtrocknen kann.

Bei den Bekleidungen mittels Naturwerksteinplatten werden offene Fugen und mit Fugendichtstoff geschlossene Fugen unterschieden. Auch bei den offenen Fugen und Anschlüssen sollte der Schlagregenschutz des Gebäudes sichergestellt sein. Durch die große Breite des hinterlüfteten Spaltes ist eine durch Schlagregen bedingte Durchfeuchtung der Wärmedämmung eher gering, aber auch nicht völlig auszuschließen. Bei starker Schlagregenbeanspruchung und ungünstiger Exposition eines Gebäudes kann die Feuchte an geöffneten Fugen den Belüftungsraum überbrücken und die Dämmplattenoberseite benetzen. Auf die Konstruktionsteile aus nichtrostendem Stahl gelangendes Wasser (Regenwasser, Kondenswasser) ist allerdings für sich allein unschädlich, wenn dieses, wie bei Bauten in einer typischen Umgebung der Korrosivitätskategorien C2 und C3 der Fall, frei von größeren Mengen an Schadstoffen ist. Das Wasser trocknet zudem durch die Anwesenheit der Fugen zwischen den Platten auch rasch wieder ab.

Die bei hinterlüfteten Außenwandbekleidungen nach DIN 18516, Teil 1 [1] zu erwartende korrosive Belastung im Luftspalt ergibt sich aus den atmosphärischen Einflüssen (relative Luftfeuchte, Zutritt saurer Gase und von Chloridaerosolen) in engem Zusammenhang mit bauphysikalischen Parametern des Wandaufbaus und chemischen Einwirkungen aus (feuchten) Baustoffen. Bei Wänden und Fassaden, die den feuchtetechnischen Anforderungen entsprechen (Nachweis der Sicherheit gegen innere Kondensation und Tauwasserfreiheit im Hinterlüftungsbereich [11]) oder den in [1] genannten Anforderungen genügen (anfallende Feuchtigkeit muss infolge Hinterlüftung wieder abgeführt werden), kann bei einwandfreiem Wetterschutz davon ausgegangen werden, dass im Regelfall die Korrosionsbeanspruchung im luftberührten Bereich eher geringer ist als bei Freibewitterung. Kondensatbildung tritt nur kurzzeitig auf, z. B. als Folge der auch bei Natursteinfassaden vorkommenden punktuellen Wärmebrücken von Ankerteilen. Korrosiv wirkende Stoffe wie saure Gase und Chloride können sich hinter einer Bekleidung allerdings anreichern, falls zusammen mit Feuchte in ausreichend hohen Konzentrationen von außen angeboten.

Sich ablagernde Chloridsalze erfüllen in diesem Zusammenhang auch in Abwesenheit von Flüssigwasser als hygroskopische Substanzen eine wichtige Voraussetzung für Korrosion, in dem sie (auch bei geringen relativen Feuchten der Luft) die Elektrolytbildung fördern, also dampfförmiges Wasser der Luft in Flüssigwasser umwandeln [5]. Trockene Salze nehmen aus der Luft dampfförmiges Wasser auf und scheiden dieses

oberhalb der sog. Sättigungsfeuchte, einer für jedes Salz charakteristischen relativen Luftfeuchte, aus und bilden eine gesättigte Salzlösung. Bei Chloridverbindungen nimmt die Fähigkeit, aus „trockener Luft“ Wasser auszuschcheiden, in der Reihenfolge der Höhen von fallenden Sättigungsfeuchten KCl (86 %)-NaCl (78 %)-MgCl<sub>2</sub> (34 %)-CaCl<sub>2</sub> (32 %) zu. Insbesondere bei Ablagerung des in Meerwasser und Tausalz anteilig enthaltenen Salzes MgCl<sub>2</sub> ist, auch bei Vermischung mit anderen Salzen, bereits in „trockener“ Luft somit mit mehr oder weniger starker Elektrolytbildung zu rechnen. Die Chloridsalze regen also nicht nur Korrosionsprozesse an (zerstören Passivschichten), sondern sie fördern auch die Elektrolytbildung in der Atmosphäre im Fall einer trockenen Umgebung.

Während eine Chloridbeanspruchung durch Meeresluft bei einer Fassade in Meeresnähe relativ gleichmäßig über die gesamte Bauwerkshöhe erfolgt, wirkt Tausalz bei der Fassade entlang einer salzbehandelten Straße vor allem in Bodennähe. Durch die Strömung im hinterlüfteten Spalt können salzhaltige Teilchen theoretisch über mehrere Stockwerke nach oben transportiert werden. Diesbezügliche umfassende Untersuchungen sind nicht bekannt. Aus folgenden Messungen kann jedoch abgeleitet werden, dass ausgeprägte Salzanreicherungen nicht zu erwarten sind:

- Bei einem älteren Bankgebäude ca. 20 m neben einer stark befahrenen Straße im Zentrum von Zürich wurde an einer hinterlüfteten Betonfassade der Chloridgehalt im Beton untersucht [10]. An der Außenseite war eine geringe Belastung mit 0,1 M.-% Chlorid (bezogen auf den Zementanteil) feststellbar, innen lag mit 0,02 M.-% praktisch keine Belastung vor.
- Bei anderen Untersuchungen [12] wurden auf Befestigungsmitteln aus nichtrostendem Stahl hinter einer Fassade unmittelbar neben einer stark befahrenen Straße Chloridbelastungen von 62 µg/cm<sup>2</sup> gefunden. Die aus aufgewirbelten Tausalzen mit dem Belüftungsstrom hinter die Bekleidung gelangten Chloridsalze hatten bei Stahlteilen einer Widerstandsklasse II leichte, aus ingenieurmäßiger Sicht jedoch völlig unschädliche lokale Korrosionsansätze hervorgerufen. Anrisse durch Spannungsrisskorrosion wurden nicht festgestellt. Stähle einer Widerstandsklasse III wären bei einer vergleichbaren Korrosionsbeanspruchung sicherlich nahezu frei von Korrosion gewesen.

Man sollte daher davon ausgehen, dass geringe Gehalte an Chloridsalzen in der Atmosphäre, wie sie u. U. vorkommen

- in Gegenden, die mehr als etwa 1 bis 5 km von der Küste entfernt liegen,
- an Stellen im städtischen Bereich, die mehr als 20 m von einer taumittelbehandelten Straße entfernt liegen,

zu keinen schädlichen Aufkonzentrierungen auf Metallteilen im hinterlüfteten Bereich einer Fassade führen.

Für die korrosive Belastung metallischer Bauteile im Kontakt mit Baustoffen (z. B. einer Wärmedämmung) ist zunächst von Bedeutung, ob diese in ihren inneren Poren und Hohlräumen das für die Korrosion erforderliche freie Wasser enthalten [5]. Im allgemei-

nen ist diese Voraussetzung nicht gegeben, da die Baustoffe „trocken“ sind. Im Fall der nichtrostenden Stähle müssen weiterhin passivitätshemmende oder -zerstörende Bedingungen vorliegen. Bei nichtrostenden Stählen ist nur dann mit einer Korrosionsbeeinflussung von Baustoffen zu rechnen, wenn diese Chloridionen hinreichender Konzentration und/oder Säuren enthalten. Dieses kann jedoch im Normalfall ausgeschlossen werden. Nur manche Holzsorten können bei Durchfeuchtung und gleichzeitig erhöhten Temperaturen sauer reagieren.

## **7. Korrosion nichtrostender Stähle bei atmosphärischer Korrosionsbelastung**

Nichtrostende Stähle, insbesondere aus den Werkstoffen 1.4301, 1.4541 (Widerstandsklasse II), 1.4401 und 1.4571 (Widerstandsklasse III), wurden in der Vergangenheit wiederholt im Hinblick auf ihr Verhalten unter atmosphärischen Korrosionsbedingungen untersucht. Dabei wurde unterschieden nach Land-, Stadt- und Industrielatmosphäre. Da die Untersuchungen meist schon Jahrzehnte zurückliegen, fanden diese im Vergleich zu heute, zumindest was die Stadt- und Industrielatmosphäre betrifft, unter deutlich ungünstigeren Korrosionsbedingungen statt. In umfangreichen Literaturauswertungen [7,13,14] wurde festgestellt, dass selbst in der stärker belasteten Stadtatmosphäre früherer Jahre der Korrosionsangriff nichtrostender Stähle einer Widerstandsklasse II unbedeutend und mit dem bloßen Auge auch nur als Verfärbung erkennbar ist. Feine Lochkorrosionsangriffe konnten, wenn überhaupt, nur bei stärkerer Vergrößerung festgestellt werden. Mit einem stärkeren Angriff muss bei solchen Stählen in stärker belasteten Industrielatmosphären und in Meeresatmosphäre (Entfernung bis etwa 1 km von der Küste) gerechnet werden. Allerdings sind die nach vielen Jahren festgestellten Angriffstiefen auch in diesen aggressiveren Klimaten weit unter 100 µm ohne Einfluss auf die Tragfähigkeit.

Bei vergleichenden Untersuchungen an Stählen einer Widerstandsklasse III wurde unter diesen Bedingungen nahezu überhaupt kein Angriff festgestellt. Im ungünstigsten Fall traten Verfärbungen und mit dem bloßen Auge kaum erkennbare Lochkorrosionsangriffe auf. Bild 4 fasst wesentliche Aussagen der Literatur in einem Bild zusammen. Berücksichtigt wurden bei Auslagerungen an Blechen vor allem die Blechunterseiten, bei denen sich Schadstoffe eher aufkonzentrieren können, da ein Abwaschen durch atmosphärische Wässer behindert ist. Insbesondere Stähle einer Widerstandsklasse III sind demzufolge in einer Umgebung nach C2 und C3 frei von Korrosion und könnten sogar unter schärferen Angriffsbedingungen in Industrie- und Seeluft eingesetzt werden, ohne dass ein Tragfähigkeitsverlust im Nutzungszeitraum zu befürchten ist.

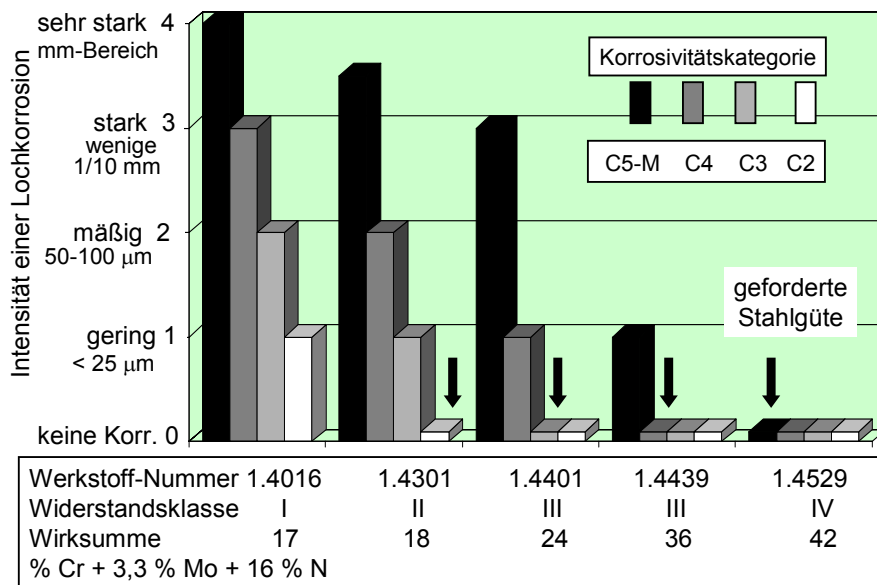


Bild 4. Lochkorrosion auf der Unterseite geschliffener und kaltgewalzter Bleche in verschiedenen Atmosphären (Literatursauswertung), Korrosion nach etwa 10 Jahren

Die Korrosionsbeständigkeit in Lochkorrosionserzeugenden Medien hängt entscheidend auch von der Oberflächengüte der Stahlteile ab [5] und kann somit durch eine Oberflächenbearbeitung oder Kaltumformung beeinträchtigt werden. Die Lochkorrosionsbeständigkeit der nichtrostenden Stähle ist grundsätzlich umso besser, je glatter und homogener die Oberflächen sind, da hierdurch der für die Korrosionsbeständigkeit erforderliche Aufbau von Passivschichten erleichtert und deren Beständigkeit erhöht wird. Aus korrosionstechnischer Sicht nimmt die Güte der Oberfläche etwa in der Reihenfolge verzundert – gewalzt, grob geschliffen, gestrahlt – fein geschliffen – gebeizt – poliert zu. Höchste Ansprüche an die Korrosionsbeständigkeit lassen sich durch ein elektrolytisches Polieren erzielen. Unter atmosphärischen Korrosionsbedingungen hat die Oberflächengüte aus ingenieurmäßiger Sicht (Tragfähigkeit) i. Allg. jedoch nur einen untergeordneten Einfluss [7].

Kritisch für das Lochkorrosionsverhalten von nichtrostenden Stählen können Schweißverbindungen sein. Diese sind vor allem dann hinsichtlich Lochkorrosion gefährdet, wenn bei Verbindungsschweißungen infolge unvollständiger oder fehlender Schutzgasführung Oxidfilme (Anlauffarben) oder Zunderschichten im Schweißnahtbereich entstanden sind und neben einem wässrigen Medium hohe Konzentrationen an Schadstoffen vorliegen [15,16]. Bei unzureichender Schutzgasführung werden die Oxidfilme dicker und durchlaufen mit zunehmender Filmdicke die Farbskala gelb, braun, violett, dunkelblau, hellblau (Filmdicke etwa 1500 Å), hellgrau und grau. Bei fehlender Schutzgasführung entstehen braunschwarze Zunderschichten makroskopischer Dicke. Vor allem hellgrau und dunkler gefärbte Oxidfilme führen bei Anwesenheit ausreichend hoher Chloridgehalte zu einem gegenüber unbeeinflussten Oberflächen verstärkten Angriff

[15]. Anlauffarben bzw. -schichten behindern bei ansteigender Dicke die Passivierung. Deshalb wird der Umgang mit Anlauffarben in [2] besonders geregelt.

In chloridfreien oder chloridärmeren Wässern ist nicht mit einer entscheidenden Beeinflussung der Korrosion nichtrostender Stähle durch Anlaufschichten zu rechnen. Denn Anlauffarben wirken sich nur dann ungünstig auf das Korrosionsverhalten aus, wenn aufgrund ausreichend hoher Chloridgehalte und auch Anwesenheit von Wasser die grundsätzliche Bereitschaft für Lochkorrosion besteht. Insofern sind die in [2] geforderten Maßnahmen zur Entfernung von Anlauffarben fragwürdig. Bei Langzeituntersuchungen an verschiedenen nichtrostenden Stählen an der Atmosphäre wurde beobachtet, dass einige Proben im geschweißten Zustand empfindlich gegenüber Korrosion an der Schweißnaht und in der Wärmeeinflusszone waren [7]. Dieser Befund war aber entweder auf den Einsatz unüblicher nichtstabilisierter Stähle oder auf eine unsachgemäße Schweißnahtausführung bzw. -nachbehandlung zurückzuführen, da in mehreren anderen gleichartigen Auslagerungsversuchen geschweißte Proben keine signifikanten Angriffe im Schweißnahtbereich aufwiesen [17-19].

Auch die verstärkte Korrosion in Spalten, kleinen Hohlräumen oder unter Ablagerungen spielt unter atmosphärischen Korrosionsbedingungen in Abwesenheit erhöhter Schadstoffkonzentrationen nahezu keine Rolle und kann sich bei geringem, i. a. vernachlässigbarem Angriff lediglich auf solche Fälle beschränken, bei denen langfristig oder ständig Wasser im Spalt vorliegt und bei denen aufgrund von unmittelbar benachbarten Industrieanlagen oder Tausalzbeeinflussung hohe Schadstoffkonzentrationen in den hinterlüfteten Spalt gelangen. Wegen dieser genannten Zusammenhänge wurde bei Stählen einer Widerstandsklasse III selbst unter ungünstigen atmosphärischen Korrosionsbedingungen keine Spaltkorrosion festgestellt [13]. Selbst in der Spritzwasserzone des Meeres sind nichtrostende Stähle aus z. B. 1.4401 ohne Gefährdung der Tragfähigkeit durch Spaltkorrosion anwendbar [20]. Eigene Untersuchungen [21] an austenitischen Blechschrauben einer Widerstandsklasse III, die unter Spaltbildung gegen Bleche aus demselben Werkstoff verschraubt und in der Spritzwasserzone des Meeres ausgelagert wurden, zeigten nach 3 Jahren keinerlei Anzeichen von Spaltkorrosion. Vergleichsweise stark angegriffen wurden dagegen Schrauben aus nickelfreiem Chromstahl (Widerstandsklasse I). Nickel erhöht die Säurebeständigkeit, was für die Spaltkorrosionsbeständigkeit bedeutsam ist, da es über sog. Hydrolyse im Spalt zu Ansäuerungen kommen kann.

Auch wenn die austenitischen Baustähle unter bestimmten Anwendungsbedingungen des Bauwesens korrodieren können, ist ihre Tragfähigkeit bei atmosphärischer Belastung auch langfristig somit nicht beeinträchtigt. Im Gegensatz zu den unlegierten Stählen wird ihr Querschnitt nicht durch einen flächigen Abtrag reduziert und örtliche Angriffe durch Loch- bzw. Spaltkorrosion sind im Regelfall so schwach ausgeprägt, dass keine Beeinträchtigung der Tragfähigkeit zu erwarten ist. Außerdem weisen austenitische Stähle eine ausgeprägte Zähigkeit auf, so dass sich im Bereich von Korrosionsnarben bei Belastung keine Kerbspannungen aufbauen können.

Spannungsrissskorrosion kann bei empfindlichen nichtrostenden Stählen bei Raumtemperatur nur dann auftreten, wenn das Angriffsmittel hochchloridhaltig und zudem noch stark sauer ist [5]. Dies ist z. B. in Straßentunneln und in Hallenschwimmbädern der Fall, wo saure und zudem chloridhaltige adhärierende Wasserfilme angreifen. Bei bewitterten Bauteilen aus nichtrostendem Stahl im Freien ist Spannungsrissskorrosion unbekannt [5,7]. Dies hängt damit zusammen, dass sich im Regelfall bei Bewitterung keine kritischen Korrosionsmedien aufbauen können.

## 8. Zusammenfassende Beurteilung

Chloridsalze und Schwefeldioxid können in einer Umgebung der Korrosivitätskategorie C2 und C3 nur in solch geringen Konzentrationen an eine Fassadenkonstruktion und hinter deren Bekleidung gelangen, dass eine schädigende Korrosion (Loch-, Spalt- und Spannungsrissskorrosion) bei Bauteilen aus nichtrostenden Stählen einer Widerstandsklasse III auszuschließen ist. Zahlreiche Untersuchungen und baupraktische Erhebungen bestätigen dieses bei sachgerechter Interpretation der Ergebnisse.

Die genannten Aussagen sind auch für Verbindungsschweißungen an Stählen einer Widerstandsklasse III gültig, die ohne Schutzgasführung erstellt werden und **Oxidfilme (Anlauffarben)** auf den Oberflächen neben der Schweißnaht aufweisen. Anlauffarben wirken sich nämlich nur dann ungünstig auf das Korrosionsverhalten aus, wenn aufgrund ausreichend hoher Chloridgehalte und/oder sehr hoher Schwefeldioxidgehalte in der Luft sowie auch Anwesenheit von Wasser die grundsätzliche Bereitschaft für (Loch-) Korrosion besteht. Dies ist aber im Hinterlüftungsbereich von Fassaden in der Umgebung einer Korrosivitätskategorie C 2 und C 3 nicht der Fall. Es ist einerseits eine Eigenheit der atmosphärischen Korrosion im Hinterlüftungsbereich, dass im Regelfall nur sehr geringe Elektrolytmengen nur zeitweilig vorhanden sind; andererseits sind diese Elektrolyte in den typischen Umgebungen der Kategorien C2 und C3 sehr „rein“. Es existieren Auslagerungsversuche an geschweißten Proben und baupraktische Erfahrungen, die belegen, dass unter Bedingungen einer atmosphärischen Korrosion (Stadt- und Industriatmosphäre sowie Meeresluft) geschweißte nichtrostende Stähle einer Widerstandsklasse III keine signifikanten Angriffe im Schweißnahtbereich aufweisen.

Die verstärkte **Korrosion in Spalten** spielt unter den zuvor genannten Korrosionsbedingungen (Korrosivitätskategorie C 2 und C 3) im Hinterlüftungsbereich einer Fassade bei einem Werkstoff der Widerstandsklasse III ebenfalls aus ingenieurmäßiger Sicht keine Rolle. Auch dieser Aussage liegen neben grundlagenorientierten Argumenten Beweise aus der Praxis zugrunde. Gegen das Auftreten einer Spaltkorrosion im Hinterlüftungsbereich spricht das Fehlen einer ausreichenden Elektrolytmenge im Spalt und in der unmittelbaren Umgebung (dies hängt neben bauphysikalischen Einflüssen mit der Hinterlüftung, aber auch mit den in der Regel zu großen Spaltabständen zusammen). Andererseits reichen die Schadstoffkonzentrationen nicht aus, um im „Spalt“ ein kritisches Spaltmedium zu erzeugen und bei den Stählen einer Widerstandsklasse III im Spalt eine Depassivierung herbeizuführen.

## Literatur

- [1] DIN 18516 Teil 1 – Außenwandbekleidungen, hinterlüftet, Anforderungen, Prüfungsgrundsätze (Ausgabe Dezember 1999)
- [2] Zulassung Z-30.3-6 Bauteile und Verbindungselemente aus nichtrostenden Stählen. DIBt Berlin, 1999
- [3] J. Mietz: Problemlösungen für Bauteile und Verbindungselemente im Ingenieurbau. In: Nichtrostende Stähle in der Bautechnik. Gesellschaft für Korrosionsschutz, Frankfurt 2000, 69
- [4] U. Nürnberger: Durability of stainless steel connections with respect to corrosion. Internat. Symposium Befestigungstechnik, Universität Stuttgart 2001
- [5] U. Nürnberger: Korrosion und Korrosionsschutz im Bauwesen. Bauverlag Wiesbaden, 1995
- [6] DIN EN ISO 12944 Beschichtungsstoffe - Korrosionsschutz von Stahlbauten durch Beschichtungssysteme - Teile 1 bis 9, August 1988
- [7] J. Mietz: Studie zum Korrosionsverhalten nichtrostender Stähle im Bauwesen. Sonderdruck 876, Informationsstelle Edelstahl Rostfrei
- [8] Merkblatt 400 Korrosionsverhalten von feuerverzinktem Stahl. Beratungsstelle für Stahlverwendung Düsseldorf, 1983
- [9] Immissionsratenmessung und Materialkorrosion. VDI-KRdL-Schriftenreihe 11 (1989), 73
- [10] A. M. Übleis: Korrosion im Fassadenbereich. In: WTA-Schriftenreihe, Heft 4, Aedificatio-Verlag, 1994, 67
- [11] K. Kiersch: Belüftete Dach und Wandkonstruktionen. Bauverlag Wiesbaden, 1981
- [12] G. Herbsleb, F. Theiler: Spannungsrisskorrosion nichtrostender austenitischer Chrom-Nickel-Stähle bei Raumtemperatur. Werkstoffe und Korrosion, 40 (1989), 467 - 479
- [13] G. Herbsleb: Korrosion von hochlegierten nichtrostenden Stählen bei der Anwendung im Stahlbau. Der Stahlbau 47 (1978), 269 - 278
- [14] R. Ergang, M. B. Rockel: Die Korrosionsbeständigkeit der nichtrostenden Stähle an der Atmosphäre - Auswertung von Versuchen bis zu 10jähriger Auslagerung. Werkstoffe und Korrosion 26 (1975), 36 - 41
- [15] R. Morach: Technische Oberflächen. In: Nichtrostende Stähle können rosten? GfKORR - Gesellschaft für Korrosionsschutz e. V., Frankfurt 2004, 61 - 70
- [16] T. Vollmer, P. Gümpel, M. Blaise, W. Racky: Oberflächenbehandlungsverfahren und deren Einfluß auf die Korrosionsbeständigkeit nichtrostender Stähle. Materials and Corrosion 46 (1995), 92 - 97
- [17] M. J. Johnson, P. J. Pavlik: in: Atmospheric Corrosion (Hrsg.: W. H. Ailor), S. 461, John Wiley & Sons, New York (1982)

- [18] A. S. Khanna, J. B. Gnanamoorthy: in: Atmospheric Corrosion (Hrsg.: W. H. Ailor), S. 489, John Wiley & Sons, New York (1982)
- [19] L. H. Boulton, N. A. Miller, M. C. Sanders: British Corrosion Journal 23 (1988), 117
- [20] A. Kügler, G. Lennartz und H.-E. Bock: Naturkorrosionsversuche mit nichtrostenden Stählen auf Helgoland. Stahl und Eisen 96 (1976), 21 - 27
- [21] U. Nürnberger: Hochfeste nichtrostende Stähle - Alternativwerkstoffe für Zugglieder im Ingenieurbau und Blechschrauben für den Dach- und Wandbereich. In: Nichtrostende Stähle in der Bautechnik - Korrosionsbeständigkeit als Kriterium für innovative Anwendungen. GfKORR, Frankfurt 2000



## Kalibrierung von Pendelschlagwerken und deren Messunsicherheit

S. Gerber

Tagungsband Werkstoffprüfung 2005 „Herausforderungen neuer Werkstoffe an die Forschung und Werkstoffprüfung“, 01.-02. Dezember 2005 in Berlin, S. 93-98.

### Zusammenfassung

Die Kalibrierung eines Pendelschlagwerks ist gemäß der Normung in DIN EN 10045-2 sehr umfangreich. Entsprechend aufwendig ist auch die Berechnung der Messunsicherheit bei der Kalibrierung eines Pendelschlagwerks. Anhand eines Beispiels wird gezeigt, wie die Berechnung der Messunsicherheit bei der Kalibrierung eines Pendelschlagwerks durchgeführt werden kann. Die Berechnung wird exemplarisch für die Bestimmung der relativen Abweichung des potentiellen Arbeitsvermögens vom Nennarbeitsvermögen vorgestellt. Mittels einer Modellgleichung kann durch partielle Ableitungen die Messunsicherheit berechnet werden.

Stichwörter: Messunsicherheit, Kalibrierung, Pendelschlagwerk

### Calibration of Impact Testing Machines and its uncertainty

**Abstract:** The calibration of impact testing machines according to DIN EN 10045-2 is extensive. Correspondingly it is complex to determine the uncertainty of measurements in calibration of impact testing machines. By an example it will be shown how to calculate the uncertainty of the calibration of an impact testing machine. The proceeding is made for the determination of the relative deviation of the potential energy from the nominal energy. Based on a model function the uncertainty can be calculated using the partial derivatives.

**Keywords:** Uncertainty of measurements, calibration, impact testing machine

### Einleitung

Entsprechend der DIN EN 10045-2 sind bei der Kalibrierung von Pendelschlagwerken eine Vielzahl von Punkten zu prüfen. Hierbei ist zunächst zwischen der *direkten* und der *indirekten Prüfung* zu unterscheiden. Die *direkte Prüfung* berücksichtigt beispielsweise die Prüfung der Aufstellung, des Pendels, der Wider- und Auflager, der potentiellen Energie, der angezeigten verbrauchten Schlagarbeit, der Reibungsverluste oder der Auftreffgeschwindigkeit des Pendels. Bei der *indirekten Prüfung* soll unter Verwendung von jeweils 5 Referenzproben aus verschiedenen Energiestufen die angezeigte verbrauchte Schlagarbeit überprüft werden. Da der Bedarf an entsprechenden Referenzproben allerdings zu groß wäre – Schätzungen gehen von ca. 10.000 Proben pro Jahr aus – wird auf Empfehlung des Arbeitsausschusses NMP 811 „Werkstoffprüfmaschinen“ nur die direkte Prüfung durchgeführt [1].

## Berechnung der Messunsicherheit von Pendelschlagwerken

Im Folgenden wird gemäß DKD-3 [2] anhand eines Beispiels gezeigt, wie die Berechnung der Messunsicherheit bei der Kalibrierung des potentiellen Arbeitsvermögens vom Nennarbeitsvermögen erfolgen kann.

Bei einem Pendelschlagwerk berechnet sich die relative Abweichung  $A$  des potentiellen Arbeitsvermögens  $A_P$  vom Nennarbeitsvermögen  $A_N$  gemäß:

$$A = \frac{A_P - A_N}{A_N} \cdot 100 \quad (\%) \quad (1)$$

$$= \left( \frac{A_P}{A_N} - 1 \right) \cdot 100 \quad (\%)$$

Mit der Gewichtskraft des Pendels  $F_1$ , der Pendellänge  $L$  und dem Fallwinkel  $\alpha$  ergibt sich für das potentielle Arbeitsvermögen  $A_P$ :

$$A_p = F_1 \cdot L \cdot (1 - \cos \alpha). \quad (2)$$

Damit ergibt sich für die relative Abweichung  $A$  die Zahlenwertgleichung:

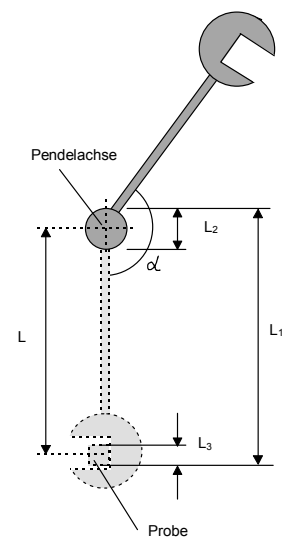
$$A = \frac{100 \cdot F_1 \cdot L \cdot (1 - \cos \alpha)}{A_N} - 100 \quad (3)$$

bzw. unter Verwendung der Einzelmaße für die Pendellänge:

$$A = \frac{100 \cdot F_1 \cdot \left( L_1 - \frac{L_2}{2} - \frac{L_3}{2} \right) \cdot (1 - \cos \alpha)}{A_N} - 100 \quad (4)$$

mit den Einheiten:

$F_1$	(N)
$L, L_1, L_2, L_3$	(m)
$\alpha$	(°)
$A_N$	(J = Nm)
$A$	(%)



Basierend auf diesem mathematischen Ansatz wird nun durch die partielle Ableitung der Funktion  $A$ , welche von den Größen  $F_1$ ,  $L_1$ ,  $L_2$ ,  $L_3$  und  $\alpha$  abhängt, die Varianz  $s_y^2$  der Ergebnisgröße  $Y$  in  $(\%)^2$  bestimmt. Zu berücksichtigen ist jeweils der Anteil aus der Messung selbst und der Anteil aus der Messunsicherheit des verwendeten Normals  $u_{\text{Normal}}(x)$ .

Es ergibt sich damit:

$$\begin{aligned}
 s_y^2 &= \sum_{i=1}^{10} \left( \frac{\partial A}{\partial x_i} \right)^2 \cdot s^2(\bar{x}_i) \\
 &= \left( \frac{\partial A}{\partial F_1} \right)^2 \cdot (s^2(\bar{F}_1) + u_{\text{Normal}}^2(F_1)) + \left( \frac{\partial A}{\partial L_1} \right)^2 \cdot (s^2(\bar{L}_1) + u_{\text{Normal}}^2(L_1)) + \left( \frac{\partial A}{\partial L_2} \right)^2 \cdot (s^2(\bar{L}_2) + u_{\text{Normal}}^2(L_2)) \\
 &\quad + \left( \frac{\partial A}{\partial L_3} \right)^2 \cdot (u^2(L_3) + u_{\text{Normal}}^2(L_3)) + \left( \frac{\partial A}{\partial \alpha} \right)^2 \cdot (u^2(\alpha) + u_{\text{Normal}}^2(\alpha)) \\
 s_y^2 &= \left( \frac{100 \cdot (\bar{L}_1 - 0,5 \cdot \bar{L}_2 - 0,5 \cdot \bar{L}_3) \cdot (1 - \cos \bar{\alpha})}{A_N} \right)^2 \cdot (s^2(\bar{F}_1) + u_{\text{Normal}}^2(F_1)) \\
 &\quad + \left( \frac{100 \cdot \bar{F}_1 \cdot (1 - \cos \bar{\alpha})}{A_N} \right)^2 \cdot (s^2(\bar{L}_1) + u_{\text{Normal}}^2(L_1)) \\
 &\quad + \left( \frac{-50 \cdot \bar{F}_1 \cdot (1 - \cos \bar{\alpha})}{A_N} \right)^2 \cdot (s^2(\bar{L}_2) + u_{\text{Normal}}^2(L_2)) \tag{5} \\
 &\quad + \left( \frac{-50 \cdot \bar{F}_1 \cdot (1 - \cos \bar{\alpha})}{A_N} \right)^2 \cdot (u^2(L_3) + u_{\text{Normal}}^2(L_3)) \\
 &\quad + \left( \frac{100 \cdot \bar{F}_1 \cdot (\bar{L}_1 - 0,5 \cdot \bar{L}_2 - 0,5 \cdot \bar{L}_3) \cdot \sin \bar{\alpha}}{A_N} \right)^2 \cdot (u^2(\alpha) + u_{\text{Normal}}^2(\alpha))
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 s_y^2 &= 1,013 \cdot 10^{-2} + 2,303 \cdot 10^{-5} + 1,006 \cdot 10^{-6} + 9,090 \cdot 10^{-7} + 4,002 \cdot 10^{-4} \\
 &= 1,056 \cdot 10^{-2} \quad (\%)^2
 \end{aligned}$$

Die Bestimmung der Gewichtskraft des Pendels  $F_1$  wird 3-mal durchgeführt. Hieraus kann die empirische Varianz des Mittelwertes  $s^2(\bar{F}_1)$  bestimmt werden:

$$s^2(\bar{F}_1) = \frac{1}{n} \cdot \frac{1}{n-1} \cdot \left[ \sum_{j=1}^n (F_{1j} - \bar{F}_1)^2 \right] \tag{6}$$

Die Messunsicherheit bei der Messung der Kraft vor Ort am Pendelschlagwerk  $u_{\text{Normal}}(F_1)$  setzt sich aus der Messunsicherheit der Kalibrierung des Kraftmessgerätes  $w(F_{\text{tsd}})$ , aus dem Temperatureinfluss  $w(t)$ , aus der Langzeitstabilität  $w(S)$  und aus der Ausgleichsfunktion für die Zuordnung des Anzeigewertes zur Kraft  $w(D)$  zusammen.

$$u_{\text{Normal}}^2(F_1) = w^2(F_{\text{tsd}}) + w^2(t) + w^2(S) + w^2(D) \tag{7}$$

Größe x	Schätzwert	relativer Grenzwert $a_i$	Verteilung	relative Standardmessunsicherheit	Sensitivitätskoeffizient	relativer Unsicherheitsbeitrag $w(x)$
$F_{tsd}$	96,4 N		Normal	4,00E-04	1	4,00E-04
t	0 kN	3,00E-04	Rechteck	1,73E-04	1	1,73E-04
S	0 kN	1,08E-04	Rechteck	6,25E-05	1	6,25E-05
D	0 kN		Einpunkt	1,00E-04	1	1,00E-04
relative kombinierte Messunsicherheit						4,52E-04
erweiterte relative Messunsicherheit (k=2)						<b>9,03E-04</b>

Aufgrund der akkreditierten Messunsicherheit wird statt dem errechneten Wert von 0,09% die erweiterte Messunsicherheit (k=2) 0,12% angesetzt. Somit beträgt die Messunsicherheit bei k=1 für die Kalibrierkraft 96,4 N dann 0,058 N.

Die Bestimmung der empirischen Varianz des Mittelwertes der Längenmessungen  $s^2(\bar{L}_1)$  und  $s^2(\bar{L}_2)$  erfolgt entsprechend dem Ansatz ( 6 ) durch 3-malige Messung:

$$s^2(\bar{L}_1) = \frac{1}{n} \cdot \frac{1}{n-1} \cdot \left[ \sum_{j=1}^n (L_{1j} - \bar{L}_1)^2 \right] \quad (8)$$

Da für die Bestimmung der Pendellänge eine Kerbschlagprobe mit der Breite  $L_3$  verwendet wird, kann hier die Unsicherheit wie folgt angegeben werden (Type B, Rechteckverteilung):

$$u^2(L_3) = \frac{1}{3} \cdot a_{L_3}^2 \quad (9)$$

mit

$$a_{L_3} = \frac{1}{2} \cdot (0,01\text{mm}) \quad (10)$$

Die Messunsicherheit der verwendeten Messschieber ist aus den Kalibrierscheinen zu entnehmen (erweiterte Messunsicherheit U mit k=2).

$$\begin{aligned} u_{\text{Normal}}^2(L_1) &= \left( \frac{1}{2} \cdot U_{\text{Normal}}(L_1) \right)^2 \\ u_{\text{Normal}}^2(L_2) &= \left( \frac{1}{2} \cdot U_{\text{Normal}}(L_2) \right)^2 \\ u_{\text{Normal}}^2(L_3) &= \left( \frac{1}{2} \cdot U_{\text{Normal}}(L_3) \right)^2 \end{aligned} \quad (11)$$

Da die Messung des Fallwinkels bei der Kalibrierung nur einmal durchgeführt wird, wird die Messunsicherheit der Winkelmessung auf der Basis einer experimentellen Messung unter gleichen Bedingungen abgeschätzt. Hierzu wurde die Winkelstellung 10-mal gemessen.

j	Fallwinkel $\alpha$ [°]
1	160,39
2	160,40
3	160,36
4	160,34
5	160,37
6	160,41
7	160,56
8	160,57
9	160,42
10	160,38



Der maximale bzw. minimale Winkel beträgt:

$$\begin{aligned} x_{\alpha, \max} &= 160,57^\circ \\ x_{\alpha, \min} &= 160,34^\circ \end{aligned} \quad (12)$$

Der halbe Grenzwertbereich  $a$  ergibt sich zu:

$$a_\alpha = \frac{1}{2} \cdot (x_{\alpha, \max} - x_{\alpha, \min}) \quad (13)$$

Damit kann die Unsicherheit wie folgt angegeben werden (Type B, Rechteckverteilung):

$$u^2(\alpha) = \frac{1}{3} \cdot a_\alpha^2 \quad (14)$$

Die Messunsicherheit der verwendeten Winkellibelle ist wiederum aus dem Kalibrierschein zu entnehmen (erweiterte Messunsicherheit  $U$  mit  $k=2$ ).

$$u_{\text{Normal}}^2(\alpha) = \left( \frac{1}{2} \cdot U_{\text{Normal}}(\alpha) \right)^2 \quad (15)$$

Zusammenfassend ergibt sich damit:

Größe x	Schätzwert	relativer Grenzwert $a_i$	Verteilung	relative Standardmessunsicherheit s	Sensitivitätskoeffizient	relativer Unsicherheitsbeitrag w(x)
$F_1$	96,4 N	-	Normal	7,81E-02	1,03567222	8,09E-02
Normal $F_1$	0 N	-	Normal	5,78E-02	1,03567222	5,99E-02
$L_1$	0,82788 m	-	Normal	2,40E-05	124,829652	3,00E-03
Normal $L_1$	0 m	-	Normal	3,00E-05	124,829652	3,74E-03
$L_2$	0,04600 m	-	Normal	5,77E-06	62,4148262	3,60E-04
Normal $L_2$	0 m	-	Normal	1,50E-05	62,4148262	9,36E-04
$L_3$	0,010 m	5,00E-06	Einpunkt	2,89E-06	62,4148262	1,80E-04
Normal $L_3$	0 m	-	Normal	1,50E-05	62,4148262	9,36E-04
$\alpha$	2,800 rad	2,01E-03	Einpunkt	1,16E-03	17,2298953	2,00E-02
Normal $\alpha$	0 rad	-	Normal	7,27E-05	17,2298953	1,25E-03
relative kombinierte Messunsicherheit						1,03E-01
erweiterte relative Messunsicherheit (k=2)						<b>2,05E-01</b>

$$= 0,21\%$$

Die erweiterte Messunsicherheit bei der Kalibrierung eines Pendelschlagwerks bezüglich des potentiellen Arbeitsvermögens beträgt:

$$\begin{aligned}
 U &= k \cdot u(y) \quad \text{mit Erweiterungsfaktor } k = 2 \\
 &= 2 \cdot s_y = 2 \cdot \sqrt{s_y^2} \\
 &= 0,21\%
 \end{aligned}
 \tag{16}$$

Unter Einschluss der Messunsicherheit erhält man für die relative Abweichung A des potentiellen Arbeitsvermögens vom Nennarbeitsvermögen:

$$A = (-0,15 \pm 0,21)\% \tag{17}$$

Weitere Berechnungsschritte sind in [3] und [4] aufgeführt.

## Schlussfolgerung

Für weitere zu kalibrierende Größen können ebenso Messunsicherheiten berechnet werden. Problematisch erscheint dabei nur, dass zwar für diese jeweilige Einzelgröße eine Unsicherheit angegeben wird, jedoch der Anwender des Kerbschlagversuchs diese nicht weiterverarbeiten kann. Beispielsweise nützt es dem Anwender wenig zu wissen, wie groß die Messunsicherheit bei der Ermittlung der reduzierten Pendellänge

oder bei der Überprüfung des Rundungshalbmessers der Finnenschneide ist, wenn er nicht weiß, welchen Einfluss dies auf die angezeigte verbrauchte Schlagarbeit hat. Für ihn wäre interessant zu wissen, wie groß der Gesamtfehler seines Pendelschlagwerkes ist, damit er dies bei weiteren Messunsicherheitsbetrachtungen – wozu er als akkreditiertes Labor entsprechend der DIN EN ISO/IEC 17025 verpflichtet ist – weiterverarbeiten kann. An diesem Punkt sollte noch weitergearbeitet werden.

## Literatur

- [1] Wehrstedt, A.: Entwicklung der Normungsarbeit zum Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy. In: Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 32, 514-519 (2001)
- [2] Deutscher Kalibrierdienst: DKD-3. Angabe der Messunsicherheit bei Kalibrierungen. Jan. 1998, 28 S. (Deutsche Übersetzung von EA-4/02). [http://www.dkd.info/de/dkd\\_schriften/dkd\\_3/dkd\\_3.pdf](http://www.dkd.info/de/dkd_schriften/dkd_3/dkd_3.pdf)
- [3] Gerber, S.; Hänsel, G.: Determination of Uncertainty of Measurements in Verification/Calibration of Impact Testing Machines. Proceedings of the MAT 2001 International Conference "Material Testing and Research", May 8-10, 2001, Nürnberg, Germany
- [4] Gerber, S.; Hänsel, G.: Determination of Uncertainty of Measurements in Calibration of Impact Testing Machines. Proceedings of the EUROLAB International Workshop am 17. und 18.05.2001 in Dübendorf, Schweiz

## Microstructural Investigation of the Boron containing TAF Steel and the Correlation to the Creep Strength

*F. Kauffmann, G. Zies, D. Willer, C. Scheu, K. Maile  
K.H. Mayer, Schwarzenbruck  
S. Straub, ALSTOM Power Generation AG, Mannheim*

31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung "Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik" 13. und 14. Oktober 2005, Stuttgart

### Abstract

The martensitic 9-12 wt. % Cr steels currently developed for the application in steam power plants are aimed for service temperatures above 600 °C and steam pressures above 250 bar. For these conditions, the creep and oxidation resistance of the materials are important. In the present study advanced microstructure characterization methods are used to analyze the material parameters such as the subgrain-size, the number of free dislocations, the chemical composition and crystallographic structure of the occurring precipitates and their density and size distribution. These features are then correlated with the creep strength of the material. The results will be discussed for the boron containing TAF steel which exhibits very promising creep properties.

### 1. Introduction

In the past 25 years, different research programs throughout the world have been founded with the aim to enhance the creep resistance of 9-12 wt. % Cr steels for modern steam power stations in a way that would allow to raise the steam inlet temperature by 50 to 100 °C compared to conventional power stations using inlet temperatures of 540 to 550 °C [1]. This increased inlet temperature would lead to a significantly improved rate of efficiency. In a first step, 9-12 % CrMo(W)VNbN steels have been developed yielding a significantly improved creep strength compared to the traditionally used X21CrMoV 12 1. This improvement has its origin in thermally stabilised  $M_{23}C_6$ , vanadium and niobium carbonitrides and the precipitation of the Laves phase. These steels are already applied in about 30 power stations, operating at a maximum steam inlet temperature of 610 °C. Typical examples for these steels are the X10CrMoVNbN-9-1 (P91), X12CrMoVNbN-10-1 and X12CrMoWVNbN-10-1-1 (E911) [1].

For the realisation of temperatures above 600 °C, 30 to 100 ppm boron has been added to the 9 wt. % Cr steels. The boron further stabilizes the  $M_{23}C_6$  precipitates, but the nitrogen content has to be reduced to avoid the formation of boron nitride on the expense of vanadium carbonitrides. These steels are suited for applications up to 625 °C [1]. Alloys representing this second development step are X10CrWMoVNbNB-9-2 (P92) and X14CrMoVNbB-9-1 (FB2 and CB2).



With the knowledge obtained so far, it is impossible to predict an inlet temperature of 650 °C with these new 9-12 % Cr steels. Recent research results suggest that the creep properties can be further improved by increasing the boron content and adjusting the nitrogen content accordingly. This should lead to an increased amount of fine vanadium carbonitrides and prevent the formation of boron nitride at the same time [2, 3].

The potential for the improvement by alloying boron is demonstrated by the development of the 10,5 % Cr TAF steel by T. Fujita about 30 years ago [4, 5], which is still the best heat resistant ferritic-martensitic high Cr steel. Figure 1 exhibits the 100 000 h creep rupture strength of the TAF steel versus test temperature in comparison to the above mentioned rotor steels. The influence of the boron content on creep rupture strength of the TAF steel is shown in Figure 2. The investigated test melts have boron contents in the range of 0 to 400 ppm and vanadium contents of 0.16 to 0.25 wt. %. The test melt with no boron and 0.16 wt. % vanadium did yield the lowest creep strength. The highest creep strength is found for the melts with 370 to 400 ppm boron and 0,20 % vanadium or with 270 ppm boron and 0.25 % vanadium. The drawback of the TAF steel is the high B content of about 300 to 400 ppm. In accordance with the current experiences it reduces for example the hot workability of large turbine components. Nevertheless, the quantitative investigations of the microstructure of this steel with modern analysis techniques are of great importance for the development of new 9-12 wt. % Cr steels with moderate boron contents. The available data for the microstructure of the TAF steel, stemming from 1982, give only a qualitative view of the observed phases [6].

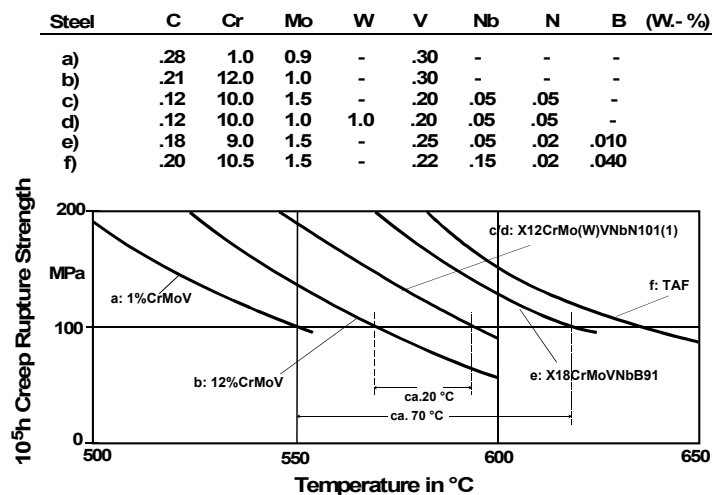


Figure 1: 100 000 hour creep rupture strength of turbine steels.

For our own investigations, we used a test melt from the Saarschmiede in Völklingen, produced in the framework of the COST 501 research project. Long-term creep tests have been performed on this material. Some of the tested specimens were character-

ized in detail within the framework of the COST 536 project and the results are presented and discussed in this work.

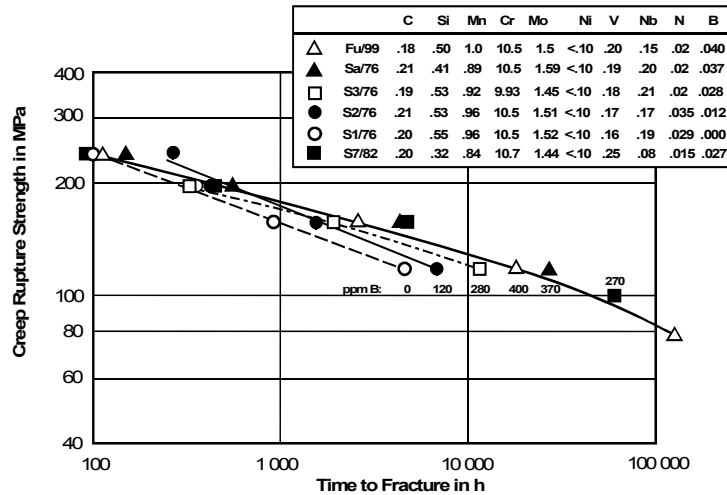


Figure 2: Creep resistance of the TAF steel (Fu 99) in comparison to a number of test melts with varying boron contents tested at 650 °C.

## 2. Test material

For the microstructural investigations two creep-ruptured samples tested at 600 °C and 650 °C respectively were used. In [Figure 3 and 4](#) the results of the creep tests are shown together with the data of a Japanese test melt (Fu). The Japanese melt has been investigated up to 130 000 hours at 650 °C [5]. The results of the test melt produced in the COST 501 program are in good agreement with this data. Apart from the test conditions, the two investigated samples also differ in the austenitizing temperature. Test material A has been austenitized at 1070 °C, whereas test material B has been austenitized at 1150 °C. The specimen of the test material A has been loaded with 177 MPa at a temperature of 600 °C. This leads to failure of the specimen after 14 820 hours. The sample of the test material B was creep-tested at 650 °C with 100 MPa and failed after 26 931 hours. The chemical composition of the test melts, the heat treatment data and the mechanical properties after heat treatment of the samples are also presented in [Figures 3 and 4](#).

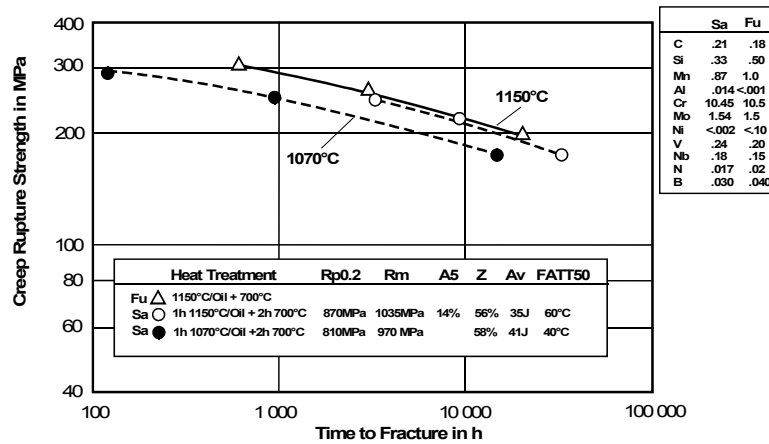


Figure 3: Creep resistance of the TAF steel tested at 600 °C.

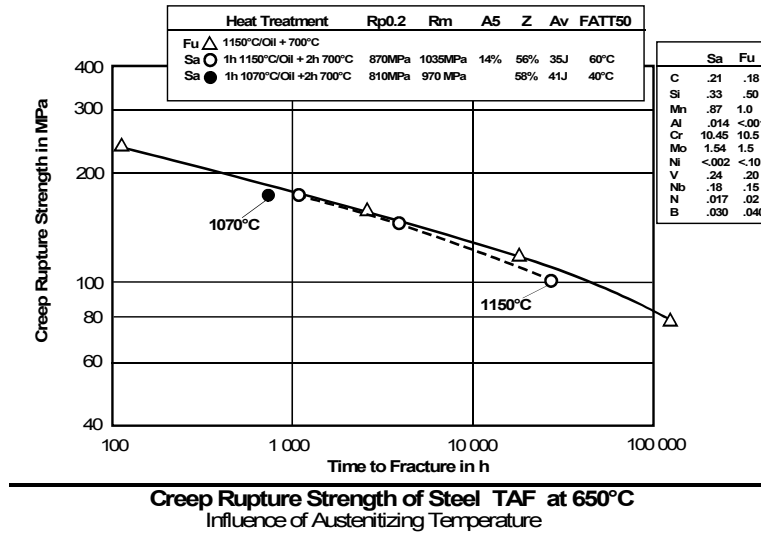


Figure 4: Creep resistance of the TAF steel tested at 650 °C.

As no initial material was available for the microstructural characterization, the original heat treatment have been applied again to one specimen head of each sample. The hardness values obtained after heat treatment are in accordance with the tensile strength during the initial tests, which suggests that the initial state was successfully reproduced. The geometry of the creep test specimen after rupture can be seen in [Figure 5](#).

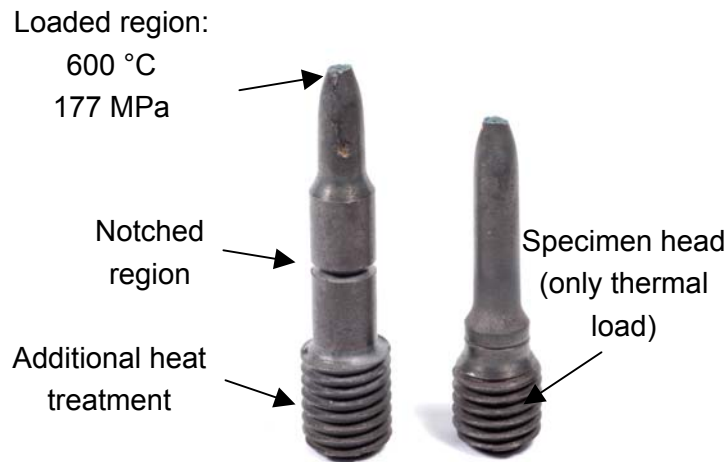


Figure 5: Used test specimen (TAF A).

From each specimen three samples exposed to different conditions were analysed:

- a section of the specimen head, where the initial heat treatment condition had been repeated (in the following “initial state”),
- a section of the specimen head, which had seen only the thermal exposure during the creep test,
- a section of the specimen shaft, which represents the crept state

The chemical composition of the TAF alloy is given in [Table 1](#).

Test melt	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	Al	Ni	V	Nb	N	B
F35	.21	.33	.87	10.5	-	1.54	.014	<.002	.24	.18	.017	.03

Table 1: The chemical composition of the TAF test melt F35 by Saarschmiede.

### 3. Microstructural Characterization

#### 3.1. Optical microscopy and scanning electron microscopy

The optical microscopy (OM) analysis was done using a Leitz Aristomet. The specimens were prepared by standard metallographic methods such as cutting, grinding and polishing. To develop the microstructure the specimen were etched by 3% HNO<sub>3</sub>. Scanning electron microscopy (SEM) investigations were carried out using a JEOL JSM 6400 operated at 10 kV for the analytical measurements and at 25 kV for acquiring images. For the analytical measurements the SEM is equipped with an energy-dispersive X-ray spectrometer (EDX) system (TN5500 from NORAN) which allows the detection of elements with an atomic number  $\geq 5$  (Boron).

### 3.2. Transmission electron microscopy

Conventional transmission electron microscopy (TEM) investigations were performed using a JEOL JEM 2000 FX operated at 200 kV to determine the subgrain size and dislocation density. For analytical measurements the TEM is equipped with an EDX detector (Kevex Sigma 1 from NORAN, capable for detection of elements with an atomic number  $\geq 11$ ) and with a Gatan energy filter. The latter was used for acquiring elemental maps.

A detailed description of energy filtered TEM (EFTEM) measurements can be found for example in [7, 8]. For the quantitative evaluation of the precipitate state (type, size, shape and distribution) a digital image processing system (SEM-IPS 500, Kontron) was used to analyze the EFTEM images and/or TEM bright field micrographs. For each specimen an area of about  $40 \mu\text{m}^2$  was quantitatively analyzed.

For the conventional TEM measurements metal foils were prepared by mechanical cutting, grinding and chemical etching using a Tenupol-3 from Struers. Most of the analytical TEM investigations were performed on formvar extraction replica. Detailed information about the two applied preparation techniques is given in [9]. Each precipitation type was characterised by electron diffraction to determine the crystallographic structure and by EDX measurements to determine the chemical composition. EDX was done on approximately 80% of all particles visible in the TEM micrographs. The electron diffraction experiments were performed on selected particles using either a parallel beam for selected area diffraction or by convergent beam electron diffraction (CBED). A detailed description of the applied methods can be found in [10].

## 4. Results and Discussion

### 4.1 Microstructure

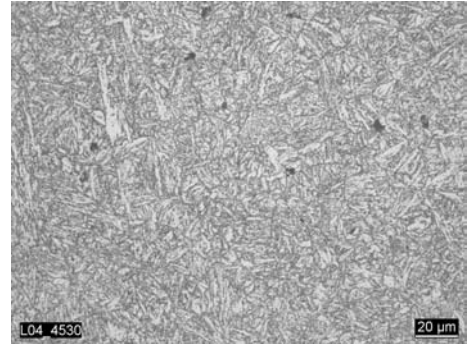
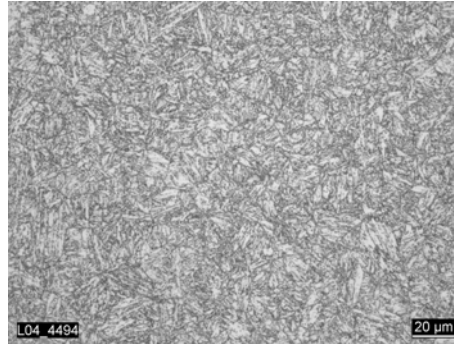
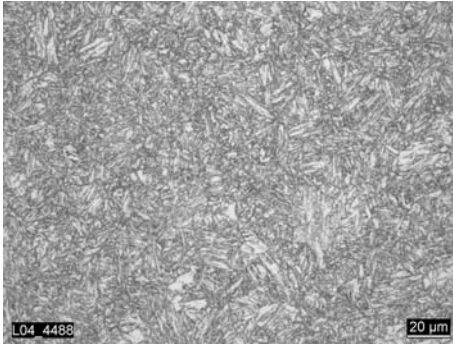
The general microstructure of the material was obtained by OM. The initial state of the specimen is shown in [Figure 6](#). This steel has the expected ferritic-martensitic microstructure. Prior austenite grain boundaries and martensite laths can be observed. No difference between the two differently normalised alloys can be deduced from these images. During the thermal exposure at  $600^\circ\text{C}$  and  $650^\circ\text{C}$ , respectively, no significant changes in the microstructure are observable by OM.. The martensitic lath structure and the grain size did not change visibly. For the creep tested specimen a small increase in grain size was observed along with several creep pores.

Test material A

Initial state

After thermal exposure

Creep tested



Test material B

Initial state

After thermal exposure

Creep tested

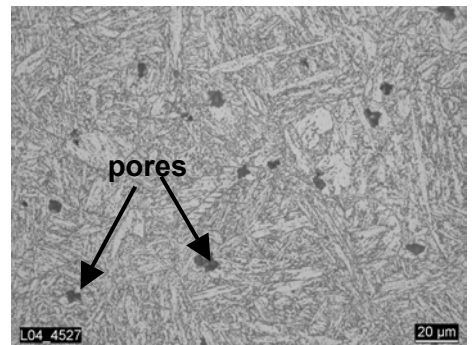
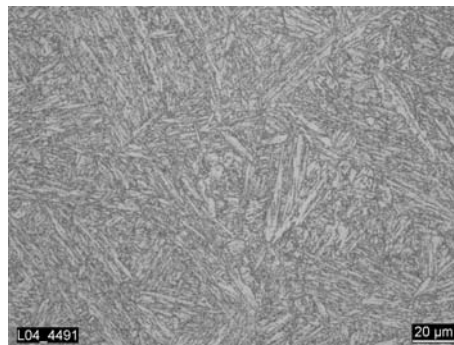
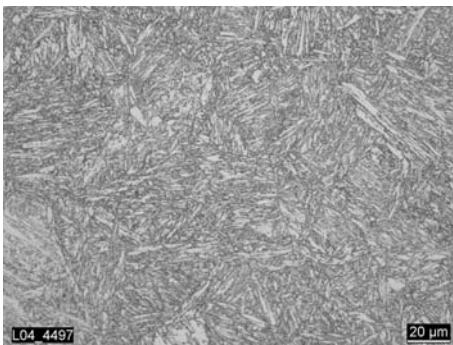


Figure 6: OM images of the two different specimen under three different conditions.

The subgrain boundaries and also the former austenite boundaries are decorated with precipitates, which can be observed by SEM (Figure 7). The particles were analyzed by EDX in the SEM and most of them show Cr enrichment compared to the neighbouring matrix. Additionally, several primary niobium containing particles were observed. Large Laves phase particles containing mainly iron and molybdenum were found in the heat treated and in the creep tested conditions.

Test material B

Initial state

After thermal exposure

Creep tested

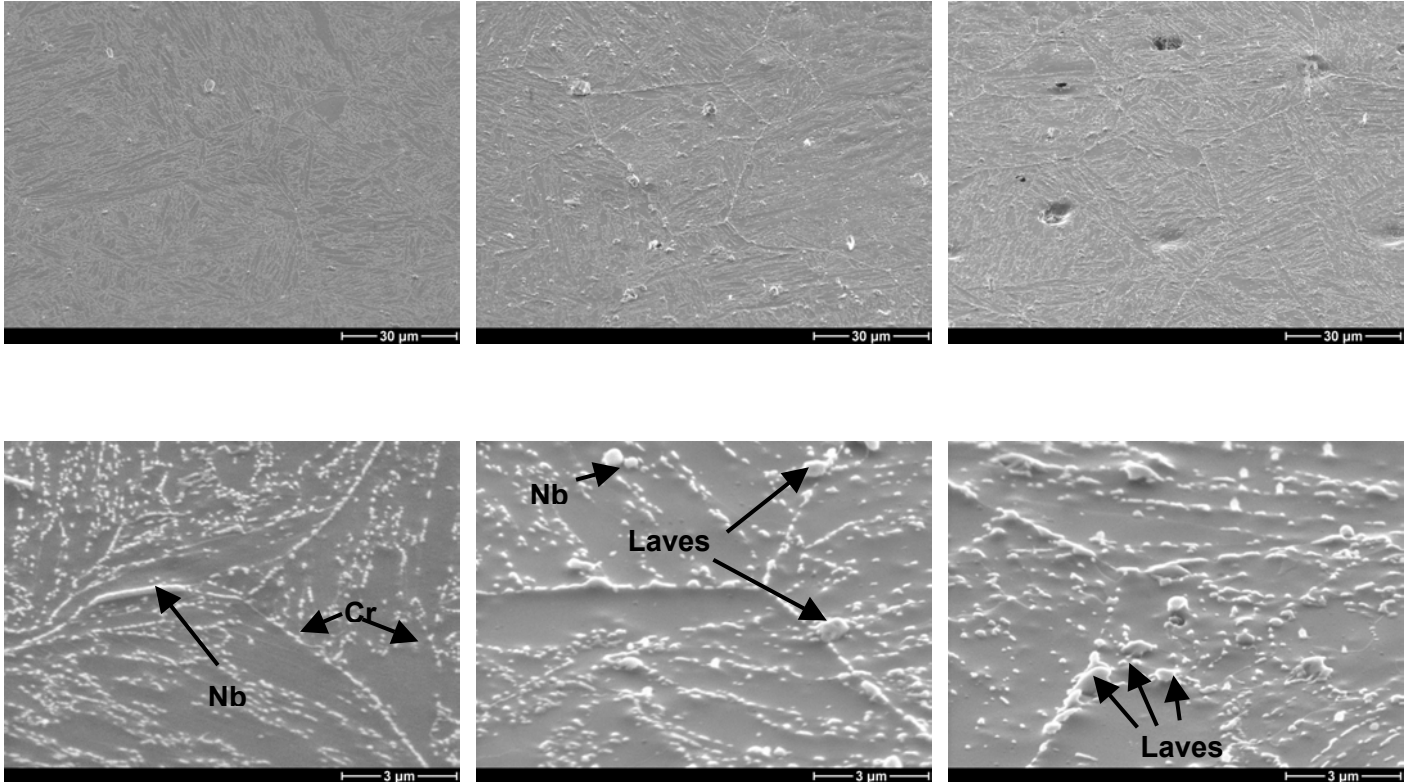


Figure 7: SEM images of the test B material. The decorated former austenite grain boundaries and the martensitic lath structure can be observed. Several particles are indicated by arrows. The Laves phase is observed in the sample after thermal exposure to 650°C and in the creep tested material.

Since it is not possible to study the chemical composition of particles with sizes of 1 μm and less by EDX in the SEM due to the large interaction volume in which X-rays are generated, the quantitative study of these particles was carried out in the TEM. Figure 8 shows a montage of four low magnification TEM micrographs of an extraction replica of the test material A in the initial state.



Figure 8: Montage of four TEM low magnification bright field images of an extraction replica produced from the test material A in the initial state.

In Figure 9 a TEM bright-field image and the corresponding EFTEM image showing the chromium (red) and the vanadium (green) distribution of the particles are depicted. The chromium particles have been identified by EDX and electron diffraction experiments as  $M_{23}C_6$  phase, the vanadium particles as MX-phase. Some particles are visible in neither of the two elemental maps. These particles have all been analysed by EDX and can all be attributed to either Nb (C, N) as in Figure 9, or to the Laves phase (particles containing mainly iron and molybdenum; present only after thermal exposure or creep testing). The particle sizes and their distributions have been analysed from 10 of these EFTEM images, corresponding to an analysed area of  $40 \mu\text{m}^2$ , for each condition. The analysis of the particle sizes and size distributions has been carried out at extraction replica. For the analysis of the subgrain sizes and the dislocation densities metal foils have been investigated in the TEM (Figure 10, 11).

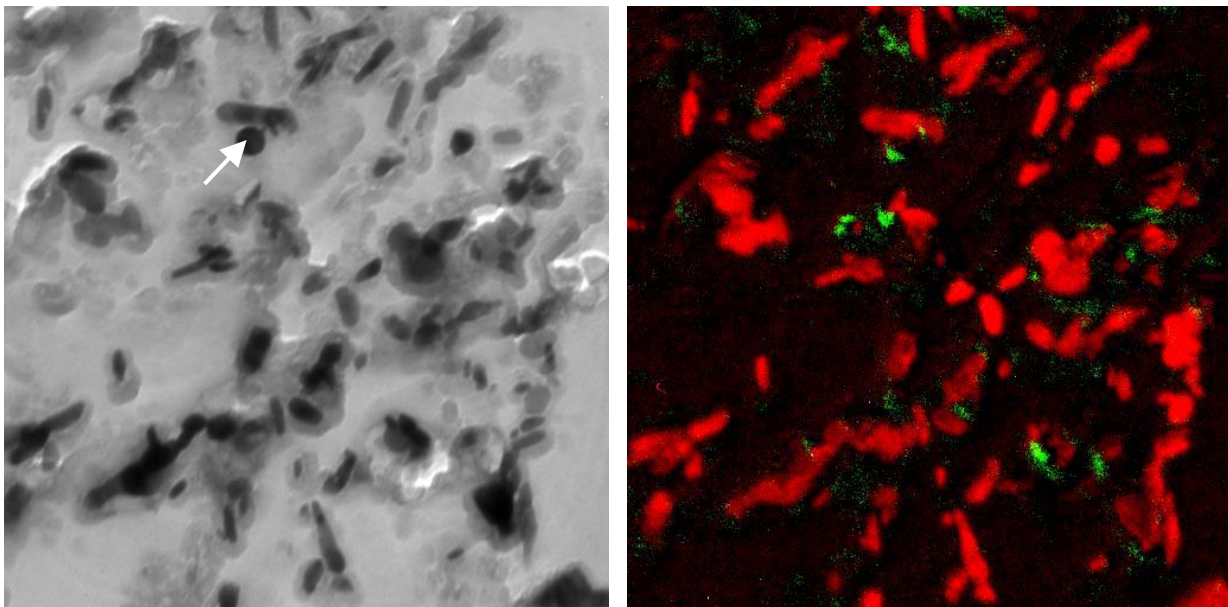
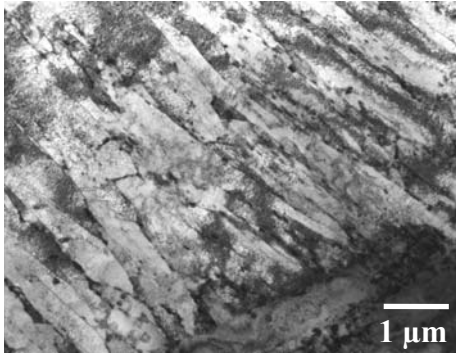


Figure 9: TEM and EFTEM images of the as-received state of the test material A. In the EFTEM image, the red colour indicates chromium, the green indicates vanadium. The arrow indicates a niobium containing particle. The field of view of these images is  $2 \mu\text{m} * 2 \mu\text{m}$ .

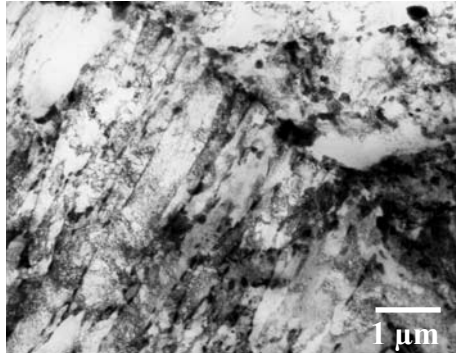


Test material A

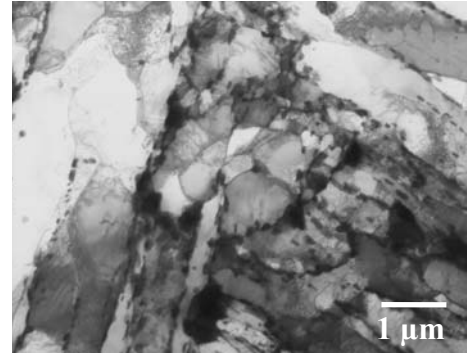
Initial state



After thermal exposure

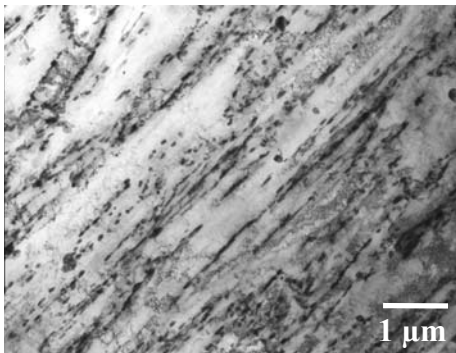


Creep tested

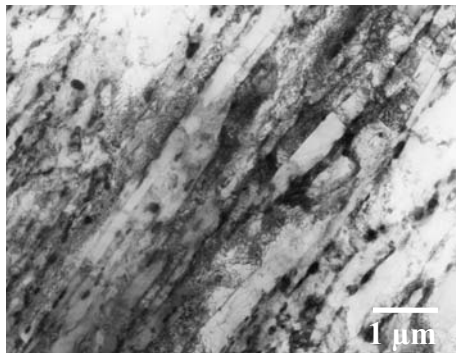


Test material B

Initial state



After thermal exposure



Creep tested

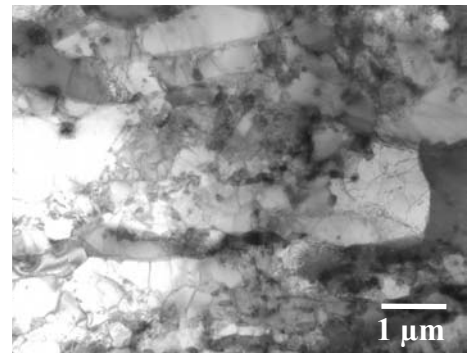


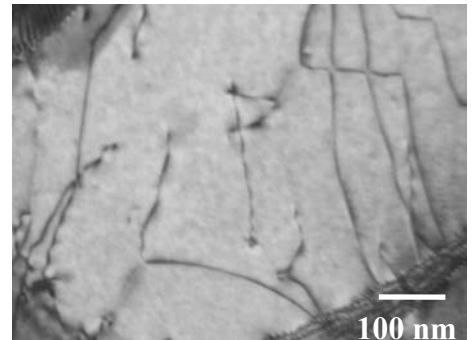
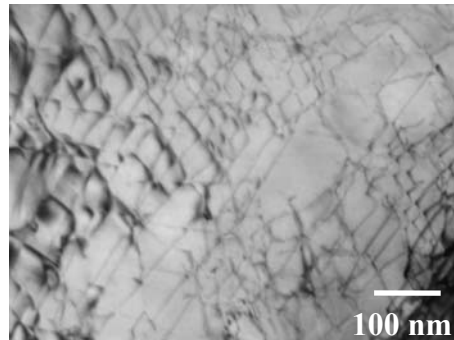
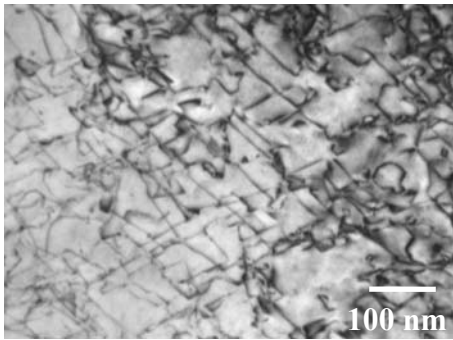
Figure 10: Bright field TEM images of the two specimen in 3 different test conditions for determination of the subgrain size.

Test material A

Initial state

After thermal exposure

Creep tested

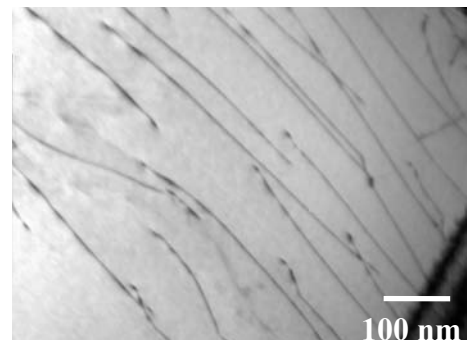
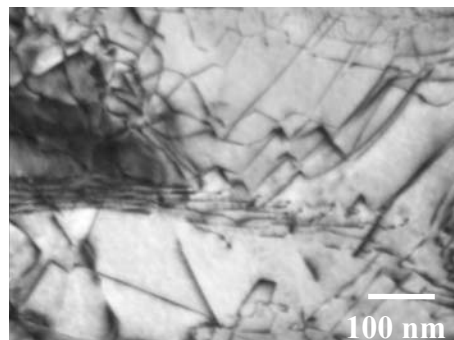
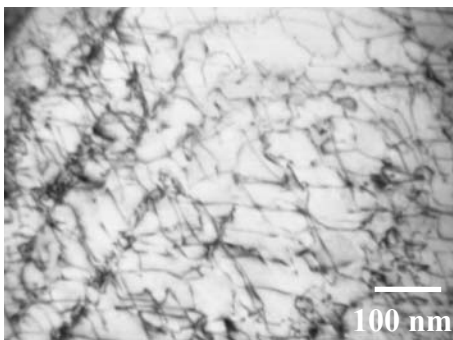


Test material B

Initial state

After thermal exposure

Creep tested



**Figure 11:** Bright field TEM images of the two specimen in 3 different test conditions for determination of the dislocation density.

The average subgrain size of the test material A was almost constant at about 300 nm for all three conditions. However, the shape of the subgrains changed significantly during the creep process from elongated subgrains to almost uniaxial ones.

The subgrain size and shape of the test material B was also not significantly influenced by the heat treatment at the test temperature. The subgrains remained elongated with an average size of about 300 nm. In contrast, during the creep test not only the shape of the subgrains changed, but also the size increased by a factor of almost 2.

As can be seen in [Figure 11](#), the dislocation density for both materials decreased during the exposure at test temperature, more obvious in case of the test material B, which was exposed to a higher temperature for a longer time than the test material A. But during the creep experiment the dislocation density decreased significantly from values of  $5-8 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$  prior to the test to  $1-1.5 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$  after the creep test for both TAF specimen.

## 4.2 Hardness values

The hardness values of the different specimen are given in [Table 2](#). The initial values for both test materials are identical. The thermal exposure for 14 820 h at 600 °C in case of the test material A caused only a small decrease in hardness, whereas the effect of the heat treatment for 26 931 h at 650 °C is obvious. After the creep test, both TAF steels exhibit significantly reduced hardness values, where again the decrease was larger in case of the test material B. This decrease in hardness can be correlated to the increased smallest dimension of the subgrains and the reduced dislocation density both observed in the TEM investigations of the material (see [Figs 10, 11](#)).

[Table 2](#): Hardness values (HV 10) for the tested TAF specimen.

HV 10	Initial state	After thermal exposure	Creep tested
Test material A	314	297	235
Test material B	317	263	197

## 4.3 Quantitative precipitation analysis

The results of the quantitative precipitation analysis are presented in [Figure 12](#). The fraction of the four different precipitate types observed are given in relation to the total precipitation number. The  $M_{23}C_6$  type precipitates are the dominant type in all analysed samples. Their fraction ranges from 75 % in case of the creep tested test material B to about 99 % for the initial state of this material. Of special interest is the low initial size of these precipitates compared to other 9 % Cr steels of only about 75 nm. But of even greater importance for the creep stability of the TAF material is the slow coarsening rate of these particles. This slow growth prevents the creep properties from degrading. [Figure 13](#) gives an overview of the growth rate of  $M_{23}C_6$  at 650 °C in different steels developed within the COST project along with data for the P92 steel [11]. This graph demonstrates that both, the absolute size and the growth rate, are exceptionally low for the TAF test materials. This is usually attributed to the relatively high boron content of this material. The boron is build-in in the  $M_{23}C_6$  particles and reduces the rate of Oswald ripening (e.g. [2, 12])

Additionally to the slowly coarsening  $M_{23}C_6$  precipitates, MX-type vanadium nitrides precipitate during the heat treatment and even more during creep of the TAF steels.

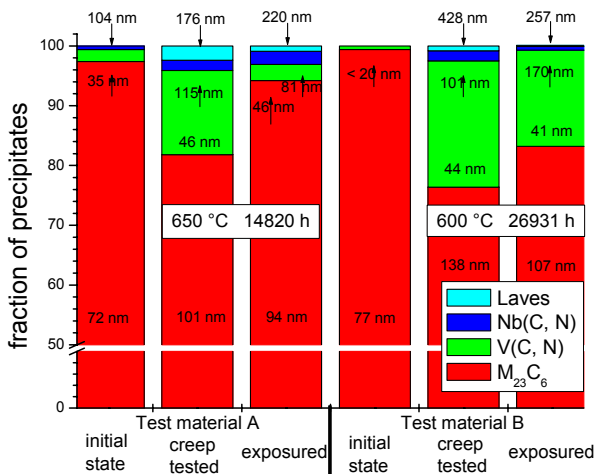


Figure 12: Precipitations smaller 1 µm present in the TAF steel

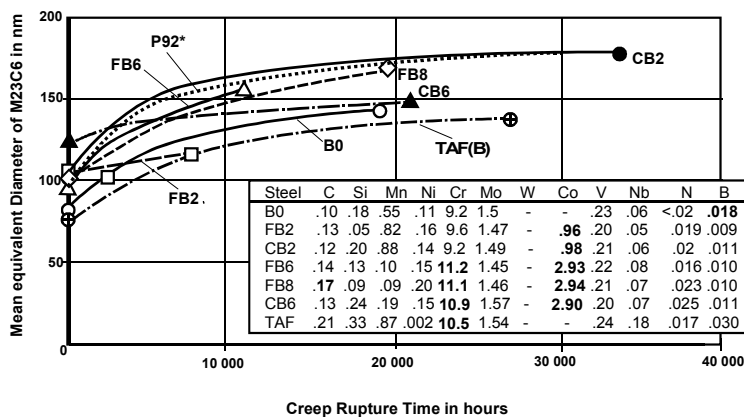
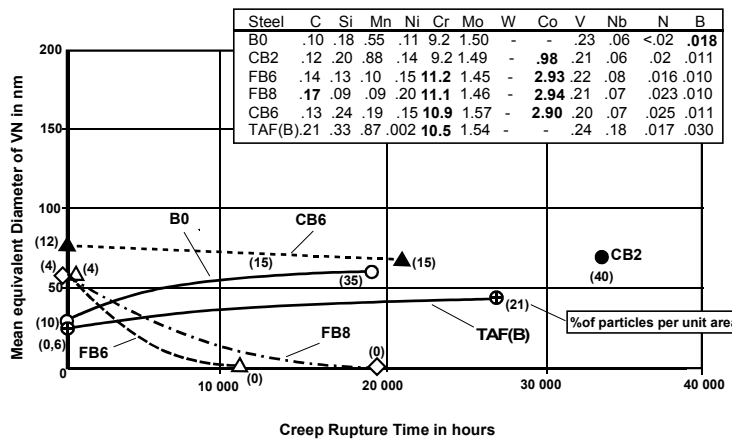


Figure 13: Coarsening of M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> precipitates in 9-12 % Cr steels at 650 °C.

The initial size and the growth of these particles is summarized in [Figure 14](#). The decrease of the mean diameter in the cases of FB6 and FB8 is due to the nucleation of a different phase, the Z-phase, in these steels. This Z-phase coarsens quickly and consumes the fine MX particles in this process. It is therefore detrimental for the creep properties of the alloys. In the case of the CB6 steel, the slight decrease in MX size can also be attributed to a beginning nucleation of the Z-phase. Compared to all other steels shown in [Figure 14](#), the MX particles in the TAF steels exhibit the smallest initial size of less than 40 nm in the initial state and still less than 50 nm after creep testing. Additionally, the amount of MX precipitates increased significantly during exposure and even more during the creep testing of the TAF material. These fine MX-type particles increase further the creep resistance of the material. Also the present niobium carbonitrides have no significant role in the strengthening of the material. The effect of the precipitation of the Laves phase on the creep properties is probably also small due to the low number and relatively large size of the precipitates in comparison to the M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> and VN precipitates.



### Chance of Size of Vanadium - Nitrides of Boron alloyed COST Steels due to Creep Stresses at 650°C

Figure 14: Coarsening of MX precipitates in 9-12 % Cr steels at 650 °C.

## 5. Conclusions

It has been demonstrated that one important effect for the creep strength of the TAF steels can be attributed to the small initial size of the  $M_{23}C_6$  precipitates and to their slow coarsening rate. The origin of this slow coarsening can be mainly attributed to the high boron content of this material.

The second important aspect for the good creep properties is the formation of fine MX-type precipitates during creep, which strengthen further the material. The reason for the dynamic precipitation of the VN particles could be the relatively short tempering time of 2h at 700°C and the higher austenitizing temperature of the test material B which promote probably more the dynamic precipitation during the creep process.

A study of the influence of the two different austenitizing temperatures of the test materials was not possible, as no test specimen with comparable test conditions was available for the investigations. The initial states of the two differently heat treated condition of the two TAF test materials did exhibit a very similar general microstructure and properties, however a slightly different precipitation state was observed. Considerably less MX particles were found in the as received state of the test material B, which can probably be attributed to the effect of the higher austenitizing temperature, at which more MX particles have been dissolved.

## 6. Literature

- [1] T.-U. Kern, K.H. Mayer, C. Berger, G. Zies, M. Schwienheer: „Stand der Entwicklungsarbeiten in COST 522 für Hochtemperatur-Dampfturbinen“, 27. Vortragsveranstaltung FVHT, VDEH, 26. 11.2004, Düsseldorf.
- [2] F. Abe: „Alloy Design of Creep and Oxidation Resistant 9Cr Steels for Thick Section Boiler Components Operating at 650°C“, 4<sup>th</sup> EPRI International Conference on Ad-

- vanced in Materials Technology for Fossil Power Plants“, Hilton Oceanfront Resort, Hilton Head Island, SC, USA, October 25-28, 2004, 273-283
- [3] K. Sakuraya, H. Okada, F. Abe: „Coarse Size BN Type Inclusions formed in Boron Bearing High Cr Ferritic Heat Resistant Steels“, 4<sup>th</sup> EPRI International International Conference on Advanced in Materials Technology for Fossil Power Plants“, Hilton Oceanfront Resort, Hilton Head Island, SC, USA, October 25-28, 2004, 1325-1338
- [4] T. Fujita, N. Takahashi: „The Effect of Boron on the Long Period Creep Rupture Strength of the modified 12%Cr heat-resisting Steel“, Transaction of ISIJ 18, 1978, 702-711
- [5] T. Fujita: „Twenty–first Century Electricity Generation Plants and Materials“, International Workshop of Advanced Heat-resisting Steels, Yokohama, Japan, 8. November 1999
- [6] I.-M. Park, T. Fujita: „ Long Term Creep Rupture Properties and Microstructure of 12% Cr Heat resisting Steels“, Transaction of ISIJ 22, 1982, 830-837
- [7] F. Hofer, P. Warbichler, W. Grogger: „Imaging of nanometer-sized precipitates in solids by electron spectroscopic imaging,“ Ultramicroscopy 59, 1995, 15-31
- [8] F. Hofer, W. Grogger, G. Kothleitner, P. Warbichler: „Quantitative analysis of EFTEM elemental distribution images,“ Ultramicroscopy 67 (1997) 83-103
- [9] J.S. Brammer, M.A.P. Dewey: „Specimen Preparation for Electron Metallography,“ Blackwell Scientific Publications, Oxford, 1966
- [10] C. Scheu, F. Kauffmann, G. Zies, K. Maile, S. Straub, K.-H. Mayer: „Requirements for microstructural investigations of steels used in modern power plants,“ Metallkunde 06, 2005, 653-659
- [11] K.H. Mayer: „Vergleichende Bewertung des Einflusses der Mikrostruktur auf die Kriechfestigkeit der borlegierten COST-Stähle mit erhöhtem Cr- und Co-Gehalt,“ Interner COST 536-Bericht, 14. 9. 2004
- [12] L. Lundin: „High Resolution Microanalysis of Creep Resistant 9-12%Cr Steels,“ Doctorial Thesis for the Degree of Doctor of Philosophy, Department of Physics, Chalmers University of Technology and Göteborg University, Sweden, 1995

## 6 Veranstaltungen der MPA Universität Stuttgart

Datum	Veranstaltung
24. - 28.02.	Leimmeisterkurse I und II <sup>1)</sup> , Stuttgart
18.03	„Natursteinsanierung Stuttgart“, MPA Universität Stuttgart, IGP Karlsruhe, Landesamt für Denkmalpflege
10.06.	Kolloquium: „Ein Berufsleben mit 15NiCuMoNb5 (WB36)“, Stuttgart <sup>3)</sup>
06. - 09.09.	International Workshop „Performance and Requirements of Structural Materials for Modern High Efficient Power Plants“, Darmstadt (MPA, IfW, NIMS) <sup>4)</sup>
05.10.	BS-Holzherstellung nach neuen Normen <sup>1)</sup> , Stuttgart
13./14.10.	31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung "Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- und Anlagentechnik", Stuttgart
22.11.	28. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaften für warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf
14.11.	Seminar Bauwesen – Neue Regeln für Estriche im Bauwesen – MPA Universität Stuttgart – TAE, Stuttgart
13.12.	Workshop „Bewertung und Optimierung von Rohrleitungssystemen“, Stuttgart <sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> in Kooperation mit Studiengemeinschaft Holzleimbau

<sup>2)</sup> in Kooperation mit dem Dachverband Dampfkessel-, Behälter- und Rohrleitungsbau e.V. (FDBR)

<sup>3)</sup> in Kooperation mit dem „Verein der ehemaligen Mitarbeiter der MPA Universität Stuttgart e.V.“

<sup>4)</sup> Proceedings bei der MPA erhältlich

## 7 Internationale Kooperationen in der Forschung

### **The National Institute for Metal Science (NIMS), Japan**

Das NIMS ist ein bedeutendes staatliches japanisches Forschungsinstitut (vormals NRIM), das sich seit über 50 Jahren mit der Entwicklung von innovativen Stählen und Legierungen sowie deren Charaktarisierung befasst. Mit dem NIMS besteht schon über viele Jahre ein reger Austausch auf dem Bereich der Werkstoffentwicklung und Werkstoffcharakterisierung. Hierzu finden regelmäßige Workshops statt, zuletzt im September 2005 in Darmstadt unter dem Titel „Performance and Requirements of Structural Materials for Modern High Efficient Power Plants“ (zusammen mit dem IfW), an dem zahlreiche Gäste aus Japan, Indien und Europa, darunter über 50 Repräsentanten aus der Industrie, teilnahmen.

### **Bhabha Atomic Research Centre, Bombay und Indira Gandhi Centre for Atomic Research, Kalpakkam**

Diese Forschungszentren befassen sich u.a. mit Fragen der Integritätsbewertung von Komponenten sowohl in Anlagen zur Energiewandlung als auch der Verfahrenstechnik. Die Bundesrepublik Deutschland unterstützt über den Projektträger DLR diese Zentren durch den Erfahrungsaustausch auf dem Gebiet des Werkstoffverhaltens im üblichen und im hohen Temperaturbereich, der bruchmechanischen Bewertung von Bauteilen und Komponenten sowie der Erstellung von Integritäts- und Instandhaltungskonzepten. Die gemeinsamen Projekte umfassen sowohl experimentelle Untersuchungen als auch numerische Analysen und deren Verifikation. Der im Rahmen dieser Projekte stattfindende Erfahrungsaustausch beinhaltet auch einen regen Austausch von Wissenschaftlern. Aus dieser direkten Kooperation haben sich weitere Kontakte zu Universitäten in Indien (z.B. IIT Madras, IIT Bombay, IIT Kaharagpur und Banaras Hindu University) und anderen Forschungseinrichtungen (z.B. National Metallurgical Laboratory in Jamshedpur) ergeben, die zu einer für beide Seiten fruchtbaren Zusammenarbeit geführt haben.

### **Deutsch-Japanische Zusammenarbeit auf dem Gebiet der Kraftwerkstechnik**

Die MPA Stuttgart ist im Auftrag der Bundesregierung federführend für den bilateralen Informationsaustausch auf dem Gebiet der Integritätsbewertung und des Lebensdauer-Managements von Komponenten der Kraftwerkstechnik tätig. In diesem Zusammenhang werden in regelmäßigen Abständen gemeinsame Seminare durchgeführt. Themen dieser Seminare befassen sich mit bruchmechanischen Analysen, Methoden der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung und deren Weiterentwicklung sowie Fragen der Werkstoffermüdung und des Kriechens. Die gemeinsamen Seminare und die sich daraus ergebenden individuellen Kontakte leisten einen wichtigen Beitrag zur Abstimmung von generischen Sicherheitsstrategien, laufenden Werkstoffentwicklungen sowie mittel- und langfristig angelegten Forschungsaktivitäten.



### **Safety and Structural Integrity Research Center Korea (SAFE)**

Die MPA Universität Stuttgart führt einen engen Erfahrungsaustausch mit SAFE in Südkorea auf dem Gebiet der Integrität von Komponenten in der Kraftwerkstechnik durch. Zu den Arbeitsfeldern, die Gegenstand des Erfahrungsaustausches sind, gehören Integritätskonzepte, die bruchmechanische Charakterisierung von Werkstoffen, Bauteilen und Komponenten, die Betriebsüberwachung, die zerstörungsfreie Prüfung, die Wartung von Komponenten sowie zuverlässige Kriterien zur Bewertung der Restlebensdauer von Komponenten auch im Kriechbereich. Der Erfahrungsaustausch wurde durch Aufenthalte von Wissenschaftlern an der MPA und durch gegenseitige Beteiligung an Konferenzen vertieft.

## **8 Mitarbeit der MPA Universität Stuttgart in Arbeitskreisen und Ausschüssen**

Die Mitarbeiter der MPA Universität Stuttgart sind in zahlreichen Gremien vertreten. Die wesentlichen sind nachfolgend zusammengestellt. Dabei bestehen zahlreiche Unterausschüsse, in denen ebenfalls MPA-Mitarbeiter vertreten sind:

American Concrete Institute (ACI)  
Bundesanstalt für Straßenwesen (BASt)  
Comité Européen de Normalisation (CEN)  
Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V. (DGM)  
Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V. (DGZfP)  
Deutscher Ausschuss für Stahlbeton (DAfStb)  
Deutscher Kalibrierdienst (DKD)  
Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. (DVM)  
Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (DVS)  
Deutsches Akkreditierungssystem Prüfwesen (DAP)  
Deutsches Institut für Bautechnik (DIBt)  
Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN)  
European cooperation in the field of scientific and technical research (COST)  
European Federation of Corrosion (EFC)  
European Structural Integrity Society (ESIS)  
fédération internationale du béton (fib)  
Forschungsgesellschaft für Straßen- und Verkehrswesen e.V. (FGSV)  
Gemeinschaft Experimentelle Strukturanalyse (GESA)  
Gesellschaft für Chemische Technik und Biotechnologie e.V. (DECHEMA)  
Gesellschaft für Korrosionsschutz e.V. (GfKORR)  
International Institute of Welding (IIW)  
Kerntechnischer Ausschuss (KTA)  
Réunion Internationale des Laboratoires et Experts des Matériaux, Systèmes des construction et ouvrages (RILEM)  
Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh)  
Verein Deutscher Ingenieure (VDI)  
Wissenschaftlich-technische Arbeitsgemeinschaft Bautenschutz und Denkmalschutz (WTA)

## 9 Ehrungen, Preise, Stipendien

Die Universität Stuttgart hat aufgrund besonderer Leistungen in Lehre und Forschung die Herren

**Privatdozent Dr.-Ing. Karl Maile und  
Privatdozent Dr.-Ing. Hermann Schad**

zu **außerplanmäßigen Professoren** ernannt.

Herr **Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos, geschäftsführender Direktor der MPA Universität Stuttgart**, wurde als „Foreign Fellow“ in die Indian National Academy of Engineering (INAE) gewählt. Mitglieder der INAE sind führende indische Wissenschaftler auf dem Gebiet der Ingenieurwissenschaften. Die Fellows werden in Anerkennung ihrer persönlichen Leistungen im Bereich der Ingenieurwissenschaften auch im Bezug zu indischen Universitäten und Forschungseinrichtungen benannt. Zur Zeit sind in der INAE 535 indische und 36 ausländische Fellows vertreten



Übergabe der Urkunde in Madras im Rahmen der Konferenz „Frontiers in the Design of Materials“  
v.l.: Prof. E. Roos, Dr. A. Ramakrishna (President), Dr. P. Rodriguez (Vice President)

Herr **Prof. Dr.-Ing. Hans-Wolf Reinhardt, Direktor der MPA Universität Stuttgart**, wurde im April zum „Fellow“ des American Concrete Institute (ACI) ernannt.

Herrn **Dr.-Ing. Jürgen Föhl, Referatsleiter der Abteilung 54 230 Tribologie**, wurde bei der diesjährigen GfT-Tagung (Gesellschaft für Triologie e. V.) in Moers am 27.09.2005 in Anerkennung seiner hervorragenden Leistungen auf dem Gebiet der Abrasion der **Hans-Wahl-Preis 2005** verliehen.

Herr **Dr. Hans Kockelmann, Leiter der Abteilung 53200 Beanspruchungsanalysen**, hat bei der diesjährigen Pressure Vessels and Piping Conference eine internationale Anerkennung über die Verleihung des **PVPD Conference Award für die Mitentwicklung der herausragenden Technical Session „Analysis of Bolted Joints“** erfahren.

**Frau Dangelmaier** wurde für ihre Studienarbeit „Untersuchung von gekoppelten Schädigungsmodellen“ im November der **Gustav-Magenwirth-Preis** verliehen.

## **10 Gastwissenschaftler an der MPA Universität Stuttgart**

- Al-Huniti, N.**, Prof. Dr. (Jordanien), 14.06.-13.09.05  
**Ashurov, K.**, Dr. (Usbekistan), 04.04.-25.06.05  
**Balokhonov, R.**, Dr. (Russland), 01.02.-30.04.05, 01.09.-30.09.05  
**Deryugin, Y.Y.**, Dr. (Russland), 01.10.-30.11.05  
**Günther, B.** (Chile), 06.05.-20.05.05  
**Khan, I. A.** (Indien), 01.09 -11.11.05  
**Krebel, F.** (Russland), 01.04.05-31.03.06  
**Kushwaha, H.S., Dr.** (Indien), 21.05.-26.05.05, 11.10.-16.10.05  
**Lasko, G., Dr.**, (Usbekistan), 01.01.-31.08.05  
**Mischnaewsky, L., Dr.** (Deutschland), 01.03.03-28.02.08  
**Mukherjee, A., Prof. Dr.** (Indien), 03.05.-31.05.05  
**Romanova, V., Dr.**, (Russland), 01.03.-31.03.05  
**Serebrinsky, S., Dr.** (USA), 15.05.-28.05.05  
**Siddiq, A.** (Pakistan), 15.07.03-15.07.06  
**Soni, S.** (Indien), Oktober 04.-31.05.05  
**Takahashi, A., Dr.** (Japan), 12.01.-15.01.05  
**Wang, Zh.**, (VR China), 17.10.05-31.03.06  
**Yusup, N.**, Prof. (VR China), 18.10.04-30.09.05

## 11 Veröffentlichungen der MPA Universität Stuttgart im Jahr 2005

**Aicher, S. and R. Finn:** Joints in Timber Structures Loaded Perpendicular to Grain – Comparison of Design Approaches. *Otto-Graf-Journal*, Vol. 16 (2005), pp. 285-299.

**Aicher, S. and G. Dill-Langer (2005):** Effect of lamination anisotropy and lay-up in glued-laminated timbers. *Journal of Structural Engineering, ASCE*, July, S. 1095 – 1103

**Balokhonov, R., V. Romanova and S. Schmauder:** Numerical Simulation of Intermittent Yielding at the Macro and Mesolevels. *Computational Materials Science* 32 (2005), pp. 261-267.

**Bartonicek, J., H. Hacker, W. Ottens, R. Hahn und H. Kockelmann:** Langzeitverhalten von Stopfbuchsabdichtungen unter dem Einfluss realer Medien und hoher Temperaturen. *Industriearmaturen* 4 (2005), S. 320-324.

**Bartonicek, J., H. Hacker, W. Ottens, R. Hahn und H. Kockelmann:** Langzeitverhalten von Stopfbuchsabdichtungen unter dem Einfluss realer Medien und hoher Temperaturen. XIV. Dichtungskolloquium „Untersuchung und Anwendung von Dichtelementen“ am 11./12. Mai 2005 in Steinfurt, S. 227-246.

**Bartonicek, J., H. Kockelmann und E. Roos:** Ein gesamtheitliches Konzept für die Auslegung von Flanschverbindungen. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**de Belie, N., C.U. Große and H.W. Reinhardt:** Ultrasound monitoring of setting and hardening of shotcrete including alkali-rich or alkali-free accelerators. In: Alexander, M.G., Beushausen, H.-D., Dehn, F. and Moyo, P. (Eds.) *Proc. of Int. Conf. „Concrete Repair, Rehabilitation and Retrofitting“ (ICCRRR)*, Cape Town, South Africa, 21.-23.11.2005, pp 907-912

**de Belie, N., C.U. Große, J. Kurz and H.W. Reinhardt:** Ultrasound monitoring of the influence of different accelerating admixtures and cement types for shotcrete on setting and hardening behaviour. *Cement and Concrete Research* 35, pp 2087-2094

**Bern, A. C., D. Goebel, H.-P. Hecker, R. Hahn und H. Kockelmann:** Alternatives praxisorientiertes Prüfverfahren zum Hochwertigkeitsnachweis für Flanschdichtungen nach TA Luft. XIV. Dichtungskolloquium „Untersuchung und Anwendung von Dichtelementen“ am 11./12. Mai 2005 in Steinfurt, S. 35-48.

**Bern, A.C., D. Goebel, H.-P. Hecker, A. Hövel, R. Hahn und H. Kockelmann:** Praxisorientiertes Prüfverfahren zum Hochwertigkeitsnachweis für Flanschdichtungen nach TA Luft. *Dichtungstechnik*, H. 2, S. 66-69.

**Bern, A.C., D. Goebel, R. Hahn and H. Kockelmann:** Alternatives praxisorientiertes Prüfverfahren zum Hochwertigkeitsnachweis für Flanschdichtungen nach TA Luft. Dichtungstechnik, Jahrbuch 2006, S. 33-42.

**Böhme, W., M. Borsutzki, T. Döpmeier, R. Häcker, P. Larour, U. Mayer und S. Geisler:** Ergebnisse eines VDEH-Ringversuchs zum Stahl-Eisen-Prüfblatt SEP 1230 „Hochgeschwindigkeitszugversuche“. Tagungsband Werkstoffprüfung 2005 „Herausforderungen neuer Werkstoffe an die Forschung und Werkstoffprüfung“, 01.-02. Dezember 2005 in Berlin, S. 181-188.

**Dahl, A., D. Moinereau and K. Kerkhof:** Eu-Project „Smile“ Synthesis of Validation Test Numerical Evaluation. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Dill-Langer, G., S. Aicher and W. Bernauer:** Reflection Measurements at Timber Glue-Lines by Means of Ultrasound Shear Waves. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 273-284.

**Dujic, B., S. Aicher and R. Zarnič:** Investigation of In-Plane Loaded Wooden Elements-Influence of Loading and Boundary Conditions. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 259-272.

**Dujic, B., S. Aicher and R. Zarnic:** Racking of Wooden Walls exposed to different boundary conditions. Proc. CIB-W18 Meeting 38, Karlsruhe, paper 38-15-8

**Ehling, W., K.-H. Herter, D. Restemeyer und H. Silcher:** Untersuchungen zum Tragverhalten von Mischnähten in Rohrleitungen kleinerer Nennweite. MPA/VGB Forschungsvorhaben 3.8, Abschlussbericht, MPA Stuttgart, 07/2005.

**Eisele, U., M. Hoffmann, X. Schuler und L. Stumpfrock:** Bruchmechanische Bewertung von Mischnähten in Rohrleitungen. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Ewald, J., E. Roos, A. Klenk, M. Machalowska, C. Berger, A. Scholz, T. Mao und F. Müller:** Programmgestützte fortschrittliche Kriech- und Kriechermüdigungsrisssbeschreibung für typische langzeitbeanspruchte Kraftwerksbauteile. Informationstagung Turbinen, Herbst 2005, in Köln, S. 127-158, Heft R 532.

**Ewald, J., T. Mao, F. Müller, A. Scholz, M. Machalowska-Tracz und A. Klenk:** Programmgestützte fortschrittliche Kriech- und Kriechermüdigungsrisssbeschreibung für typische langzeitbeanspruchte Kraftwerksbauteile. 28. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe „Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“, 25. November 2005, Düsseldorf, S. 70-85.

**Föhl, J. und T. Weißenberg:** Korrosionsgestütztes Risswachstum niedrig legierter Druckbehälterstähle unterschiedlicher Festigkeit in sauerstoffhaltigem Hochtemperatur-

wasser. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Gerber, S.:** Kalibrierung von Pendelschlagwerken und deren Messunsicherheit. Tagungsband Werkstoffprüfung 2005 „Herausforderungen neuer Werkstoffe an die Forschung und Werkstoffprüfung“, 01.-02. Dezember 2005 in Berlin, S. 93-98.

**Gräber, U. und E. Roos:** Nachhaltige Instandhaltungsstrategien für Kraftwerksbetreiber. VGB PowerTech 85 (2005), Heft 11, S. 32-37.

**Grassegger, G. und W. Köhler:** Rissverklebungen und Rissverfüllungen an schwer geschädigten Kalksteinen – ein Verfahren entwickelt für das Rottweiler Münster, In: Siegesmund, S. Auras M., Ruedrich, J und Snethlage, R. (Hrsg.): Themenheft „Geowissenschaften in der Denkmalpflege – Bauwerkskartierung, Natursteinverwitterung, Konservierungsstrategien“, Z. dt. geol. Ges.156/1, S. 213 -220, Schweitzerbart'sche Verlagsbuchhandlung, Stuttgart.

**Grassegger, G., G. Eckstein, O. Wölbart, V. Caesar und F. Meckes:** Das Münster in Salem. In: Siegesmund, S., Auras, M. und Snethlage, R. (Hrsg.): Stein – Zerfall und Konservierung, S. 232-239, Edition Leipzig.

**Grassegger, G. und H. Leisen:** Mikromechanische Messungen zur Festigkeit und zum Erfolg von Konservierungsmaßnahmen am Tempel von Angkor Wat. In: Grassegger, G., Patitz, G. und Landesdenkmalamt B.-W. (Hrsg.): „Natursteinsanierung, Stuttgart 2005 – Neue Natursteinrestaurierungsergebnisse und messtechnische Erfassungen“, 18. März 2005, S. 15 - 26, IRB-Verlag, Stuttgart.

**Greitmann, M. J. and P. Deimel:** Friction Stir Welding – Innovative Technology for Joining Aluminium Components. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 185-192.

**Greitmann, M. J., O. Volz, G. Wackenhut und H.-J. Wink:** Qualitätssicherung beim Ultraschallschweißen mithilfe neuronaler Netze. Schw. u. Schn. 57 (2005) H. 11, S. 627-637.

**Greitmann, M. J.:** Rührreibschweißen (Friction Stir Welding) – eine innovative Verfahrenstechnologie zum Fügen von Halbzeugen aus Aluminium, Otto Graf Journal Nr. 15, 2005

**Grosse, C. und H.W. Reinhardt:** Moderne Prüfmethode für zementgebundene Materialien während der Erhärtungsphase. BetonWerk International 8, Heft 5, S. 66-81 (auch in französisch, italienisch, spanisch)

**Große, C.U., H.W. Reinhardt, M. Krüger and R. Beutel:** Application impact-echo techniques for crack detection and crack parameter estimation in concrete. Proc. of the 11th Intern. Conference on Fracture ICF 11, Turin, März 2005, Abstract Book S. 954, paper auf CD

**Große, C.U., J.H. Kurz, R. Beutel, H.W. Reinhardt, M. Krüger, O. Saukh, P.J. Marón, K. Rothermel, J. Meyer, R. Bischoff and G. Feltrin:** Combined Inspection and



Monitoring Techniques for SHM of Bridges. Proc. 5th Int. Workshop on Structural Health Monitoring (IWSHM) 2005, Stanford University, Stanford, CA , September 12-14, 2005, Ed.: Fu-Kuo Chang; Lancaster PA: DEStech Publications Inc. (2005), 1403-1410. ISBN: 1-932078-51-7

**Große, C.U., R. Beutel, H.W. Reinhardt and M. Krüger:** Impact-echo techniques for non-destructive inspection of concrete structures. In: Alexander, M.G., Beushausen, H.-D., Dehn, F. and Moyo, P. (Eds.) Proc. of Int. Conf. „Concrete Repair, Rehabilitation and Retrofitting“ (ICRRR), Cape Town, South Africa, 21.-23.11.2005, pp 461-465

**Große, C.U., J. Kurz, H.W. Reinhardt, M. Krüger, P.J. Marrón, K. Rothermel, J. Meyer and G. Feltrin:** Wireless monitoring of concrete structures using Micro-Electro-Mechanical Sensors (MEMS). In: Alexander, M.G., Beushausen, H.-D., Dehn, F. and Moyo, P. (Eds.) Proc. of Int. Conf. „Concrete Repair, Rehabilitation and Retrofitting“ (ICRRR), Cape Town, South Africa, 21.-23.11.2005, pp 1327-1332

**Große, C.U und H.W. Reinhardt:** Zerstörungsfreie Prüfung von Faserverbundwerkstoffen im Bauwesen. In: Dehn, F., Holschemacher, K., Tue, N.V. (Hrsg.) Faserverbundwerkstoffe – Innovationen im Bauwesen“, Bauwerk-Verlag, S. 121-139

**Hahn, B., D. Loog, J. Schubert, K. Maile, M. Schwarz, P. Körner, P. Seliger und G. Lüdenbach:** Neufassung der Gefügerichtreihen VGB – TW 507. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Hahn, R., H. Kockelmann und W. Ottens:** Stopfbuchsabdichtungen im Dauerstress. Langzeitverhalten von Stopfbuchsabdichtungen unter dem Einfluss realer Medien und hoher Temperaturen. Dichtungstechnik, Jahrbuch 2006, S. 293-314.

**Hahn, B., D. Loog, J. Schubert, K. Maile, M. Schwarz, P. Körner, G. Lüdenbach und P. Seliger:** Neufassung der Gefügerichtreihe VGB-TW 507. 28. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe „Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“, 25. November 2005, Düsseldorf, S. 103-114.

**Helmrich, A., J. Heinemann, R. Husemann, A. Klenk and K. Maile:** Practical Solutions for Ni-Based Welding Consumables for Boiler Tubes and Piping in the Temperature Range up to 720° C. Proceedings of the International Workshop on “Performance and Requirements of Structural Materials for Modern High Efficient Power Plants”, September 6-9 (2005) Darmstadt.

**Herter, K.-H. und X. Schuler:** Bruchausschlussnachweise für Rohrleitungen in den nationalen und internationalen Regeln. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Höfflin, L.:** Runde Durchbrüche in Brettschichtholzträgern – Experimentelle und theoretische Untersuchungen. Schriftenreihe der MPA Universität Stuttgart, Heft 90/2005

**Holdsworth, S.R., M. Askins, A. Baker, E. Gariboldi, S. Holmström, A. Klenk, M. Ringel, G. Meckling, R. Sandstrom, M. Schwienheer and S. Spigarelli:** Factors Influencing Creep Model Equation Selection. Proceedings of the ECCC Creep Conference "Creep & Fatigue in High Temperature Components – Design & Life Assessment Issues", September 12-14 (2005), London, UK, pp. 380-393.

**Huh, Nam-Su, L. Stumpfrock, E. Roos, Yun-Jae Kim and Young-Jin Kim:** A Method of  $J$  Testing Based on Crack Opening Displacement for Circumferential Trough-Wall Cracked Pipes under Combined Tension and Bending. Solid State Phenomena, Vol. 110 (2005) pp. 63-70.

**Huh, Nam-Su, L. Stumpfrock, X. Schuler and E. Roos:** Quantification of Crack-Tip Constraint Effect on Master Curve Reference Temperature Based on Two-Parameter Approach. Solid State Phenomena, Vol. 110 (2005) pp.89-94.

**Huß, A.:** DAfStb Heft 560, Sachstandbericht, Übertragbarkeit von Frost-Laborprüfungen auf Praxisverhältnisse von Eberhard Siegel, Wolfgang Brameshuber, Christian Brandes, Ulrich Dahme, Frank Dehn, Katja Dombrowski, Volkert Feldrappe, Ulrike Frohburg, Ulf Guse, Anderas Huß, Eberhard Lang, Ludger Lohaus, Christoph Müller, Harald S. Müller, Susanne Palecki, Lasse Petersen, Petra Schröder, Max. J. Setzer, Frank Weise, Andreas Westendarp, Udo Wiens

**Huß, A., O. Mielich und K. Zeus:** Zum Austrocknungsverhalten von schwimmenden Estrichen mit und ohne Ausgleichsdämmschicht aus Poriment P, Tagungsband zum Mörteltag IGM (Interessen Gemeinschaft Mörtel)

**Jahn, T.:** Experimental Identification of the Grade of Pre-Stressing of a Reinforced Concrete Slab with Unbonded Prestressing. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 138-149.

**Kauffmann, F., G. Zies, D. Willer, C. Scheu and K. Maile:** Microstructural Investigation of the Boron Containing TAF Steel and the Correlation to the Creep Strength. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Kerkhof, K., E. Roos, G. Bezdikian, D. Moinereau and A. Dahl:** EU-Project SMILE / Validation of the WPS Effect with a Component Like Cylindrical Specimen. Proceedings of the Nuclear Pressure Equipment Expertise and Regulation (Nupeer), 22. - 24. Juni (2005), Dijon, France

**Kerkhof, K., E. Roos, G. Bezdikian, D. Moinerau and N. Taylor:** Smile: Validation of the Warm-Pre-Stress Effect with a Cylindrical Thick-Walled Specimen. Proceedings of the ASME Pressure Vessels and Piping Conference, July 17-21, (2005), Denver, Colorado, USA, PVP2005-71364.

**Kerkhof, K., G. Bezdikian, D. Moinereau, A. Dahl, Y. Wadier, P. Gilles, E. Keim, S. Chapuliot, N. Taylor, D. Lidbury, J. Sharples, P. Dudden, D. Siegele, G. Nagel, R. Bass and D. Edmond:** Smile: Experimental Results of the WP4 PTS Large Scale Test Performed on a Component in Terms of Cracked Cylinder Involving Warm Pre-Stress.

Proceedings of the 18<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Paper G07-3, August 7-12, (2005), Beijing, China.

**Kizler, P., E. Soppa and L. Stumpfrock:** Thermodynamical Simulations of Diffusion and Carbide Growth in Dissimilar Weld Joints using DICTRA<sup>®</sup> Software. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Kizler, P., C. Kohler, P. Binkele, D. Willer, T. Al-Kassab and S. Schmauder:** Nanosimulation of Precipitate Strengthening in Steel, Based on Atomic-Scale Characterization of Structure and Order of Precipitates. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Klenk, A., J. Schemmel and K. Maile:** Modelling Deformation and Damage of High Temperature Steels under Creep-Fatigue Loading. Trans. Indian Inst. Met. Vol. 58 (2005) No. 2-3, pp. 481-487.

**Klenk, A., M. Ringel, O. Stelling, M. Rauch, K. Maile und E. Roos:** Implementierung von fortgeschrittenen Stoffgesetzen und Berechnungsalgorithmen in Software-Werkzeuge zur Berechnung von Bauteilen unter Hochtemperaturbeanspruchung. 28. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe „Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“, 25. November 2005, Düsseldorf, S. 25-38.

**Klenk, A., K. Maile, H. Theofel, A. Helmrich, R.-U. Husemann, R. Weiß, W. Bendick, T. Kremser, J. Heinemann und G. Lüdenbach:** Qualifizierung einer Nickelbasis-Legierung für Sammler und Rohrleitungen in Hocheffizienz-Kraftwerken. 28. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe „Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“, 25. November 2005, Düsseldorf, S. 115-126.

**Klenk, A., K. Maile and J. Schubert.** Evaluation of Weld Creep Strength. Proceedings of the International Workshop on “Performance and Requirements of Structural Materials for Modern High Efficient Power Plants”, September 6-9 (2005) Darmstadt.

**Klenk, A., F. Müller, A. Scholz, T. S. Mao and J. Ewald:** Creep Crack Growth Evaluation. Proceedings of the International Workshop on “Performance and Requirements of Structural Materials for Modern High Efficient Power Plants”, September 6-9 (2005) Darmstadt.

**Klenk, A. and K. Maile:** Creep Testing of Alloy 617 Welds. Workshop “Alloy 617”, February 24-25 (2005), Düsseldorf.

**Klöck, W.:** Statistical Analysis of the Shear Strength of Glued Laminated Timber Based on Full-Size Flexure Tests. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 225-243.

**Klöck, W. and S. Aicher:** Size effect in paper fiber-reinforced gypsum panels under in-plane bending. Wood and Fiber Science, Vol. 37, No. 3, S. 403 – 412

**Kockelmann, H:** Prüftechnische Umsetzung der TA Luft für Flanschverbindungen. 22. Konstruktions-Symposium der DECHEMA e.V. „Material - Fügetechnik - Konstruktion“ am 24. Januar 2005 in Frankfurt am Main, S. 15-29.

**Kohler, C., P. Kizler and S. Schmauder:** Atomistic Simulation of the Pinning of Edge Dislocations in Ni by Ni<sub>3</sub>Al Precipitates. Materials Science and Engineering A 400-401 (2005), pp. 481-484.

**Kohler, C., P. Kizler and S. Schmauder:** Atomistic Simulation of Precipitation Hardening in  $\alpha$ -iron: Influence of Precipitate Shape and Chemical Composition. Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 13 (2005) pp. 35-45.

**Kurz, J.H., C. U. Grosse and H.W. Reinhardt:** Strategies for reliable automatic onset time picking of acoustic emissions and of ultrasound signals in concrete. Ultrasonics 43 (2005), pp 538-546

**Krüger, M., H.W. Reinhardt, M. Raupach und J. Orlowsky:** Textilbewehrter Beton unter Brandbeanspruchung. Betonwerk + Fertigteil-Technik 71 (2005), Nr. 10, S. 38-48

**Krüger, M., H.W. Reinhardt, M. Raupach and J. Orlowsky:** Textile-reinforced concrete exposed to fire (chinesisch). Concrete Plant+Precast Technology China 2/2005, S. 9-14

**Lasko, G., D. Saraev, S. Schmauder and P. Kizler:** Atomic-Scale Simulations of the Interaction Between a Moving Dislocation and a bcc/fcc Phase Boundary. Computational Materials Science 32 (2005), pp. 418-425.

**Lasko, G., P. Hähner and S. Schmauder:** Finite Element Simulation of the Portevin-LeChatelier Effect. Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 13 (2005), pp. 645-656.

**Lehmann, R.:** Gestaltungsqualitäten von vorgehängten hinterlüfteten Fassaden (VHF), Teil Keramik, Feinsteinzeug; FVHF-FOCUS Nr. 27 des Fachverbandes Baustoffe und Bauteile für vorgehängte und hinterlüftete Fassaden e.V. (FVHF)

**Lehner, S.:** European Fire Classification of Construction Products, New Test Method "SBI", and Introduction of the European Classification System into German Building Regulations. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 151-165.

**Maile, K., K. Berreth and A. Lyutovich:** Functionally Graded Coatings of Carbon Reinforced Carbon by Physical and Chemical Vapour Deposition (PVD and CVD). Materials Science Forum, Vol. 492-493 (2005), pp. 347-352.

**Maile, K., H. Ruoff, T. Reichel und R. Kuhles:** Optimierung des Zeitstandverhaltens längsnahtgeschweißter Rohre. Tagungsband der 20. Rohrleitungstechnischen Tagung „Rohrleitungen in Kraftwerken und chemischen Anlagen – Rohrfernleitungen“. Europäische Harmonisierung und nationale Vorschriften am 15. und 16. März 2005, Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart.

**Maile, K., R. Scheck, M. Rauch und F. Kauffmann:** Ambulante TEM-Präparation an 9-12% Chromstählen. Vortragstexte der 39. Metallographietagung, 14.-16. September

2005 in Erlangen. Sonderband der Praktischen Metallographie „Fortschritte in der Metallographie“, Bd. 37, 2005, S. 79-84.

**Maile, K., A. Klenk, E. Roos and A. Jovanovic:** Monitoring of Components of New Materials – Requirements and Solution. Proceedings of the International Workshop on “Performance and Requirements of Structural Materials for Modern High Efficient Power Plants”, September 6-9 (2005) Darmstadt.

**Mücke, R., E. Roos, A. Klenk, M. Ringel und E. Götzfried:** Bereitstellung und Vergleich komplexer Stoffgesetze zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei wechselnder und stationärer Beanspruchung und Temperaturen bis zum Kriechbereich. Informationstagung Turbinen, Herbst 2005, in Köln, S. 159-180, Heft R 532

**Mueller, F., A. Scholz, C. Berger, A. Klenk, K. Maile and E. Roos:** Crack Behaviour of 10Cr-Steels under Creep and Creep-Fatigue Conditions. Proceedings of the ECCC Creep Conference “Creep & Fatigue in High Temperature Components – Design & Life Assessment Issues”, September 12-14 (2005), London, UK, pp. 685-699.

**Münstermann, S., P. Langenberg und M. Seidenfuss:** Numerische Bestimmung von duktilen Rissinitiierungskennwerten unter Berücksichtigung der Mikrostruktur. 37. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge „Technische Sicherheit, Zuverlässigkeit und Lebensdauer“. Themenschwerpunkt: „Bruchmechanische Schädigungsanalyse“ am 22. und 23. Februar 2005 in Hamburg, S. 85-98.

**Naaman, A.E. and H.W. Reinhardt:** Proposed classification of HPFRCC composites based on their tensile response. In: N. Banthia, T. Uomoto, A. Bentur, S.P. Shah (Eds.) „Construction Materials“, Proc. of ConMat’05 and Mindess Symposium, Vancouver 2005, Abstract Book S. 458, paper auf CD

**Nürnberg, U.:** Stainless Steel Reinforcement – A Survey. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 111-138.

**Nürnberg, U.:** Neuere Entwicklungen des Korrosionsschutzes der Bewehrung im nichtgefügedichten Leichtbeton. Beitrag zum Ulmer Betontag, Ulm 15. und 16.02.2005

**Nürnberg, U.:** Korrosionsverhalten von Befestigungselementen aus nichtrostendem Stahl bei hinterlüfteten Außenwandbekleidungen aus Naturwerkstein. Bautechnisches Seminar des Deutschen Naturwerkstein-Verbandes e.V., Würzburg 27. bis 28.01.2005

**Nürnberg, U.:** Ursache der Korrosion von Stahl, feuerverzinktem und nichtrostendem Stahl. Beitrag zur Jahreshauptversammlung 2005 des LVS Bayern und Baden-Württemberg der Öffentlich bestellten und vereidigten Sachverständigen e.V. Friedrichshafen 29.04.2005

**Nürnberg, U.:** Feuchtebedingte Korrosionsschäden in Parkhäusern. In: Wasser- und Feuchteschäden im Stahlbetonbau – Vermeiden, Beurteilen und Instandsetzen. Fraunhofer IRB-Verlag 2005, 93-103

**Nürnberg, U.:** Hochfeste Bauteile und Verbindungsmittel im Ingenieurbau. In: Nicht-rostende Stähle können rosten? GfKORR, Frankfurt/Main 2005

**Nürnberg, U.:** Stainless Steel in Concrete. In: Corrosion in reinforced concrete structures. Woodhead Publishing Limited, Cambridge 2005, 135-162

**Nürnberg, U., G. Sawade and B. Isecke:** Degradation Phenomena in Prestressed Concrete. Woodhead Publishing Limited, Cambridge 2005. Im Druck

**Nürnberg, U.:** Stainless Steel Reinforcement – a State of the Art Report. Beitrag für ECISS/TC19/SC1 WG 6 – part 4. June 2005

**Nürnberg, U. and Y. Wu:** High Strength Stainless Steel in Prestressed Concrete. In: Workshop of COST on NTD Assessment and New Systems in Prestressed Concrete Structures. COST Action 534 New Materials and Systems for Prestressed Concrete Structures.

**Ožbolt, J. und H.W. Reinhardt:** Dehnungsgeschwindigkeitsabhängiger Bruch eines Kragträgers aus Beton. Bauingenieur 80 (2005), S. 283-290

**Ožbolt, J. and H.W. Reinhardt:** Rate dependent fracture of notched plain concrete beams. In: G. Pijaudier-Cabot, B. Gérard, P. Acker (Eds.) „Creep, shrinkage and durability of concrete and concrete structures“, Proc. of CONCREEP 7, Nantes, September 2005, pp 57-62

**Palm, S., H. Gertkemper, P. Knoch and K. Maile:** A Study of the Early Stages of Fatigue Damage in Power Plant Steels. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Pavankumar, T.V., M.K. Samal, J. Chattopadhyay, B.K. Dutta, H.S. Kushwaha, E. Roos and M. Seidenfuss:** Transferability of Fracture Parameters from Specimens to Component Level. Int. Journ. of Press. Vess. and Piping 82 (2005), No. 5, pp. 386-399.

**Rauch, M., K. Maile, E. Roos und R. Scheck:** Die Entwicklung von Schädigungsmerkmalen zur Beurteilung der Sicherheitsspanne von Bauteilen im Hochtemperaturbereich. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Reinhardt, H.W.:** Concrete with Enhanced Durability. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 9-20.

**Reinhardt, H.W.:** Achievements and prospects of high-performance normal and fiber reinforced concrete. In: Z. Lü, Z. Wu., A. Li and S. Meng (Eds.) “Innovation & Sustainability of Structures” (ISSS’2005), Nanjing, 20.-22.11.2005, pp 142-155

**Reinhardt, H.W., S. Aicher and R. Finn:** Energy dissipation and fracture softening of doweled wood-fiber gypsum board joints: the potential for seismically loaded shear walls. In: N. Banthia, T. Uomoto, A. Bentur, S.P. Shah (Eds.) „Construction Materials“,

Proc. of ConMat'05 and Mindess Symposium, Vancouver 2005, Abstract Book S. 193, paper auf CD

**Reinhardt, H.W., F. Finck, C. Grosse and Kurz, J.:** Brazilian test of concrete evaluated by AE. Proc. of the 11th Intern. Conference on Fracture ICF 11, Turin, März 2005, Abstract Book S. 961, paper auf CD

**Reinhardt, H.W. und A. Huss:** Frostwiderstand von Betonen – Vergleich von Labor- und Auslagerungsversuchen. Tagungsband zum Kolloquium „Frostwiderstand von Beton in Labor und Praxis“, Düsseldorf, September 2005, S. 49-57

**Reinhardt, H.W. und M. Krüger:** Vorgespannte textilbewehrte Betonplatten. In Holschemacher, K. (Hrsg.) „Stahlbetonplatten – Neue Aspekte zur Bemessung, Konstruktion und Bauausführung“, 6. Tagung Betonbauteile, Leipzig, März 2005, Bauwerk-Verlag, S. 121-132

**Reinhardt, H.W. und A.E. Naaman:** Geschichtliche Entwicklung hochduktiler Betone mit Kurzfaserbewehrung. In: V. Mechterine (Hrsg.) „Hochduktile Betone mit Kurzfaserbewehrung“, Kaiserslautern, Oktober 2005, ibidem-Verlag Stuttgart, S. 1-9

**Reinhardt, H.W. and J. Ožbolt:** Strain-rate dependent fracture of a concrete cantilever beam. Mindess Symposium, Vancouver 2005, paper auf CD

**Reinhardt, H.-W. und M. Stegmaier:** Einfluss einer Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften von SVB. In: Betonwerk und Fertigteil-Technik 71 (2005), Nr. 5, S. 34-45

**Reinhardt, H.W. und M. Stegmaier:** Verhalten von selbstverdichtendem Beton bei Brandbeanspruchung. Beton 55 (2005), Nr. 6, S. 296-303

**Reinhardt, H.W. and G.C. Weiss:** Research and development on connections – New joint material for dismantling concrete structures. In: Proc. of 18th BIBM International Congress, Amsterdam, May 2005, p 152-153

**Reinhardt, H.W. und T. Wüstholtz:** Rissneigung von SVB bei frühem Austrocknen im Luftzug. BetonWerk International 8, Heft 4, S. 70-81

**Richter, C., M. Rauch und E. Roos:** Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Ermittlung der Lebensdauer von Bauteilen mit Mehrflächenkontakten. Abschlussbericht zum Vorhaben Nr.: 248 (AVIF-Nr. A 163). Informationstagungen Turbinen, Frühjahr 2005 in Frankfurt am Main, S. 5-22, Heft R 529.

**Ringel, M., E. Roos, K. Maile and A. Klenk:** Constitutive Equations of Adapted Complexity for High Temperature Loading. Proceedings of the ECCO Creep Conference “Creep & Fatigue in High Temperature Components – Design & Life Assessment Issues”, September 12-14 (2005), London, UK, pp. 638-648.

**Ringel, M., E. Roos, K. Maile and A. Klenk:** Constitutive Equations to Assess the Creep & Creep-Fatigue Behaviour of Components in High Temperature Applications.

Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Indo-German Seminar on "Advances in Structural Integrity and Safety", BARC, Paper CF03, November 15-17 (2005) Mumbai, India.

**Romanova, V. A., E. Soppa, S. Schmauder and R. R. Balokhonov:** Mesomechanical Analysis of the ELASTO-PLASTIC Behavior of a 3D Composite-Structure under Tension. *Comput. Mech* 36 (2005) pp. 475-483.

**Roos, E., U. Henneböhle, E. Schofer, W. Osten und M.J. Greitmann:** Integration moderner Fügeverfahren in die Fertigung am Beispiel des Rührreißschweißens. DVS-Forschungsseminar 27. Januar 2005, Stuttgart (2005)

**Roos, E., X. Schuler, U. Eisele, A. Udoh und M. Seidenfuß:** Kennwerte der Bruchmechanik – kritisch betrachtet. *Materialprüfung* 47 (2005), H. 1-2, S. 16-26.

**Roos, E., L. Stumpfrock, X. Schuler and U. Eisele:** Fracture Mechanics Safety Analysis of Components Based on Fracture Mechanics Characteristics Combined with Multiaxiality of the Stress Rate. *Int. Journ. of Press. Vess. and Piping* 82 (2005), No. 5, pp.355-362.

**Roos, E., M. Rauch, A. Klenk, C. Richter und C. Teetz:** Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Ermittlung der Lebensdauer von Bauteilen mit Mehrflächenkontakten. Abschlussbericht über das Vorhaben Nr. 248 „Mehrflächenkontakt“, Forschungskuratorium Maschinenbau e.V. (FKM), Heft 285 (2005).

**Roos, E., K.-H. Herter, X. Schuler und U. Eisele:** Experimentelle und theoretische Tragfähigkeitsnachweise von druckführenden Komponenten im Apparate- und Anlagenbau. 22. Konstruktions-Symposium der DECHEMA e.V. „Material - Fügetechnik - Konstruktion“ am 24. Januar 2005 in Frankfurt am Main, S.69-78

**Roos, E., X. Schuler, U. Eisele und H. Silcher:** Einsatz bruchmechanischer Verfahren zur Sicherheitstechnischen Bewertung der Druckrohrleitung eines Wasserkraftwerkes. 37. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge „Technische Sicherheit, Zuverlässigkeit und Lebensdauer“. Themenschwerpunkt: „Bruchmechanische Schädigungsanalyse“ am 22. und 23. Februar 2005 in Hamburg, S. 25-42.

**Roos, E., K.-H. Herter, H. Kockelmann and X. Schuler:** Proof of Integrity and Ageing Management of Mechanical Components in Nuclear Power Plants. Proceedings of the 18<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Paper D01-4, August 7-12, (2005), Beijing, China.

**Roos, E., K. Maile, K.-H. Herter and X. Schuler:** Experimental Verification of Different Parameters Influencing the Fatigue S/N-Curve. Proceedings of the 18<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Paper F03-1, August 7-12, (2005), Beijing, China.

**Roos, E., K.-H. Herter and X. Schuler:** Design Principles and Overall Aspects to Proof the Integrity of Pressurized Components. Proceedings of the 18<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Paper F04-1, August 7-12, (2005), Beijing, China.



**Roos, E., X. Schuler, H. Silcher, H.-P. Seebich and U. Eisele:** Classification of the Mastercurve Concept within the Framework of Safety Assessments Based on Mechanics of Materials. Proceedings of the 18<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Paper G01-4, August 7-12, (2005), Beijing, China.

**Roos, E., K.-H. Herter and M. Ringel:** Evaluation of Full Scale Pipe Tests Based on a Probabilistic Procedure. Proceedings of the 18<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Paper G08-1, August 7-12, (2005), Beijing, China.

**Roos, E., K.-H. Herter, X. Schuler, J. Chattopadhyay, B.K. Dutta and H. S. Kushwaha:** Load Bearing Capacity of Degraded Nuclear Piping. Proceedings of the 18<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Paper G08-3, August 7-12, (2005), Beijing, China.

**Roos, E., U. Eisele, K.-H. Herter und X. Schuler:** Bruchmechanische Bewertung der Rohrleitungsqualität. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Roos, E., X. Schuler, K.-H. Herter und W. Hienstorfer:** Bruchausschlussnachweise für Rohrleitungen – Stand der Wissenschaft und Technik. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Roos, E., X. Schuler und U. Eisele:** Stand der bruchmechanischen Bewertung des RDB. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Roos, E., X. Schuler, R. Lammert, H. Silcher, L. Stumpfrock und U. Eisele:** Anwendung der Masterkurve-Prozedur zur Definition von Bruchzähigkeitskurven für die Bauteilbewertung. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Roos, E. und K.-H. Herter:** Einfluss des Werkstoffs auf die Sicherheit und Zuverlässigkeit von Druckgeräten. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Roos, E., K. Maile und M. Schick:** Nachweise und Maßnahmen zur Betriebssicherheit des Werkstoffes WB 36. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“ am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Roos, E.:** Bruchmechanik – Grundlage Quantitativer Zerstörungsfreier Prüfung. Tagungsband Werkstoffprüfung 2005 „Herausforderungen neuer Werkstoffe an die Forschung und Werkstoffprüfung“, 01.-02. Dezember 2005 in Berlin, S. 117-128.

**Roos, E., C. Berger, F. Müller, A. Scholz, M. Machalowska, A. Klenk, J. Ewald und J. Rabe:** Programmgestützte fortschrittliche Kriech- und Kriechermüdrissbeschreibung für typische langzeitbeanspruchte Kraftwerksbauteile. Abschlussbericht über das Vorhaben Nr. 263 „Rissbeschreibung“, Forschungskuratorium Maschinenbau e.V. (FKM), Heft 287 (2005).

**Roos, E., W. Stadtmüller, H. Cerjak and G. Dimmler:** Fracture Mechanics Methods for an Integrity Analysis of Pressurized Piping in Pumped-Storage Plants. Proceedings of the High Strength Steels for Hydropower Plants Conference, July 5-6 (2005), Graz, Austria.

**Roos, E. und M. Rauch:** LCF-Versuche zur Ermittlung zuverlässiger Werkstoffkennwerte und -gesetze. Zwick/Roell - 14. Fachmesse für Prüftechnik, 11.10.2005 in Ulm, S. 146-153.

**Roos, E., K.-H. Herter, X. Schuler and L. Stumpfrock:** Experimental Verification of the Transferability of Material Characteristics by Full Scale Testing. Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Indo-German Seminar on “Advances in Structural Integrity and Safety”, BARC, Paper EV01, November 15-17 (2005) Mumbai, India.

**Roos, E., K.-H. Herter and X. Schuler:** Integrity Assessment within the Ageing Management of Nuclear Components. Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Indo-German Seminar on “Advances in Structural Integrity and Safety”, BARC, Paper IA01, November 15-17 (2005) Mumbai, India.

**Roos, E., X. Schuler, E. Eisele, J. Chattopadhyay, B.K. Dutta and H.S. Kushwaha:** Transferability and its Role in Safety Analysis. Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Indo-German Seminar on “Advances in Structural Integrity and Safety”, BARC, Paper J02, November 15-17 (2005) Mumbai, India.

**Roos, E., H.-P. Seebich, M. Seidenfuss, S. Schmauder, P. Kizler:** Effect of Variation of Microstructure on Fracture Mechanics Parameters. Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Indo-German Seminar on “Advances in Structural Integrity and Safety”, BARC, November 15-17 (2005) Mumbai, India.

**Roos, E. und H. Spähn:** Carl von Bach – ein Sachse in Stuttgart. Freiburger Forschungshefte D 218, „Sachsen in der Wissenschafts- und Technikgeschichte“, Festschrift für Friedrich Naumann, S. 153-168.

**Sawade, G.:** Advanced Techniques for Monitoring Prestressed Strands. COST Action 534: Workshop of COST: Assessment and New Systems in Prestressed Concrete Structures, Institute for Terotechnology, NRI, RADOM

**Sawade, G.:** Chapt. 7.7 Monitoring Techniques of Prestressing Concrete Constructions in: Degradation Phenomena in Prestressed Concrete. Beitrag für das Kapitel *Durability of Concrete -- Degradation Phenomena in Prestressed Concrete* (U. Nürnberger), Woodhead Publisher.

**Scheu, C., F. Kauffmann, G. Zies, K. Maile, S. Straub and K.-H. Mayer:** Requirements for Microstructural Investigations of Steels used in Modern Power Plants. Zeitschrift für Metallkunde 96 (2005), H. 6, pp. 653-659.

**Schmauder, S., U. Weber und E. Soppa:** Mikrostrukturelle Modellierung zum Einfluss der Eigenspannungsentwicklung auf die Schädigung bei der Kaltmassivumformung mehrphasiger Werkstoffe. Abschlussbericht zum DFG – Schwerpunktprogramm 1074 „Erweiterung der Formgebungsgrenzen bei Umformprozessen“, S. 66-75.

**Schmauder, S., W. Lutz, R. Finn und S. Aicher:** Simulation cellulosefaserverstärkter Gips-Verbundwerkstoffe. 6. Leipziger Fachtagung „Innovationen im Bauwesen - Faser-verbundwerkstoffe“, Dezember 1-2 (2005), Leipzig, pp. 273-288.

**Schubert, J., A. Klenk and K. Maile:** Determination of Weld Strength Factors for the Creep Rupture Strength of Welded Joints. Proceedings of the ECCC Creep Conference “Creep & Fatigue in High Temperature Components – Design & Life Assessment Issues”, September 12-14 (2005), London, UK, pp. 792-805.

**Schwarte, J., J. Borrmann and H.W. Reinhardt:** Computer Aided Teaching in Civil Engineering Materials Science at the University of Stuttgart. In: Knut Højgaard Conference on Advanced Cement-Based Materials. Technical University of Denmark, Department of Civil Engineering, 12.06.-15.06.2005, Lyngby, Denmark. CD-ROM

**Seebich, H.-P., E. Roos, X. Schuler und M. Seidenfuß:** Bewertung des Versagensverhaltens ferritischer Werkstoffe im Übergangsgebiet mit numerischen und Metallographischen Methoden. 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik am 13. und 14. Oktober 2005 in Stuttgart.

**Sekkal, W., A. Zaoui and S. Schmauder:** Nanoindentation Study of the Superlattice Hardening Effect at TiC(110)/NbC(110) Interfaces. Applied Physics Letters 86, 163108 (2005).

**Siddiq, A. und S. Schmauder:** Simulation of Hardening in High Purity Niobium Single Crystals During Deformation. Steel Grip 3 (2005) pp. 281-286.

**Stegmaier, M.:** Heat Curing of Self-Compacting Concrete (SCC). Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 167-183.

**Volland, G., U. Herterich, G. Krause und H.W. Reinhardt:** Nachweis von Betonzusatzmitteln in erhärteten, zementgebundenen Baustoffen. Betonwerk + Fertigteil-Technik 71 (2005), Nr. 11, S. 48-56

**Voigt, Th., Grosse, C.U., Sun, Z. and Reinhardt, H.W.:** Comparison of ultrasonic wave transmission and reflection with P- and S-waves on early age mortar and concrete. Materials and Structures 38 (2005), S. 729-738

**Volland, G., G. Krause, D. Hansen and D. Zöltzer:** Organic Pollutants in Indoor Air – Basics and Problems. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 95-109.

**Walz, M.:** Korrosionsverhalten von Baumetallen bei Kontakt mit Baugipsen unter Berücksichtigung von REA-Gips. Schriftenreihe der MPA Universität Stuttgart, Heft 89/2005

**Weber, U., P. Deimel, D. Saraev, E. Sattler, S. Schmauder and E. Soppa:** Influence of Hydrogen on the Deformation Behaviour of a Ferritic Fine-Grained Low Alloy Steel. Computational Materials Science 32 (2005), pp. 577-587.

**Weber, J., A. Klenk and M. Rieke:** A New Method of Strength Calculation and Lifetime Prediction of Pipe Bends Operating in the Creep Range. Int. Journ. of Press. Vess. and Piping 82 (2005), No. 2, pp. 77-84.

**Wittel, F.K., G. Dill-Langer and B.-H. Kröplin:** Modelling of damage evolution in softwood perpendicular to grain by means of a discrete element approach. Computational Material Science 32, S. 594 – 603

**Xu, S. and H. W. Reinhardt:** Shear Fracture on the Basis of Fracture Mechanics. Otto-Graf-Journal, Vol. 16 (2005), pp. 21-78.

**Xu, S., H.W. Reinhardt and X. Zhang:** Shear capability of reinforced concrete beams without stirrups predicted using a fracture mechanical approach. Proc. of the 11th Intern. Conference on Fracture ICF 11, Turin, März 2005, Abstract Book S. 1114, paper auf CD

**Zeus, K.:** Einfluss der Mauersteinart, des Formats und der Fugenausbildung auf den Risswiderstand von verputztem Mauerwerk, Tagungsband zu den Internationalen Bau- fachtagen 2005, Innsbruck

**Zeus, K.:** Verputzen von hochwärmedämmendem Mauerwerk, Tagungsband zum Sachverständigenforum 2005 der IWM (Industrieverband Werkmörtel), Freiburg

## **12 Promotionen an der MPA Universität Stuttgart**

### **M. Büteführ**

Einfluss des Aluminiumgehaltes gespritzter Zinküberzüge auf den Korrosionsschutz von Stahl

### **F. Finck**

Untersuchung von Bruchprozessen in Beton mit Hilfe der Schallemissionsanalyse

### **L. Höfflin**

Runde Durchbrüche in Brettschichtholzträgern – Experimentelle und theoretische Untersuchungen

### **W. Rehm**

Virtuelle Entwicklung von Gussbauteilen unter Einbeziehung des Herstellungsprozesses am Beispiel von Gusseisen mit Vermiculargraphit

### **H.-J. Ruck**

Ultraschallphasenspektroskopie an Stahlfaserbeton

### **A. Scharping**

Einfluss der Materialeigenschaften und Fertigungstechnologie von Edelstahlsubstraten auf piezoresistive Dünnschicht-Sensoren

### **M. Stegmaier**

Eigenschaften von wärmebehandeltem Selbstverdichtendem Beton

### **T. Wüstholtz**

Experimentelle und theoretische Untersuchungen der Frischbetoneigenschaften von Selbstverdichtendem Beton

