

DISSERTATION

Charakterisierung der Strahlenbeständigkeit von ITER-relevanten und innovativen Faserverbundwerkstoffen für das ITER Magnetsystem

ausgeführt zum Zwecke der Erlangung des akademischen Grades
eines Doktors der technischen Wissenschaften

unter der Leitung von

Univ. Prof. Dr. Dr. h.c. H. W. Weber

E141

Atominstitut der Österreichischen Universitäten

eingereicht an der Technischen Universität Wien
Fakultät für Technische Naturwissenschaften und Informatik

von

Mag. rer. nat. Karin Bittner-Rohrhofer
Göttweigergasse 28, A-3500 Krems an der Donau
Matrikelnummer: 9207158



Wien, im Mai 2003

*Das Glück,
sein Reiter wird's erjagen,
es ist nicht dort, es ist nicht hier;
lern überwinden, lern entsagen,
und ungeahnt erblühtes dir.*

Theodor Fontane

Kurzfassung

Die spezielle Anwendung von Glasfaserverbundstoffen als Isolationsmaterialien für die supraleitenden Magnetspulen im ITER (International Thermonuclear Experimental Reactor) Fusionsreaktor stellt extrem hohe Anforderungen an das Materialverhalten. Die Exposition der Materialien an Neutronen- und Gammastrahlung und die enormen Reaktionskräfte seitens des Magnetsystems erfordern eine mechanische Integrität der Isolationen über einen Betriebszeitraum von 20 Jahren.

Materialien, die als Spulenisolationen vorgeschlagen werden, müssen zuvor einem intensiven Testprogramm mit Hinblick auf die aktuellen **ITER-Design** Kriterien unterzogen werden. Entscheidend ist dabei die Änderung der Zugfestigkeit und vor allem der interlaminaren Scherfestigkeit sowohl unter statischer als auch schwingender Last (Zugschwellbereich) bei 77 K nach Bestrahlung bei der ITER-Design Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Der gepulste **TOKAMAK-Betrieb** wird mit einer Frequenz von 10 Hz bei einer Ratio von 0.1 simuliert und die Materialermüdung bis über den für ITER relevanten Bereich von 3×10^4 Zyklen getestet.

Die bestehenden Isolationen für die Toroidale Feldmodellspule basieren auf kombinierten **Glasfaser/Kaptonbändern** imprägniert mit dem **di-funktionellen** Epoxid-Harz DGEBA. Ein umfangreiches Testprogramm hat verdeutlicht, dass die Strahlenbeständigkeit der verwendeten organischen Imprägnierungsharze eine massive Schwächung bei $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) erfährt. Das Bruchgeschehen nach der Bestrahlung ist besonders von drei Faktoren dominiert: der Bandwickelrichtung, der Produktionsqualität und der extremen Delamination des gesamten Verbundes. Zusätzlich erweisen sich Klebemittel zur unterstützenden Haftung zwischen Glas- und Kaptonband als nicht strahlenresistent und beeinflussen das Materialverhalten nachteilig. Vor allem das interlaminare Scherverhalten bleibt hinter den Erwartungen der **ITER-Kriterien** zurück.

Diese Erkenntnisse waren zugleich Motivation zur Entwicklung innovativer, stabilerer Harzsysteme. Qualitativ hochwertige Zyanat Ester Harze in Kombination mit Poliyimid- und Bismaleinimiden zeichnen sich entsprechend den mechanischen **ITER-Anforderungen** durch erhöhte Strahlenbeständigkeit, Materialfestigkeit und geringes Anschwellen aus. Signifikante Festigkeitseinbrüche sind bei diesen Materialien erst bei einer Fluenz von $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) zu erwarten. Fortschrittlich erweisen sich auch Keramik- und Hybridsysteme, die aufgrund ihrer hohen Hitzeresistenz eine Vereinfachung des Isolationsprozesses bewirken. Während ihre Zugfestigkeitswerte durchaus den Vorgaben entsprechen, führt die Natur der **inorganischen/organischen** Matrixzusammensetzung zu einer systematischen Abnahme der Scherfestigkeiten mit steigender Bestrahlungsdosis. Reine Keramiken zeigen zwar einen konstanten Festigkeitsverlauf im Bereich von 1×10^{21} bis $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$), sind jedoch aus verschiedenen Gründen ohne Relevanz für ITER.

Abstract

The application of glass-fiber reinforced composites for the insulation of the superconducting magnet coils of the ITER (International Thermonuclear Experimental Reactor) fusion device requires high material performance. The mechanical integrity of the insulation is influenced by the neutron- and γ - environment and by the high mechanical stresses of the magnet system over the entire plant lifetime of 20 years.

Materials suggested as insulation have to be investigated in extensive test programs with respect to the present ITER- design criteria. In particular, the ultimate tensile strength as well as the interlaminar shear behavior will change under static and dynamic load (tension-tension fatigue) at 77 K after irradiation to the ITER design fluence level of $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Therefore, a frequency of 10 Hz and a ratio of 0.1 were chosen, in order to simulate the pulsed TOKAMAK- operation as closely as possible. Furthermore, the fatigue behavior of the material is investigated over more than 3×10^4 cycles, which is the ITER- relevant design fatigue limit.

Basically, these insulation systems are based on combined **glass-fiber/Kapton** tapes, which are impregnated with **di-functinal DGEBA** epoxy resins. Several mechanical investigations showed that the radiation resistance of these organic resins is dramatically affected by radiation at a neutron fluence of $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Moreover, the material strength after irradiation is strongly influenced by three factors: the winding direction of the tapes, the quality of fabrication and the drastic delamination process of the whole compound. Furthermore, the radiation induced damage of adhesives applied for supporting the interfacial bonding between the glass-fiber tape and Kapton has an adverse effect on the material performance. In addition, the poor interlaminar shear behavior does not fulfil the requirements of ITER.

These test results motivated the development of innovative resin systems with higher stability. The combination of high quality cyanate ester resins with **poliymides** and bismaleimides led to materials with a higher radiation resistance, material strength and low swelling as required by the ITER design criteria. A significant damage of these materials is expected only at a neutron fluence of $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Alternative ceramic and hybrid systems would simplify the insulation procedure due to their good high temperature resistance. The nature of the inorganic/organic matrix compositions leads to a systematic decrease of the interlaminar shear behavior with increasing dose level, while the results on their ultimate tensile strength meet the requirements. In particular, the strength of pure ceramics remains almost constant in the range from 1×10^{21} to $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$), but the materials are not relevant for the ITER fusion device for various reasons.

Danksagung

Mein Dank gilt:

Univ. Prof. Dr. Dr. Harald W. Weber für die Aufnahme in sein Team, die gute Betreuung und für sein Engagement rund um die Organisation und Durchführung des Projekts,

Mag. DI Dr. Karl Humer für die freundschaftliche Zusammenarbeit und Betreuung,

DI Dr. Reinhard K. Maix und DI Harald Fillunger für die konstruktiven Gespräche während der Messungen und für die Bereitstellung von vielen Fotografien rund um die Toroidale Feldmodellspule,

Prof. Dr. Helmut Böck, DI Dr. Mario Villa und dem Reaktorteam Ing. Hans Schachner und Hrn. Ernst Klapfer für die gute Kooperation während der vielen Bestrahlungsexperimente,

Hm. Herbert Hartmann für versuchstechnische Hilfeleistungen und Hrn. Erich Tischler für die Herstellung von zahlreichen Proben,

- Ing. Linder Labortechnik KG, Wien
- Prototypenfertigung Lindeberg GmbH, Seibersdorf, Österreich
für die Probenpräparation,

- Isovolta AG, Wiener Neudorf, Österreich (ISOVAL 10/E)
- **Ansaldo**, Genua, Italien
- Aistom, MSA, Beifort, Frankreich
- Vantico, **Basel**, Schweiz
- **Marti-Supratec**, Wallisellen, Schweiz
- Composite Technology Development Inc., Lafayette, Colorado, USA
- Mitsubishi Electric Corp., **Kamakura**, Japan
für die Bereitstellung der untersuchten Verbundwerkstoffe,

sowie der Assoziation EURATOM-OEAW für die finanzielle Unterstützung dieses Forschungsprojektes.

Inhaltsverzeichnis

Motivation & Überblick	1
Teil I. Einleitung	3
1. Das ITER-Projekt	3
1.1 Das TOKAMAK-Prinzip	3
1.2 ITER-Design Übersicht	6
1.2.1 Das ITER-Magnetsystem	9
1.3 Isolationsmaterialien für das ITER-Magnetsystem	12
1.3.1 Das Vakuum-Imprägnations („VPI“-Verfahren)	12
1.3.2 Kriterien für die mechanische Belastung	15
1.3.3 Kriterien für die Strahlenbelastung	18
2. Materialeigenschaften von glasfaserverstärkten Kunststoffen	19
2.1 Glasfasern	20
2.2 Matrices	22
2.2.1 Epoxid-Harze	22
2.2.2 Bismaleinimide und Polyimide	23
2.2.3 Zyanat-Ester	24
2.3 Schädigungsmechanismen im Faserverbund	25
3. Neutronenbestrahlung von glasfaserverstärkten Kunststoffen	29
3.1 Schädigungsfaktoren	29
3.1.1 γ -Strahlung	30
3.1.2 Schnelle Neutronen	30
3.1.3 B (n, α)-Reaktion	31
3.1.4 Swelling und Weight Loss	32
Teil II. Experimentelles	34
4. Materialprüfsystem	34
5. Prüfverfahren	36
5.1 Zugbruchfestigkeit	37
5.1.1 Zugprobengeometrie	37
5.1.2 Ermüdungsversuche („Fatigue Tests“)	38
-Der R-Wert	39
-Der Frequenzwert ν	43

5.2 Interlaminare Scherfestigkeit	44
5.2.1 Short-Beam-Shear Test	45
5.2.2 Double-Lap-Shear Test	46
5.2.3 Korrekturfaktoren bei der ILSS-Auswertung	49
6. Bestrahlungsexperimente	50
6.1 Einfluß von Bor auf die Reaktorleistung	53
Teil III. Ergebnisse; ITER relevante Verbundwerkstoffe	55
7. Isolationsmaterialien für die Toroidale Feldspule	55
7.1 Japanisches Prepreg-System basierend auf Epoxid-Harz	55
7.1.1 Das Testprogramm	56
7.1.2 Resultate	57
7.1.2.1 Swelling and Weight Loss	58
7.1.2.2 Interlaminares Scherverhalten	58
7.1.2.3 Zugbruchfestigkeit und Ermüdung	60
7.1.3 ITER-Relevanz	62
7.2 ANSALDO	63
7.2.1 Das Testprogramm	64
7.2.2 Resultate	64
7.2.2.1 Swelling and Weight Loss	65
7.2.2.2 Interlaminares Scherverhalten 0°/90°	67
7.2.2.3 Zugbruchfestigkeit in 0°/90°-Richtung	67
7.2.2.4 Ermüdungsverhalten in 0°/90°-Richtung	72
7.3 ALSTOM	76
7.3.1 Das Testprogramm	77
7.3.2 Resultate	78
7.3.2.1 Interlaminares Scherverhalten 0°/90°	80
7.3.2.2 Scher-Ermüdungsverhalten in 0°-Richtung	82
7.3.2.3 Zugbruchfestigkeit in 0°/90°-Richtung	84
7.3.2.4 Ermüdungsverhalten in 0°-Richtung	87
7.4 ITER-Relevanz von Ansaldo & Aistom	90
Teil IV. Ergebnisse: Innovative Verbundmaterialien	92
8.1 Systeme basierend auf Zyanat-Ester	93
8.1.1 Das Testprogramm	94
8.1.2 Resultate	95
8.1.2.1 Swelling and Weight Loss	97
8.1.2.2 Interlaminare Scherfestigkeit	98

8.1.2.3 Scher-Ermüdungsverhalten von CTD-422	102
8.1.2.4 Zugbruchfestigkeit	103
8.1.2.5 Ermüdungsverhalten von CTD-422 und EU2 (0°/90°)	106
8.2 Keramik- und Hybridsysteme	109
8.2.1 Reine Keramiksysteme und inorganisch/organische Systeme	110
8.2.1.1 Das Testprogramm	111
8.2.1.2 Resultate	112
8.2.1.3 Interlaminare Scherfestigkeit	113
8.2.1.4 Zugbruchfestigkeit	115
8.3 ITER-Relevanz innovativer Verbundmaterialien	116
<u>Teil V. Zusammenfassung und Ausblick</u>	118
Literatur	123
Publikationen	129
Lebenslauf	130

Motivation & Überblick

ITER ist weltweit das grösste Forschungsprogramm auf dem Weg zur friedlichen Nutzung von Fusionsenergie. Es stellt eine grosse Herausforderung für viele Forschungsgruppen dar, um die erforderlichen fortschrittlichsten Technologien und Konzepte für eine zeitgerechte Realisierung zu erarbeiten. Während der „Engineering Design Activities“ (EDA) Phase wurde ein Programm zur Untersuchung des mechanischen und elektrischen Verhaltens von Isolationssystemen aus glasfaserverstärktem Kunststoff für das ITER-Magnetsystem initiiert.

An der Technischen Universität München ist das Verhalten von drei verschiedenen glasfaserverstärkten Isolationmaterialien, stammend aus USA, Japan und Europa, unter Scher/Druckbelastung vor und nach der Bestrahlung bei 5 K untersucht worden (Abb. 1). Die Studie zeigte ein akzeptables Ergebnis für alle drei Werkstoffe bis zu einer schnellen Neutronenfluenz von $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Jedoch bei der ITER Design-Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) versagt das europäische Material drastisch im Gegensatz zu dem US-System, das auf rund 50% der ursprünglichen Festigkeit einbricht. Das japanische Verbundmaterial zeigt hingegen eine hohe Stabilität sogar nach der höchsten Bestrahlungsdosis.

Trotzdem ist die Anwendung des amerikanischen und japanischen Materiales laut ITER-Design Spezifikation nicht zulässig, da es sich bei diesen Materialien um sogenannte Prepreg-Systeme handelt. Aufgrund der Komplexität der TF-Spulen eignet sich das

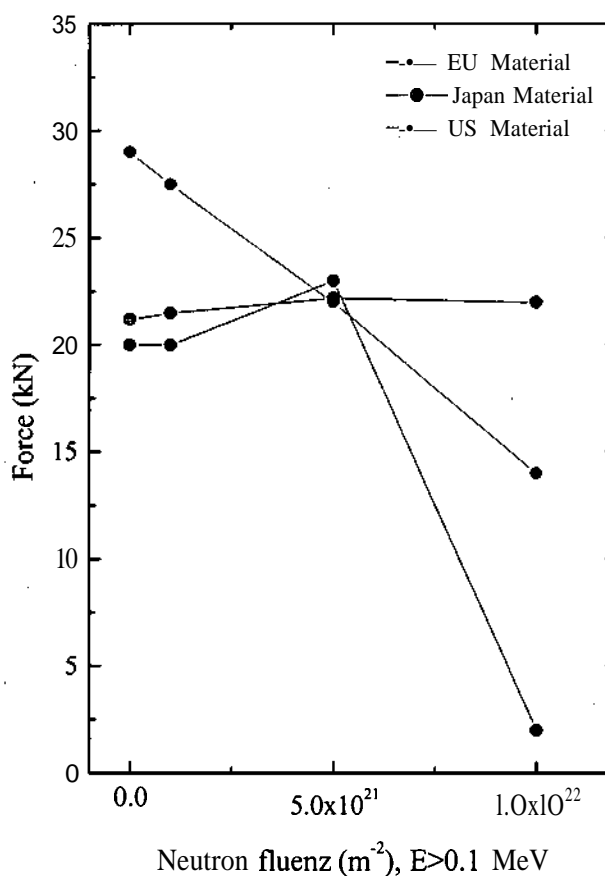


Abb. 1: Vergleich der ultimativen Kraft von drei verschiedenen Isolationssystemen vor und nach Neutronenbestrahlung.

Prepreg-Herstellungsverfahren nicht für die Isolierung. Das ITER-Design schlägt deshalb das sogenannte „Vakuum-Imprägnierungsverfahren“ (VPI) vor.

Basierend auf dieser Untersuchungsreihe der TU München ist es von besonderer Wichtigkeit, neue ITER-relevante VPI-Isolationsmaterialien mit höherer Strahlenbeständigkeit und mechanischer Stabilität zu entwickeln. Vor allem die europäische Industrie ist bestrebt, an die vielversprechenden mechanischen Eigenschaften der amerikanischen und japanischen Verbundwerkstoffe anzuschliessen. Die Verbesserung und Weiterentwicklung von bestehenden und alternativen Isolationsmaterialien und deren Harzsystemen bedarf gleichzeitig auch einer umfangreichen Materialcharakterisierung entsprechend den aktuellen ITER-Anforderungen, wodurch die Basis für ein umfangreiches Testprogramm in Zusammenarbeit mit europäischen und internationalen Industriebetrieben gegeben war.

Im Zuge der vorliegenden Arbeit wird in zahlreichen Messungen das mechanische Verhalten bei 77 K von verschiedensten glasfaserverstärkten Kunststoffen unter statischer und dynamischer Belastung, sowohl vor als auch nach Neutronenbestrahlung im TRIGA-Mark II Reaktor in Wien, untersucht. Die Resultate bieten eine gute Übersicht über das Verhalten von unterschiedlichen Verbundmaterialien, u. a. auch der originalen Leiter-, Pancake- und Paketisolation der Toroidalen Feldmodellspule, unter extremer mechanischer und strahleninduzierter Belastung. Die Charakterisierung aller Glasfasersysteme wird mit spezieller Rücksicht auf die Anwendung für die Toroidalen Feldspulen von ITER durchgeführt. Die fotografische Dokumentation der extremen strahlenbedingten Materialschädigung von auf reinem Epoxid-Harz basierenden Systemen verdeutlicht die Belastungsgrenzen der bestehenden Isolationsmaterialien.

Die gewonnenen Ergebnisse geben wichtige Aspekte und zugleich Motivation zur Weiterentwicklung alternativer Glasfaserverbundwerkstoffe, um eine höhere mechanische Beständigkeit der Spulenisolierungen unter der geforderten Strahlenbelastung zu gewährleisten. Umfangreiche Screening-Tests neuer innovativer Materialien mit verbesserten Harzmischungen basierend auf Zyanat-Ester-Harzen und Keramiken bestätigen den Fortschritt auf diesem Gebiet und liefern zuversichtliche Ergebnisse für die gezielte Entwicklung des zukünftigen Isolationssystems für ITER.

Teil L Einleitung



1. Das ITER-Projekt

ITER („International Thermonuclear Experimental Reactor“) [1-4] ist ein internationales Gemeinschaftsprojekt unter der Beteiligung der weltweit grössten Fusionsforschungsprogramme von EURATOM, Japan, der russischen Föderation, Kanada [5] und der USA. ITER repräsentiert den Weg (iter, iteris, lat. „der Weg“) zur Nutzung kontrollierter Fusionsenergie als alternative Energiequelle des 21. Jahrhunderts. Das Ziel aller beteiligten Forschungsgruppen ist es, die wissenschaftliche und technische Machbarkeit von Fusionsenergie zu demonstrieren und erstmals ein über einen längeren Zeitraum brennendes und stabiles Fusionsplasma zu erzeugen. Um dieses Ziel zeitgerecht zu erlangen, wird das ITER-Projekt in folgende Abschnitte unterteilt:

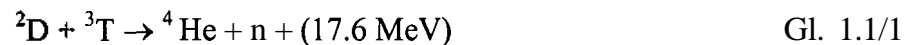
- Forschung und Design (1998-2001)
- Situierung (2001-2003)
- Konstruktion und Bau (2004-2013)
- Inbetriebnahme und Operation (2013-2033)
- Dekommisionierung (2033-2063)

Die Realisierung von ITER wird weiters die Möglichkeit bieten, intensive wissenschaftliche Studien auf dem Gebiet der Plasmaphysik, Tritiumerzeugung, Remote-Handling, Umweltverträglichkeit und Sicherheitsstandards mit Hinblick auf zukünftige Fusionskraftwerke („DEMO“-Reaktor) durchzuführen [6]. Wenn es gelingt, die Fusionsreaktionen zur Energiegewinnung zu nützen, dann würde der Menschheit eine langfristige und ergiebige Energieversorgung zur Verfügung stehen.

1.1 Das TOKAMAK-Prinzip

Bei der Fusion wird Energie aus der Verschmelzung von leichten Kernen gewonnen [7,8]. Da sich die Teilchen im Plasma gegenseitig abstossen, müssen sie mit enormer Geschwindigkeit aufeinander zu fliegen, um die Coloumb-Barriere zu überwinden. Für

eine wirtschaftliche Nutzung ist jedoch erforderlich, dass die kinetische Energie der Teilchen durch vorangegangene Reaktionen erzeugt wird und der Energieverlust durch Entweichen von Ionen klein ist („Lawson-Kriterium“). Dies bedeutet, dass das Fusionsmaterial eine hohe Temperatur haben muss, so dass die Atomkerne infolge ihrer thermischen Bewegung ausreichend kinetische Energie zur Überwindung der Barriere zur Verfügung haben. Zur Erzeugung des Fusionsplasmas gibt es mehrere Reaktionsarten [7,8]. Das ITER-Plasma speziell soll aus gleichen Teilen Deuterium und Tritium bestehen, die bei einer Temperatur von 10^8 K zu Helium fusionieren (Gl. 1.1/1).



ITER sieht für die nominelle stabile Plasmaoperation ein Fusionsprodukt (Ionendichte x Energieeinschlusszeit x Ionentemperatur) von $3 \times 10^{21} \text{ m}^{-3} \text{ keVs}$ [1] vor, bei dem der kritische Parameter für die Zündung der Fusionsreaktion erreicht wird. Um das Lawson-Kriterium zu erfüllen, ist es notwendig das Hochtemperaturplasma genügend lange zusammenzuhalten. Als erfolgreichste Methode hat sich dabei das magnetische Einschlussverfahren des russischen TOKAMAK-Prinzips (Abb. 1.1/1a) (Toroidal Kamera Magnet Katjuscha) erwiesen, auf dem der Aufbau von ITER basiert.

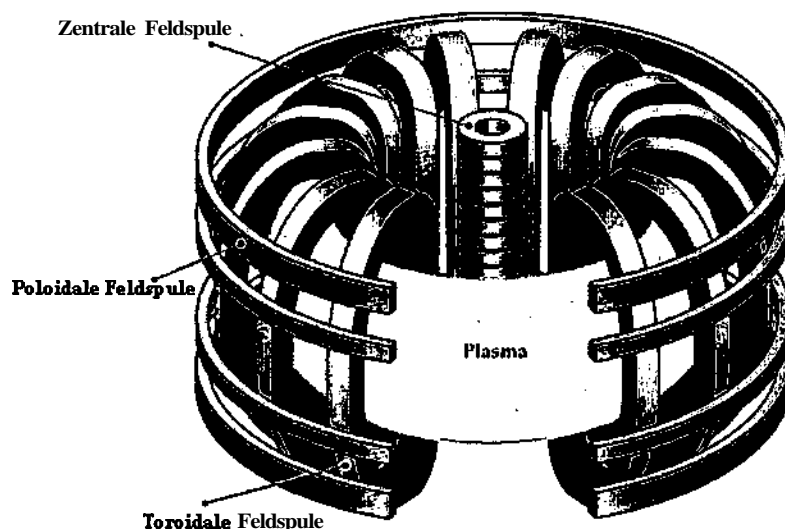


Abb. 1.1/1a: Schematische Darstellung des TOKAMAK-Prinzips.

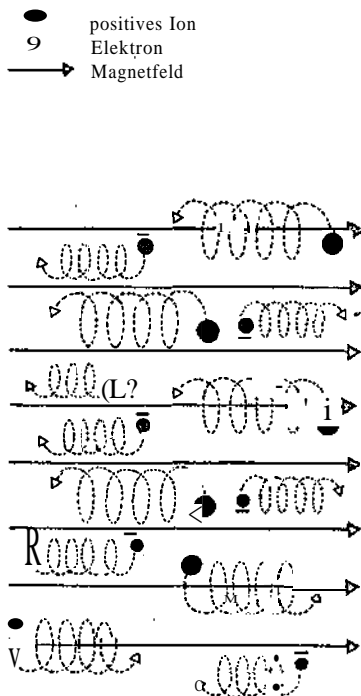


Abb. 1.1/1b: Die Bewegung der Plasmateilchen im Magnetfeld [7].

Die Bewegung der geladenen Plasmateilchen erfolgt helikal (schraubenförmig) um die Kraftlinien des Magnetfeldes (Abb. 1.1/1b). Die Drift der Teilchen erfolgt nur längs und nicht quer der Feldlinien. Wenn sich das Magnetfeld verstärkt, rücken die Magnetfeldlinien enger zusammen, komprimieren das Plasma und schliessen es somit ein.

Die notwendigen hohen Magnetfelder werden im TOKAMAK nach dem „Transformator-Prinzip“ [8] erzeugt. Das Plasma befindet sich in einem torusförmigen

Rohr, das mit der Sekundärwicklung eines Transformators zu vergleichen ist. Der Strom im Plasmatorus verursacht ein toroidales sekundäres Magnetfeld, das den Plasmastrom einschliesst. Ohne zusätzliche äussere Spulen wäre die Kompression jedoch instabil. Plasmainstabilitäten können beispielsweise durch ungleichmässig verstärkende Magnetfelder erzeugt werden, die Plasmazonen einschnüren. Zur zusätzlichen Stabilisierung des Fusionsplasmas dienen dem TOKAMAK-System daher die äusseren D-förmigen toroidalen- und poloidalen Feldspulen.

Das TOKAMAK-Prinzip ist seit der Entwicklung in den 60er Jahren stetig verbessert worden, und fortschrittliche Fusionsanlagen wie JET [10-12] in Grossbritannien oder ASDEX [13] am Institut für Plasmaforschung in Garching bei München haben bereits wichtige Erkenntnisse auf dem Gebiet der theoretischen und experimentellen Fusionsforschung geliefert. ITER ist nun der nächste Schritt in der Weiterentwicklung der bestehenden TOKAMAK-Generationen mit dem Ziel einer noch intensiveren Erforschung des Fusionsplasmas für die Realisierung eines stationären Betriebes zur langfristigen Energieversorgung.

1.2 ITER Design-Übersicht

Im Jahre 1992 beschlossen die ITER-Forschungsteams innerhalb einer Zeitspanne von sechs Jahren ein detailliertes Design-Konzept für ITER, aufbauend auf den wichtigsten physikalischen und technischen Erkenntnissen aus den vergangenen Jahrzehnten, zu erstellen. Unter internationaler Zusammenarbeit entstand der erste umfassende Entwurf für den ersten experimentellen Fusionsreaktor [14], dessen Design das Forschungsziel der ITER-Home Teams hinsichtlich technischer Machbarkeit und neuer technologischer Herausforderungen erfüllte.

Man musste jedoch auch erkennen, dass die Konstruktion dieses Designs die finanziellen Mittel bei weitem übertrifft und einigte sich 1998 auf ein neues um ~50% reduziertes technologisches Konzept namens ITER-FEAT (Abb. 1.2/1), das so gut als möglich die technischen Lösungen und Konzepte der „Engineering Design Activities (EDA) beibehalten soll. „FEAT“ steht für die Abkürzung Fusion Engineering Advanced Tokamak“-System und ist gleichbedeutend mit dem englischen Wort „feat“ für „grosse Leistung“, die eine Realisierung von ITER tatsächlich auch darstellt [15]. Vor allem die vielen neuen Erkenntnisse im Rahmen der „Forschungs- und Design Phase“ („Research and Design, R&D“) [16] ermöglichten die Änderung des Designkonzeptes und das bessere Verständnis der vereinbarten Kriterien und Grenzen. Wenn man heute von „ITER“ spricht, dann ist stets das Design und die damit verbundenen Parameter und technischen Anforderungen von „ITER-FEAT“ gemeint.

Das ITER-Design stellt so wie das Projekt selbst eine sehr umfassende wissenschaftliche Entwicklungsarbeit dar, so dass im folgenden nur ein kurzer Überblick der wichtigsten ITER-Design Merkmale und R&D-Ziele gegeben werden kann. Ausführliche und detaillierte Informationen finden sich in Referenz [17] sowie in den letzteren Gesamtausgaben von „Fusion Engineering and Design“ wieder, wie beispielsweise Vol. 55 (2001), Vol. 56-57 (2001) und Vol. 58-59 (2001). Aktuelle Neuigkeiten über die einzelnen Entwicklungsphasen oder spezielle Themenbereiche rund um das ITER-Projekt (z.B. Umweltverträglichkeit, Entsorgung von aktiven Komponenten oder allgemeine Sicherheitsfragen) werden eingehend auf der ITER-Homepage [1] behandelt.

In Tabelle 1.2/1 sind die wichtigsten Plasmaparameter und Gesamtdimensionen des neuen ITER-FEAT Designs basierend auf den Erkenntnissen der 18th IAEA-Fusionskonferenz 2000 zusammengefasst [18].

Tabelle 1.2/1: Plasmaparameter und Dimensionen von ITER-FEAT.

Total fusion power	500 MW
Q- Fusion power/ auxiliary heating power	>10
Average neutron wall loading	0.57 MW/m ²
Plasma inductive burn time	≥ 300s
Plasma major radius	6.2 m
Plasma minor radius	2.0 m
Plasma current	15 MA
Safety factor @ 95% flux surface	3.0
Toroidal field @ 6.2 m radius	5.3 T
Plasma volume	837 m ³
Plasma surface	678 m ²
Installed auxiliary heating/ current drive power	73 MW

Die Anforderungen an die Plasma-Performance beinhalten das Erreichen von einem längerfristig brennenden Plasma im Induktionsbetrieb ($Q \geq 10$) mit einer Brenndauer von 300 bis 500 s (Zündung nicht ausgeschlossen) und einer mittleren Ersten-Wand-Beanspruchung von $>0.5 \text{ MW/m}^2$ durch 14 MeV Neutronen. Es ist ebenfalls das Ziel von ITER, eine stationäre Operation unter Verwendung eines nicht-induktiven Stromflusses mit $Q \geq 5$ zu erreichen. Unter dieser Belastung sollen ferner R&D Technologien integriert und getestet werden, die für weitere Fusionsreaktoren (DEMO) essentiell sind. Von besonderer Bedeutung ist dabei das Testen von Tritium Systemen und Konzepte [19], die eine Selbsterbrütung von Tritium in zukünftigen Reaktoren zum Ziel haben.

Aufgrund der hohen Aktivierung von plasmanahen Komponenten stellt das „Remote-Handling“ [20-22] einen weiteren wichtigen R&D Forschungsschwerpunkt dar. Vor allem die Entfernung von bis zu 4 Tonnen schweren Blanketmodulen erfordert den Einsatz spezieller ferngesteuerter Systeme, die mit einer Genauigkeit von 2 mm unter extremer Strahlenbelastung arbeiten müssen.

1.2.1 Das ITER-Magnetsystem

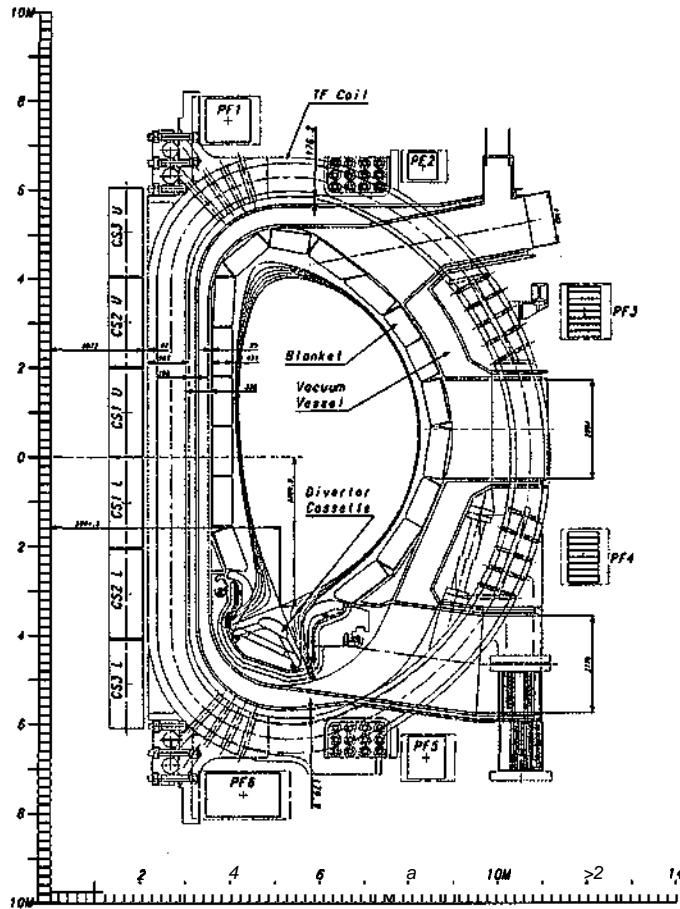


Abb. 1.2.1/1: Querschnitt der Toroidalen Feldspule [18].

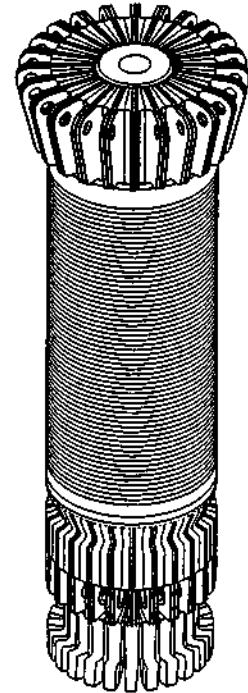


Abb. 1.2.1/2: Die Zentrale Feldspule.

Zu den weiteren grossen Forschungsschwerpunkten von R&D gehört das ITER-Magnetsystem (Abb. 1.2.1/1). Es besteht aus drei Hauptsystemen aus heliumgekühlten (~ 4.5 K) supraleitenden Magnetspulen, die das Plasma innerhalb eines toroidalen Vakuumschiffes einschliessen, formen und kontrollieren werden. Nur durch die Anwendung von supraleitenden Materialien kann der Energiebedarf in den Spulen gering gehalten werden. Die Einteilung des Magnetsystems ist wie folgt:

- 1 Zentrale Feldspule („Central Solenoid Coil, CS“)
- 18 Toroidale Feldspulen („Toroidal Field Coils, TF“)
- 6 Poloidale Feldspulen („Poloidal Field Coils, PF“)

Die Hauptaufgabe der zentralen Feldspule (Abb. 1.2.1/2) liegt in der Erzeugung des Plasmastroms mittels induktiver Heizleistung. Das Gewicht beträgt rund 840 t bei einer Höhe von 12 m und einem Durchmesser von 4 m. Eine optimale Kontrolle des Plasmas ist durch sechs elektrisch unabhängige Module gegeben. Das maximal zu erwartende Magnetfeld beträgt 13.5 T. Für ein derart hohes Feld eignen sich besonders Nb_3Sn Kabel, aus denen sowohl die zentrale Feldspule als auch die TF-Spulen aufgebaut sind. Um die zentrale Feldspule herzustellen, deren Material aufgrund der zu erwarteten hohen Pulsanzahl einer enormen Ermüdung ausgesetzt ist, bedarf es fortschrittlicher Herstellungsverfahren, insbesondere bei der hoch-qualitativen Produktion der spröden Nb_3Sn Legierung, die eine Kombination von hoher Stromdichte und geringen Hystereseverlusten gewährleisten muss. Die Kabel der zentralen Spule werden weiters mit einer quadratischen Ummantelung bestehend aus der Speziallegierung „Incoloy 908“ verstärkt. Im Zuge des sogenannten „CS Model Coil Project (L-1)“ wurden mögliche Herstellungsverfahren für die zentrale Feldspule getestet [23].

Die torusförmig angeordneten TF-Spulen bilden das Hauptfeld zur Einschließung und Stabilisierung des Plasmas. Jede TF-Spule wiegt rund 290 t, ist 14 m hoch und 9 m breit. Das maximale Magnetfeld am Ort des Supraleiters wird 11.8 T betragen. Abbildung 1.2.1/1 und 1.2.1/5 zeigen einen Querschnitt durch die sogenannte TF-Modell Spule, die im Zuge des „TF- Model Coil Project (L-2)“ vom europäischen ITER-Home team [24,25] gebaut und erfolgreich in der Forschungseinrichtung „TOSKA“ in Karlsruhe von September bis November 2002 getestet worden ist. Zu diesem Zweck sind die äusseren Dimensionen der Spule auf 3 x 4 m begrenzt worden, jedoch unter der Beibehaltung der wichtigsten technischen Einrichtungen für die tatsächliche TF-Spule. Eine Übersicht der wesentlichen Dimensionsunterschiede gibt Tabelle 1.2.1/1 [24]. Die TF-Modell Spule besteht aus fünf Wickelbündeln („Double Pancakes, DP“). Jede dieser Double Pancakes besteht aus einer radialen Platte, in der die Nb_3Sn Kabel eingebettet sind (Abb. 1.2.1/5). Der Leiter (Abb. 1.2.1/6) besteht aus 1080 einzelnen Drähten, von denen 720 Nb_3Sn und der Rest reine Kupferdrähte sind. Die gesamte Anordnung ist von einem 316 LN Edelmantel umgeben. Die hohle Spirale dient zum Durchfluss der Heliumkühlung.

Tabelle 1.2.1/1: Hauptparameter der TF-Spule und TF-Modell Spule

	TF-Spule	TF-Modell Spule
Feld maximal (T)	11.8	7.8
Betriebsstrom (kA)	68	80
Länge des Leiters (m)	4500	800
Anzahl der Windungen	134	98

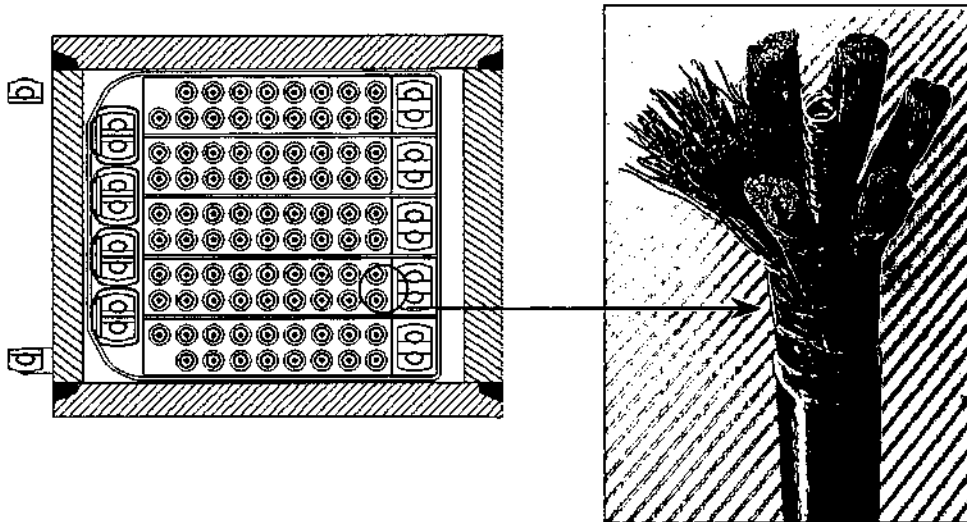


Abb. 1.2.1/5: Querschnitt durch die TF-Modell Spule.

Abb. 1.2.1/6: Querschnitt durch einen Leiter.

Aufgrund der Sprödigkeit von Nb_3Sn werden bei der Herstellung des Kabels Niob und Zinn zusammen mit einer Kupfermatrix durch eine spezielle stufenweise Temperaturerhöhung unter Argonatmosphäre bei $650^\circ C$ 200 Stunden gegläht [24]. Das Kupfer dient dabei der Stabilisierung der elektrischen Leitung, falls die supraleitenden Eigenschaften des Nb_3Sn verloren gehen sollten. Das Glühen wird dabei erst dann durchgeführt, wenn die Leiterwicklung komplett ist, ohne dass temperaturempfindliche Komponenten, wie die Isolierungen, aufgebracht sind. Im Kapitel 1.3 wird der Prozess der Spulenisolierung am Beispiel der TF-Modellspule genauer beschrieben.

Die poloidalen Feldspulen dienen zur Positionierung und Stabilisierung des Plasmas und ihre Feldstärken sind mit 5-6 T wesentlich geringer. Aus diesem Grund wird supraleitendes $NbTi$ zur Herstellung verwendet, wodurch auch die Kosten reduziert werden können.

Weitere wichtige Komponenten des Magnetsystems sind die „Blanket-Module“ der ersten Wand (Abb. 1.2.1/7) und die „Divertor-Kassetten“: Blanket-Module [26] umgeben den Plasmatorus und schützen somit jene Reaktorkomponenten, die unter der starken Strahlenbelastung durch die aus dem Plasma entweichenden schnellen Neutronen stehen. Weiters führen sie die Wärme von der Oberfläche ab, die im Mittel rund 0.2 MW/m^2 beträgt. Für einen stabilen Plasmabetrieb ist es ferner wichtig, dass das Fusionsplasma möglichst frei von Verunreinigungen, wie der

sogenannten Fusionsasche (α -Teilchen), ist. Dazu dienen die ringförmig an der Unterseite des Torus angebrachten Divertor-Kassetten [27], eine Auffangeinrichtung für die aus dem brennenden Plasma entweichenden geladenen Teilchen.

Beide Komponenten sind Bestandteile der Vakuum-Kammer („Vacuum Vessel“), in der das für das Plasma erforderliche Hochvakuum erzeugt wird.

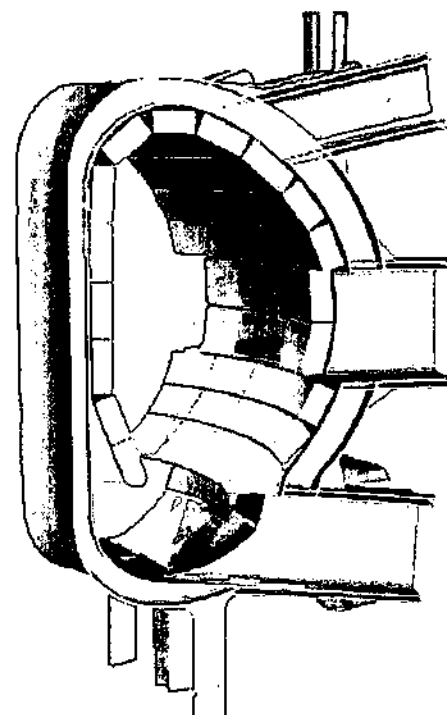


Abb. 1.2.1/7: Querschnitt einer ITER „Blanket“-Konstruktion.

1.3 Isolationsmaterialien für das ITER-Magnetsystem

Die in Tabelle 1.2/1 und 1.2.1/1 gezeigten Parameter und Dimensionen lassen bereits erkennen, unter welchen enormen Belastungen die Reaktorkomponenten arbeiten müssen. Jedes Detail von ITER stellt höchste Ansprüche an die Festigkeit der verwendeten Materialien, wie Legierungen für die „erste Wand“, supraleitende Matrizen oder Isolationsmaterialien für die Spulen. Vor allem Qualitätsmängel in den Isolationssystemen können zu einer deutlichen Begrenzung einer sicheren und stabilen ITER-Leistung führen. Im folgenden sollen primär die grössten Einflussfaktoren und Kriterien erörtert werden, die für ITER-Spulenisolationsmaterialien entscheidend sind.

1.3.1 Das Vakuum-Imprägnations („VPI“)-Verfahren

Verbundstoffe, die als Isolationsmaterialien für ITER vorgeschlagen werden, müssen bereits bei der Herstellung das Kriterium des Vakuum-Imprägnations-Verfahrens erfüllen. Im Englischen wird dieses Verfahren als „vacuum-pressure-impregnation“ bezeichnet und

daher mit „VPI“ abgekürzt. Die VPI-Methode wird von der ITER-Spezifikation verlangt und soll im folgenden anhand der TF-Modellspule genauer erörtert werden.

Wie bereits im Abschnitt 1.2.1 erwähnt worden ist, wird das Nb_3Sn Kabel zuerst ohne der temperaturempfindlichen Isolation zur Spule gewunden und im Ofen gegläht. Danach erfolgt die manuelle Isolierung der reagierten Leiter (*Leiterisolierung* „Turn-insulation“) mit einem Glasfaser-Kaptonband, wobei das Kapton als elektrische Barriere dienen soll. Zu diesem Zweck müssen die Spulenwindungen in einer speziellen Vorrichtung unter der Bedingung aufgespreizt (Abb. 1.3.1/1) werden, dass eine maximale Dehnung von 0.2% nicht überschritten wird. Die letzte Schicht der Isolierung bildet schliesslich ein reines Glasfaserband. Die Schichtdicke der Isolation beträgt dann rund 4 mm. Die Spulenwindungen werden nach Beendigung des Isoliervorganges langsam zurück in die vorgegebene Führungsrille des Stahlmantels transferiert (Abb. 1.3.1/2, 1.3.1/3).

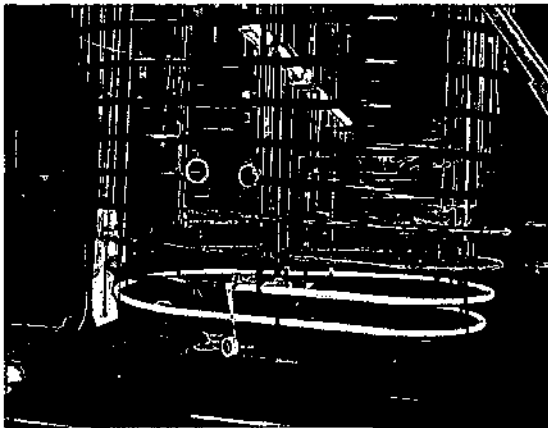


Abb. 1.3.1/1: Isolation der Spulenwindungen.

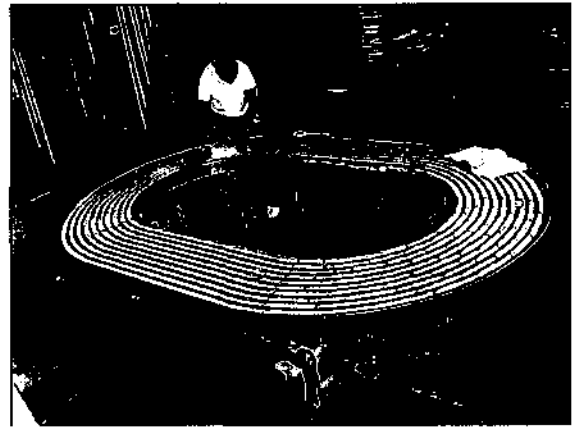


Abb. 1.3.1/2: Rücktransfer des Nb_3Sn Kabels.

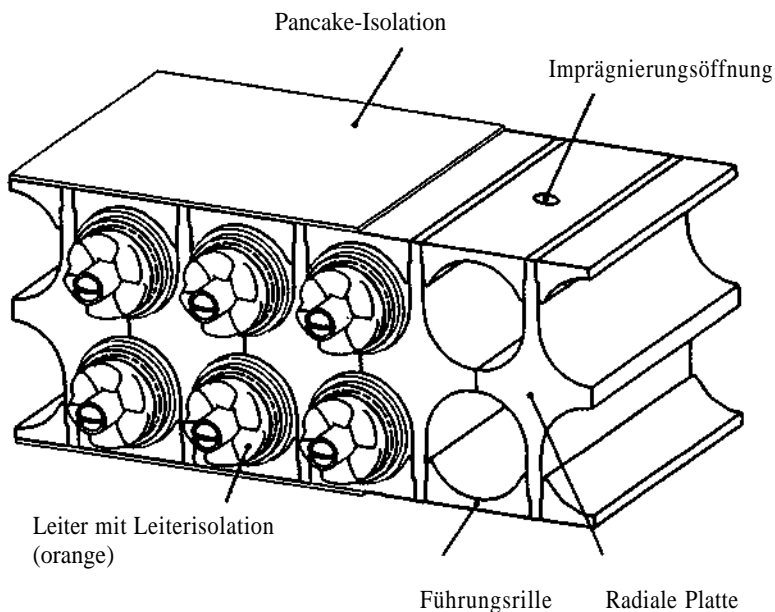


Abb. 1.3.1/3:
Isometrische Ansicht des
Innenbereiches der TF-Spule.

Der Stahlmantel wird nun geschlossen und die Imprägnierform vorbereitet (Abb. 1.3.1/4). Durch das sogenannte Harzinjektionsverfahren wird flüssiges Epoxid-Harz durch eine Öffnung (Abb. 1.3.1/3) in die Form eingebracht. Die Aushärtung erfolgt nun vertikal im Ofen unter einem bestimmten Zyklus, der sich aus verschiedenen Temperatur-, Druck und Vakuumabschnitten zusammensetzt. Die genaue Einteilung dieses Zyklus bewahrt jede Herstellungsfirma als betriebsinterne Information. Danach wird die Form aufgeschnitten und die Harzoberfläche manuell nachbearbeitet, um überschüssiges Harz zu entfernen und die Öffnungen zu versiegeln (Abb. 1.3.1/5). Abschliessend wird das Teil nochmals mit den Glas-Kaptonbändern umwickelt, wodurch die sogenannten „Pancakes“ geformt werden („Pancake-Isolation“). Der ganze Vorgang wird für alle fünf Pancakes durchgeführt, die zusammen die TF-Modellspule bilden (Abb. 1.3.1/6). Die äusserste Isolation dieser Spule besteht ebenfalls aus Glasfaser-Kaptonband imprägniert mit Epoxid-Harz und wird als *Paket-Isolation* („Ground-Insulation“) bezeichnet (Abb. 1.3.1/7). Danach erst wird die isolierte Spule mit dem Stahlmantel umgeben, der einen zusätzlichen Schutz bietet.

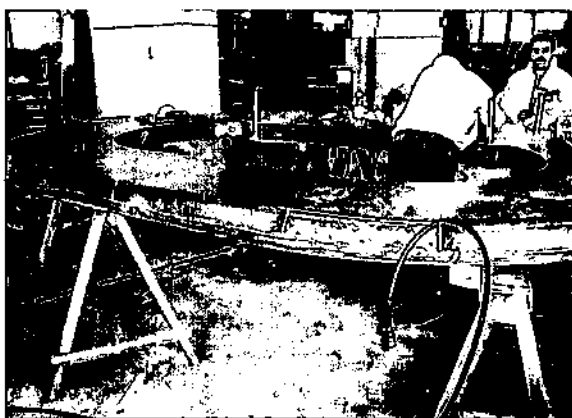


Abb. 1.3.1/4: Vorbereitung der Imprägnierform.

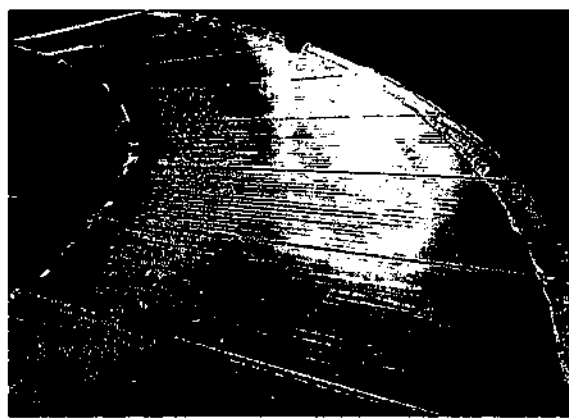


Abb. 1.3.1/5: Imprägnierte Spulenoberfläche.

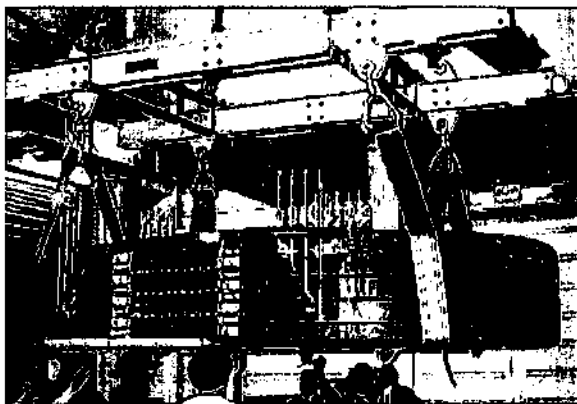


Abb. 1.3.1/6: Die fertigen „Double Pancakes“.



Abb. 13.1/7: TF-Modellspule mit Paket-Isolation.

1.3.2 Kriterien für die mechanische Beanspruchung

Da der Plasmastrom seine Richtung nicht ändert, kann der Strom in ITER nur pulsweise induziert werden, wodurch Schwierigkeiten im stationären Betrieb entstehen können. Für ITER werden bei einer Betriebszeit von 20 Jahren 10^4 - 10^5 Pulse bei einer Pulsdauer von 200-500 Sekunden pro Puls erwartet [17]. Ein wichtiges Kriterium, dem die Isolationsmaterialien an den Spulenwindungen standhalten müssen. Die hohen auftretenden Zug-, Kompressions- und Scherkräfte, bedingt durch Pulsbetrieb und den Lorentzkräften seitens der Magnetkonfiguration, beeinflussen zusätzlich die Festigkeit der Isolation. Es wird beispielsweise eine maximale transversale magnetische Kraft von 802 kN/m am Leiter der TF-Spule erwartet [24]. Eine weitere massive mechanische Wechselbelastung der Materialien stellen die Abkühlungs- und Aufwärmphasen dar.

Durch das Edelstahlgehäuse der TF-Spulen gelangen die Belastungen abgeschwächt zu den Isolationsmaterialien. Eine detaillierte Übersicht der mechanischen Anforderungen an die metallischen Aussenkomponenten findet sich in Referenz [24]. Durch die Designänderungen der vergangenen Jahre ist es jedoch schwer, eindeutig festgelegte ITER-Kriterien für die Isolationsmaterialien am Ort der Magnetspulen in der Literatur zu finden. Eine erstmalige gute und allgemeine Abschätzung der zu erwartenden Spannungen und Kräfte für die TF-Spule geben die Referenzen [28,29] mit folgenden Werten:

Tabelle 1.3.2/1: Isolationsanforderungen für die TF-Spule nach W. Maurer [28].

	Zug [MPa]	Kompression [MPa]	Interlaminare Scherung [MPa]
TF-Spule	100-400	100-400	10-30

Tabelle 1.3.2/2: Isolationsanforderungen für die CS-Spule nach R. P. Reed [29].

	Zug [MPa]	Kompression [MPa]	Interlaminare Scherung [MPa]
CS-Spule	430-450	<100	<35

Aktuelle Berechnungen mit der Methode der Finiten Elemente (FEM) ergeben, dass die örtlichen Beanspruchungen an den Isolationen unterschiedlich stark ausgeprägt sind. Im allgemeinen unterscheidet man daher zwischen drei Gruppen an Kräften, die massgeblich die mechanische Festigkeit der Isolationen beeinflussen:

- *Radiale Kräfte*: wirken vom inneren Leitermittelpunkt radial nach aussen
- „*In-plane*“ *Kräfte*: wirken in die Wickelrichtung der Isolationsbänder
- „*Out ofplane*“ *Kräfte*: wirken aussen auf die gesamte D-förmige Spule

Abbildung 1.3.2/1 [30] zeigt einen Ausschnitt der TF-Leiteranordnung mit den Orten maximaler und minimaler radialer Spannungsverteilung in der TF-Leiterisolation nach dem Abkühlen der TF-Spule. Die berechneten Werte entsprechen dem extremsten Fall einer Isolationsbelastung in ITER, nämlich dem Szenario der „Plasma Disruption“, bei voller Spulenerregung mit 68 kA. Bricht das Plasma abrupt zusammen, dann reagiert das Magnetsystem auf die plötzliche Stromänderung u. a. durch die Formation der sogenannten „Reaktionsmagnetkräfte“. Diese wirken wiederum auf die TF-Spulenisolierungen und erzeugen erhöhte Belastungsmomente im Isolationsmaterial. Während der gesamten Betriebsdauer werden ungefähr 1000 „Disruptions“ erwartet.

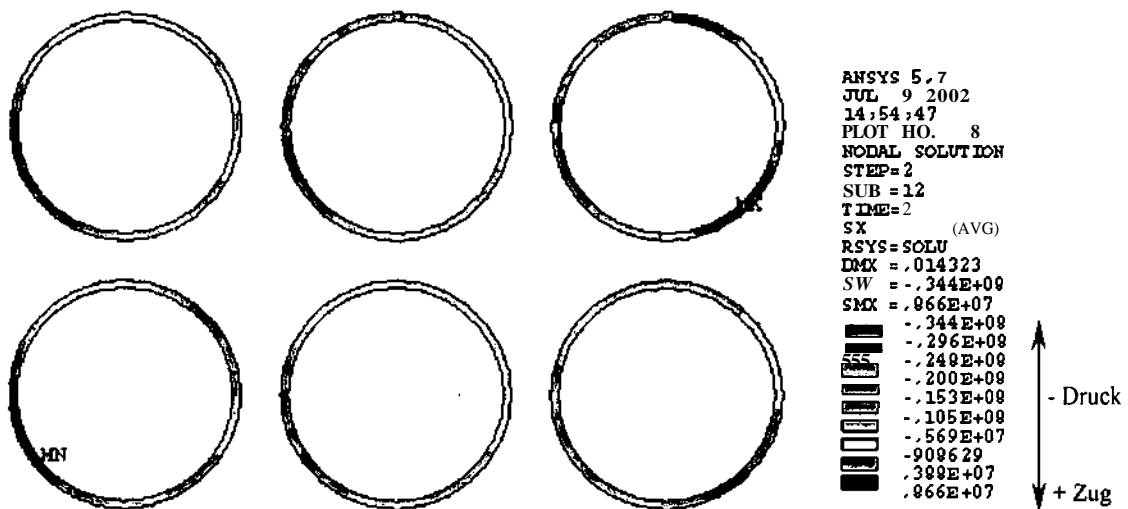


Abb. 1.3.2/1: Radiale Spannungsverteilung in der TF-Leiterisolation [30].

Die Farbskala in Abb. 1.3.2/1 zeigt, dass die radiale Druckspannung mit 34.4 MPa gegenüber einer Zugspannung von nur 8.7 MPa überwiegt. Generell wird die höchste Druckspannung an der konischen Verengung der TF-Spule (siehe Abb. 1.2.1/5) mit 51 MPa [31] erwartet. Für die äussere Paketisolation der TF-Spule wird laut derselben Berechnung eine Druckspannung von 101 MPa bis hin zu maximal 254 MPa an der konischen Verengung [31] sowie eine radiale Zugspannung von 25 MPa auftreten (Abb.

1.3.2/2). Für die Pancakeisolation werden die Druckspannungen mit mindestens 178 MPa und die Zugkräfte mit maximal 31 MPa abgeschätzt.

Die Maximalwerte richten sich vor allem nach kurzzeitigen Belastungsspitzen, die während der Pulsoperation entstehen können. Die Berechnungen haben u. a. auch gezeigt, dass die grösste mechanische Zugbeanspruchung aller erwähnten Isolationen beim Abkühlen von Raumtemperatur auf 4 K erreicht wird.

Die „In plane“-Kräfte führen bei der Leiterisolation als auch bei der Paketisolation fast ausschliesslich zu mindestens ~60% erhöhten Druckspannungen, während eine Druckverringerung von rund 50 MPa bei der Pancakeisolation erwartet wird [30]. Die minimalen Druckspannungen der „Out of plane“-Kräfte betragen rund 50% der radialen Druckwerte für Leiter- und Pancakeisolation sowie der Paketisolation [30].

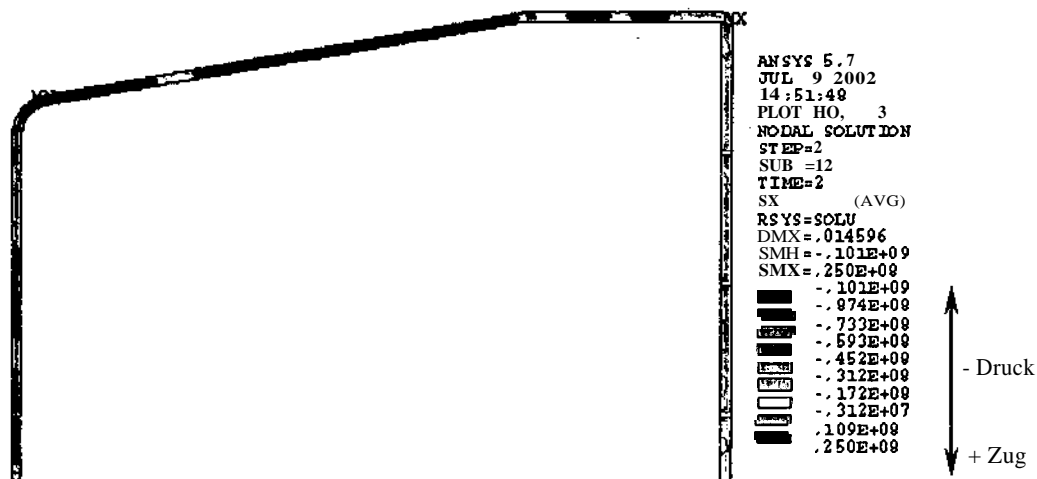


Abb. 1.3.2/2: Radiale Spannungsverteilung in der TF-Paketisolation [30].

Die maximale Scherspannung in der TF-Leiter- und Pancakeisolation beträgt laut [31] rund 45 MPa am Ort der stärksten Belastung und gilt, wie bereits oben erwähnt, nur für bestimmte transiente Betriebszustände von ITER. Die statisch zulässige Belastungsgrenze liegt bei 42 MPa. Für die Grundisolation werden geringere Scherspannungen mit maximal 30 MPa an der konischen Verengung der TF-Spule erwartet. Die statisch zulässige interlaminare Scherspannung ist mit 41.6 MPa festgelegt. Diese neuersten Erkenntnisse sind in Tabelle 1.3.2/3 übersichtlich zusammengefasst, wobei in Klammer die mit einem Sicherheitsfaktor von 2 multiplizierten Materialspezifikationen stehen:

Tabelle 1.3.2/3: Isolationsanforderungen für die TF-Spule nach [30,31].

TF-Spule	Zug (MPa)	Kompression (MPa)	Interlaminare Scherung (MPa)
Leiterisolation	<10(<20)	34.4-51 (69-102)	42-45 (84-90)
Paket-Isolation	25 (50)	101-254 (202-508)	30-41.6 (60-83)
Pancakeisolation	<31 (<62)	≥ 178 (≥ 356)	42 (84)

Der gepulste TOKAMAK-Betrieb erfordert zusätzlich, dass die Isolation die Anforderungen auch unter schwingender Belastung erfüllt. Die zu erwartende Lastspielzahl nach ~ 20 Jahren Betriebszeit beträgt 3×10^4 . Der minimale Wert für die interlaminare Scherung unter dynamischer Belastung aller drei Isolationen wird laut [31] mit mindestens 50 MPa inklusive Sicherheitsfaktor angegeben.

Die theoretischen Berechnungen zeigen deutlich, dass die Zugspannungen gegenüber Druck- und Scherspannungen verhältnismässig gering sind. Dennoch ist es bei der Materialcharakterisierung notwendig, auch den Einfluss der Zugspannung auf die Isolation zu untersuchen, da man dadurch allgemein auf die Materialperformance des Materialverbundes rückschliessen kann. Wie die späteren \rightarrow Ergebnisse (Kapitel III) verdeutlichen werden, ist sowohl das statische als auch das dynamische Verhalten senkrecht zur Isolationswickelrichtung von entscheidender Bedeutung für die ITER-relevante Anwendung.

1.3.3 Kriterien für die Strahlenbelastung

Neben den mechanischen Kräften üben die freiwerdenden schnellen Neutronen (14 MeV) eine starke Strahlenbelastung auf die Reaktorkomponenten aus. Die Blankets dienen als Moderator für diese Neutronen, wodurch eine Neutronenfluenz von $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1$ MeV) am Ort der Magneten gegen Ende der Betriebsdauer zu erwarten ist. Isolationsmaterialien für die Magnetspulen müssen dieser Bedingung unter Wechsellast ausgesetzt werden, um die Stabilität des Materials zu prüfen. Die ITER-Anforderungen beinhalten stets einen Sicherheitsfaktor von 2 [32], sodass die Isolation einer Neutronenfluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1$ MeV) mit einer totalen absorbierten Dosis von $\sim 5 \times 10^7$ Gy unter den in Tabelle 1.3.2/3 gegebenen Festigkeitswerten standhalten muss.

2. Materialeigenschaften von glasfaserverstärkten Kunststoffen

Die moderne Technik, sei es auf dem Gebiet der Luft- und Raumfahrt, Maschinenbau, Anlagenbau, Verkehrs- und Energietechnik, oder auch auf dem Gebiet der Medizin, verlangt nach hochfesten und zugleich leichten als auch flexiblen Werkstoffen. Diese Anforderungen erfüllen die sogenannten glasfaserverstärkten Kunststoffe („GFK“). Der Verbund setzt sich aus einem geeigneten Matrixsystem und den eingelagerten verstärkenden Fasern zusammen. Durch diese Kombination gelangt man zu einem multifunktionalen Werkstoff, dessen Eigenschaften von einem homogenen Material alleine nicht erwartet werden können. Durch die geeignete Modifikation der Matrixsysteme und der bestimmten Anordnung der Fasern, kann der Werkstoff individuell dem Anwendungsbereich angepasst werden [33]. Im allgemeinen lassen sich die Vorteile der glasfaserverstärkten Kunststoffe wie folgt zusammenfassen [34]:

- Geringe Dichte, hohe Festigkeit
- Anisotropie
- Grosse Variabilität der Eigenschaften und Belastungen durch:
 - Verschiedene Matrixmaterialien
 - Verschiedene Fasermaterialien
 - Kombination von verschiedenen Fasertypen
 - Modifikation von Fasern
 - Verschiedene Anordnung der Fasern, z.B.:
 - 2-oder 3 dimensionale Gewebe
 - unidirektionale (UD)-Anordnung
 - Winkelkombination der Faseranordnung

2.1 Glasfasern [33,34]

Fasern sind die Verstärkungskomponenten in einem Faserverbundstoff und dominieren Festigkeit und Steifigkeit eines Materials. Die hohe Festigkeit speziell der Glasfaser beruht auf der kovalenten Bindung zwischen Silizium und Sauerstoff, den Hauptbestandteilen der Glasfaser. Die Atome bilden ein dreidimensionales Netzwerk mit amorpher Struktur.

Die Eigenschaften können durch die Beigabe von verschiedenen Oxiden zusätzlich variiert werden. Dadurch entstehen die sogenannten E-Glasfasern („Elektrisch“), die für den speziellen Einsatz in der Elektrotechnik entwickelt worden sind. Höhere Festigkeiten bieten die S-Faser („Strength“, engl.) und die R-Faser („Resistance“, franz.). Die E-Glasfaser (Tabelle 2.1/1) hat im Gegensatz zu den S- und R Glasfasern den prozentuell höchsten Boranteil, wodurch es bei der Neutronenbestrahlung zu massiven Schwierigkeiten kommt (→ Kapitel 3). Aus diesem Grund sind E-Glasfaserbänder speziell für die ITER-relevanten Isolationssysteme nicht vorgesehen.

Tabelle 2.1/1: Übersicht der chemischen Zusammensetzung verschiedener Glasfasertypen [35].

Bestandteile (Agaben in Gewichts-%)	Polyvalentes Glas	Säurebeständiges Glas		Laugenbeständiges Glas		Hochfestes Glas		•Glas mit guten dielektrischen Eigenschaften	
		Typ E	Typ A			Typ C	Typ R	Typ S	Typ D
SiO ₂	53 - 54	70 - 72	60 - 65	65 - 70	62 - 75	60	62 - 65	73 - 74	100
Al ₂ O ₃	14 - 15,5	0 - 2,5	2 - 6		0 - 6	25	20 - 25	~0	
CaO	} total	5 - 9	14	4 - 8		6	-	0,5 - 0,6	
MgO		20 - 24	1 - 4	1 - 3		9	10 - 15		
B ₂ O ₃	6,5 - 9	0 - 0,5	2 - 7		0 - 6		0 - 1,2	22 - 23	
F	0 - 0,7	-							
Na ₂ O	1	12 - 15	8 - 10	14 - 20	13 - 21		0 - 1,1	1,3	
ZrO ₂						7 - 17			
K ₂ O	1	1		0 - 3				1,5	
Fe ₂ O ₃		~0	~0		0 - 5				
TiO ₂	J	-		6 - 12	0 - 4				
ZnO					1 - 10				
CaF ₂					0 - 2				

Als Herstellungsverfahren der Glasfaser dient hauptsächlich das Schmelzspinnverfahren. Die dabei erzeugten Filamente werden zu Fasern zusammengefasst. Einzelne Fasern werden weiters zu Faserbündeln („Rovings“, Abb. 2.1/1) vereint, die schliesslich zu verschiedenen Flächengebilden (Abb. 2.1/2 und 2.1/3)

verwebt werden. Rechtwinklig verkreuzte Fäden zweier Fadensysteme, „Kette und Schuss“ genannt, werden zur Herstellung dieser Gewebe verwendet. Die Kette wird dabei von der parallelliegenden Fadengruppe gebildet und dazu wird rechtwinklig der Schussfaden eingearbeitet. Durch die geeignete Kombination der Fadensysteme wird hohe Verstärkung mit guter Flexibilität garantiert. Die Anordnung und den Aufbau der gewebten Schichten eines GFK bezeichnet man auch als Laminataufbau, wobei als Laminat der fertige, abgekühlte Faser-Kunststoffverbund zu verstehen ist [33].

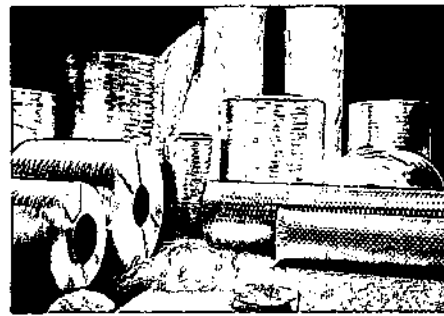


Abb. 2.1/1: Glasfaserbündel („Roving“)

Abb. 2.1/2: Fertige Faserbündel und Gewebe.

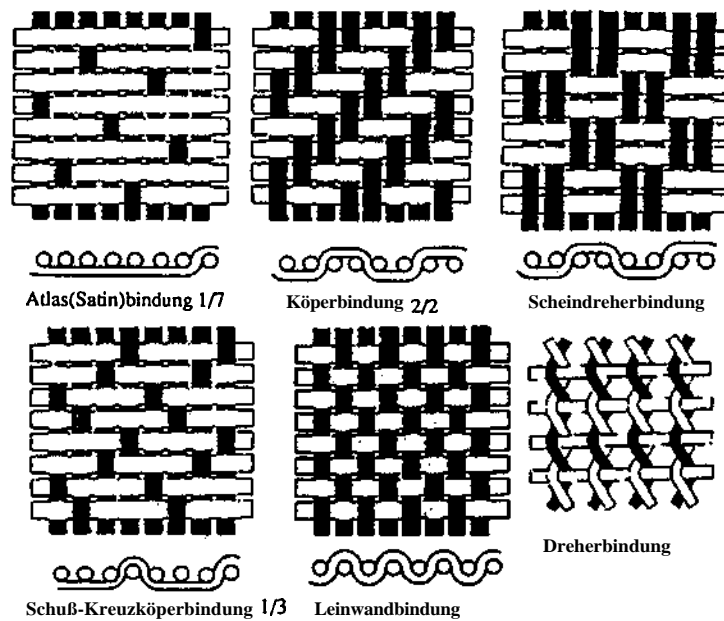


Abb. 2.1/3: Verschiedene Beispiele von häufigen Gewebeformen zur Glasfaserverstärkung [36].

2.2 Matrices

Die Matrix stellt die zweite wichtige Komponente in einem Faser-Verbundwerkstoff dar. Matrixmaterialien übernehmen folgende entscheidende Funktionen [33]:

- Fixierung der Fasernordnung
- Gleichmässige Übertragung der Kräfte zwischen den Fasern
- Stabilisierung der Faser bei Druckbeanspruchung
- Schutz der Faser vor äusseren Einflüssen

Eine Vielzahl von Werkstoffen dienen als Matrixmaterialien, wie z.B. polymere Matrices, Keramiken oder auch Metalllegierungen. Im folgenden sollen die wichtigsten Eigenschaften organischer Matrices erörtert werden, die hauptsächlich zur Imprägnierung der in dieser Arbeit untersuchten Verbundwerkstoffe verwendet worden sind.

2.2.1 Epoxid-Harze [33]

Epoxid-Harze (EP) zählen zu den sogenannten Duromeren Matrices, die auch als Thermosets bezeichnet werden. Das allgemeine Kennzeichen dieser Polymergruppe ist, dass der endgültige Werkstoff erst nach der Aushärtungsphase bzw. Vernetzungsreaktion aus niedermolekularen Monomeren entsteht. Epoxide härten speziell in Polyaddition mittels Beigabe von polyfunktionalen Härtern. Die Sprödigkeit und Wärmeformbeständigkeit des Materials richtet sich nach der Höhe des Vernetzungsgrades. In Abbildung 2.2.1/1 und 2.2.1/2 sind die Beispiele chemischer Formeln zweier Epoxid-Harze (DGEBA und TGDDM) zu sehen, wobei besonders das difunktionale DGEBA aufgrund der hohen Dichte des chemischen Netzwerkes eine erhöhte Sprödigkeit aufweist. Die Sprödigkeit ist der signifikanteste Nachteil der Epoxide, da es dadurch zum frühzeitigen Versagen des Verbundes unter Tieftemperatur kommen kann (→ Abschnitt 2.3). Ein weiterer negativer Aspekt ist die Tendenz zur Feuchtigkeitsaufnahme und deren Speicherung, da durch das stark ineinandergreifende chemische Netzwerk die H₂O-Moleküle nur schwer wieder entweichen können.

Zu den wesentlichen Vorteilen der Epoxide zählen u.a. der multifunktionale Einsatzbereich, die gute Flexibilität v.a. bei Raumtemperatur und die lange

Verarbeitungszeit, welche gerade bei der Imprägnierung von grossen Distanzen bei den ITER TF-Spulen gegeben ist.

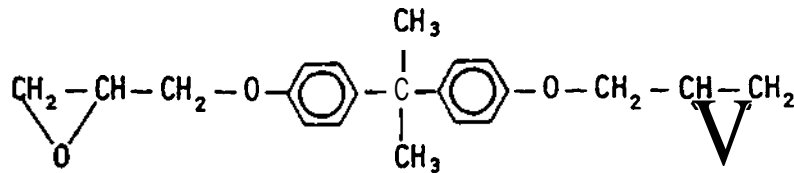


Abb. 2.2.1/1: Chemische Formel von Diglycidyltether des Bisphenol A (DGEBA).

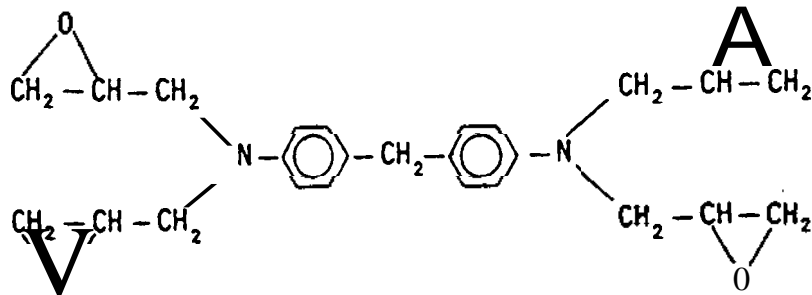


Abb. 2.2.1/2: Chemische Formel von Tetraglycidyl Diaminodiphenyl Methan (TGDDM).

2.2.2 Bismaleinimide und Polyimide [33]

Bismaleinimide (BMI) (Abb. 2.2.2/1) und Polyimide (PI) sind fortschrittliche Harzsysteme, die für Spezialanwendungen entwickelt worden sind, bei denen höhere thermische und oxidative Beständigkeit verlangt wird. Bismaleinimide zeichnen sich durch hohe Glasübergangstemperaturen (> 300°C) und gute Altersbeständigkeit aus. Polyimide weisen gegenüber anderen Harzsystemen eine hohe Duktilität auf, die auch bei tiefen Temperaturen noch zu erkennen ist. Beide Harzsysteme können auch mit Epoxid-Harzen vermischt werden, wodurch die sogenannten „blends“ entstehen.

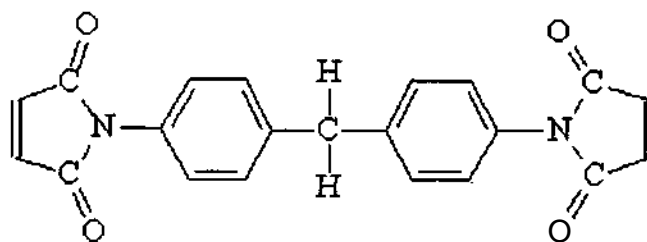


Abb. 2.2.2/1: Chemische Formel von Bismaleinimiden [37].

2.2.3 Zyanat-Ester

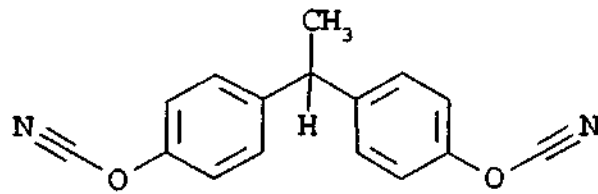


Abb. 2.2.3/1: Chemische Formel einer Zyanat-Ester-Verbindung [38].

In den letzten Jahren ist eine neue innovative Klasse an Thermoset-Polymeren entwickelt worden, die sich als Imprägnierungsmaterial gut eignet. Es sind dies die aromatischen Zyanat Ester (CE)-Harze (Abb. 2.2.3/1). Die Vielzahl an Zyanat-Ester-Verbindungen [39] ermöglicht ein breites Anwendungsspektrum, das bis in die Raumfahrt und Elektroindustrie reicht. Das chemische Netzwerk ist weitaus weniger komplex als bei den Epoxid-Harzen. Hinsichtlich der Endverarbeitungstemperatur liegen die CE-Harze zwischen den tetrafunktionalen Epoxiden und den BMI's. Daraus ergeben sich folgende Verbesserungen:

- Hohe Festigkeit und Bindung
- Hohe thermische Eigenschaften
- Gute Materialperformance unter heißen oder feuchten Umgebungsmedien
- Verringerte Feuchtigkeitsaufnahme
- Einsatz zur Modifikation z.B. der Viskosität von anderen Harzen

Die hohe Qualität des Zyanat-Esters macht den Einsatz als Imprägnierungsharz zwar interessant, aber auch sehr kostspielig. Daher wird es weniger als Homopolymer eingesetzt, sondern vielmehr in Kombination („blends“) mit den zuvor vorgestellten Epoxid-Harzgruppen. Im Zuge dieser Arbeit werden mehrere verschiedene → innovative Verbundmaterialien (Kapitel IV) mit Zyanat-Ester und reine Zyanat-Ester-Systeme hinsichtlich ihrer ITER-Relevanz getestet.

Ausführliche Informationen über die Weiterentwicklung und Charakterisierung von Zyanat-Estern und Blends mit Schwerpunkt auf die organische Chemie geben die Referenzen [40-43].

2.3 Schädigungsmechanismen im Faserverbund [33.341]

Die physikalischen Eigenschaften eines glasfaserverstärkten Verbundwerkstoffes sind nicht alleine durch die physikalischen Eigenschaften der Einzelkomponenten-Faser und Matrix begründet. Die gestellten Anforderungen kann der Verbund nur dann erfüllen, wenn zwei wesentliche Kriterien erfüllt sind:

- Gute Haftung zwischen Faser und Matrix
- Gute mechanische Verträglichkeit zwischen Faser und Matrix

Die Haftung in der Grenzschicht („Interface“) zwischen Faser und Matrix ist wichtig für die Spannungsübertragung während der mechanischen Belastung. Zu diesem Zweck werden haftverbessernde Massnahmen getroffen. Glasfasern werden zusätzlich mit sogenannten „Schichten“ versehen, die aus Gleitmitteln und Silanen als Haftvermittler bestehen. Durch kovalente und Wasserstoffbindungen wird die Bindung zur Glasfaser aufgebaut. Das Matrixsystem wird über eine funktionelle Gruppe an das Silan angekoppelt.

Von mechanischer Verträglichkeit spricht man dann, wenn die mechanischen Parameter von Faser und Matrix optimal auf Zug-, Druck- und Schlagbeanspruchungen abgestimmt sind und es während eines technischen Einsatzes zu keinen negativen Eigenschaftsänderungen kommt.

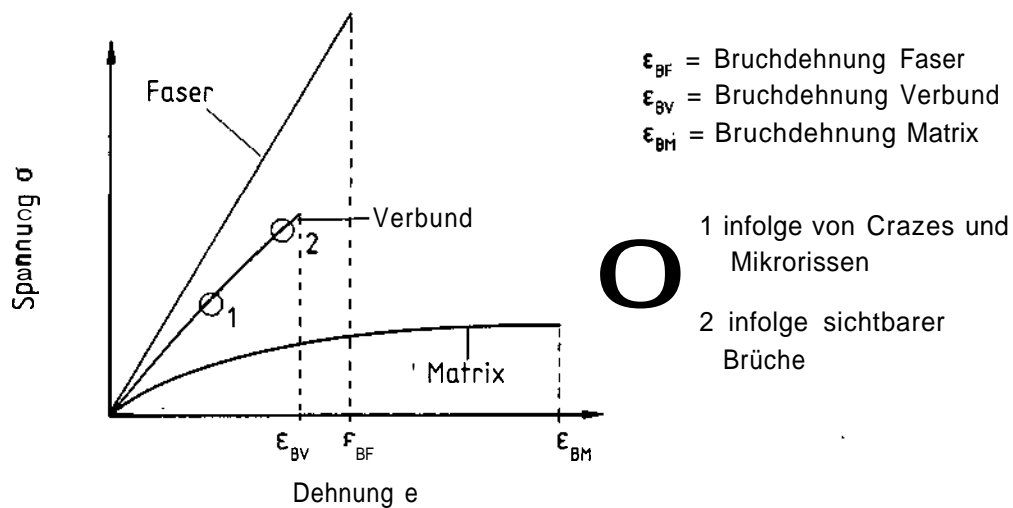


Abb. 2.3/1: Spannungs-Dehnungsdiagramm von Faser, Matrix und Verbund [33].

Die Festigkeit eines GFK wird im statischen Zugversuch von der Verstärkungsfaser dominiert, solange die Kraftflusslinien in Richtung der Faser laufen. Zwischen Faser und Matrix existiert ein grosser Unterschied im Elastizitätsmodul ($E_{\text{Faser}}/E_{\text{Matrix}} > 10$), der in Abbildung 2.3/1 gut zu erkennen ist. Das Spannungs-Dehnungsdiagramm zeigt weiters das unterschiedliche Verhalten von Faser und Matrix bis zur Bruchdehnung ϵ bei Raumtemperatur: einem linearen Verlauf der Faser steht ein viskoelastisches Verhalten der Matrix gegenüber.

Durch die differenzierten Spannungsunterschiede werden bereits früh Mikrorisse bzw. Haarrisse („Crazes“) induziert (Abb. 2.3/1 und 2.3/2⊙). Bei Epoxid-Harzen entstehen diese Risse primär transversal zur Krafrichtung. Das Induzieren von vielen transversalen Rissen bewirkt, dass sich das Risswachstum auf viele kleine Risse beschränkt und es nicht abrupt zu einer überkritischen Spannungskonzentration an einem Riss kommt [34]. Bei

weiterem Anstieg der Zugbelastung entstehen weitere Risse in den Faserlagen quer zur Lastrichtung. Durch das kontinuierliche Versagen der Verstärkungskomponente treten örtlich überhöhte Dehnungen auf, die von der Matrix nur begrenzt getragen werden können. Als nachteilige Folge treten weitere Schädigungsmechanismen auf, die sich auch gegenseitig beeinflussen können. Das Wachstum der Matrixrisse bewirkt u. a. das Freilegen von ganzen Faserbündeln („debonding“, Abb. 2.3/2⊙). Ein weiteres Zeichen der nachlassenden Haftung zwischen Matrix und Faser ist das Herausziehen von Faserbündeln aus der Imprägnierung („fiber-pull-out“, Abb. 2.3/2⊙). Bei ungefähr 70-80% der statischen Festigkeit beginnen die ersten Fasern parallel zur Lastrichtung zu brechen, bis schliesslich ganze Faserbündel versagen (Abb. 2.3/2⊙). Dieser Vorgang wird akustisch durch Knistergeräusche angezeigt. Ein

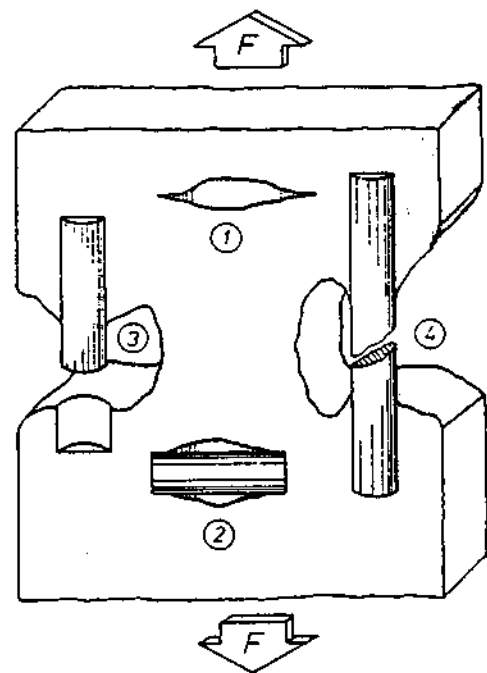


Abb. 2.3/2: Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen im GVFK [44]:

- ⊙ Haarrissbildung („Crazing“)
- (D Freilegen von Faserbündel („Debonding“)
- (D Herausziehen der Faser („Fiber-pull-out“)
- ⊙ Faserbruch

massives pinselartiges Aussehen der **Bruchzone** ist ein gutes Indiz für das kontinuierliche Reißen der Faserbündel als auch für die Ablösung der Matrix von der Faser.

Treten die Brüche örtlich begrenzt auf und führen zu einer Durchtrennung ganzer Laminatschichten, dann spricht man von sogenannten „Zwischenfaserbrüchen“. Die Festigkeit und **Steifheit** in Längsrichtung des Verbundes bleibt jedoch nahezu unverändert, weil ein Riss infolge eines Zwischenfaserbruches in der Nachbarschicht über zuwenig Energie verfügt, um intakte Faserbündel zu schädigen.

Der Bruch zwischen den Einzelschichten eines Laminates wird als „**Delamination**“ bezeichnet. Der Ausgangspunkt dafür sind die hohen Spannungskonzentrationen an den Rissspitzen der **Zwischenfaserrisse**. Je höher die Belastung des GFK ist, desto massiver kann das interlaminare Versagen sein (→ fotografische Dokumentation der Bruchzonen bei Ansaldo und Aistom, Kapitel III).

Der Verlauf des **Spannungs-Dehnungsverhaltens** (Abb. 2.3/1) von Faser und Matrix verändert sich signifikant bei der Belastung von GFK unter Tieftemperatur (4 K und 77 K) [45]. Belastet man den Verbund beispielsweise unter flüssigem Stickstoff, so führt dies zu mechanischen Spannungen in der spröde gewordenen Matrix und zum Verlust des viskoelastischen Verhaltens. Im Gegensatz dazu kommt es bei niedrigen Temperaturen zu einer Erhöhung der Festigkeit der Fasern. Bei Zugbelastung dominiert ausschliesslich die Faser das Bruchgeschehen, während die Matrix an Festigkeit verliert. Das Matrixmaterial kann der Bewegung und Belastbarkeit der Faser nicht mehr folgen. Durch das fehlende viskoelastische Verhalten kann die spröde Matrix auch keine Deformationen und Dehnungen mehr aufnehmen. Die Haftung zur Faser verschlechtert sich drastisch, erste Risse beginnen bevorzugt im Interface zu wachsen und die Matrix versagt verfrüht. Der Versagensmechanismus bei 77 K ist daher vor allem durch die erniedrigte Interface-Bindung und die extreme Sprödeheit der Matrix gekennzeichnet. Nishijima et al. [45] bezeichnete die Festigkeit des Interfaces als den wichtigsten Parameter, der das mechanische Verhalten beim praktischen Einsatz von GFK sowohl bei Raumtemperatur als auch Tieftemperatur kontrolliert. In verschiedenen Materialstudien versuchte man daher gezielt, das Tieftemperaturverhalten von glasfaserverstärkten Kunststoffen zu verbessern [46-49].

Inwiefern nun ein Faserverbundwerkstoff einer dynamischen Wechselbelastung standhält, hängt wesentlich von der Kraftübertragung der Matrix auf die Fasern ab. Die

Matrix ist während der Wechselbelastung bestrebt, die Kraft **gleichmässig** über die Fasern zu verteilen. Bricht ein Faserbündel, so müssen die benachbarten Fasern eine zusätzliche Kraft auf sich nehmen. Wenn die schwächere Matrix diesen Transfer nicht realisieren kann, wird der GFK unter der zyklischen Belastung zusammenbrechen [34].

Die statische interlaminare Scherfestigkeit wird von Faser und Matrix gleich stark beeinflusst. Bei der dynamischen Belastung überwiegt der Einfluss der Matrix wieder, da gerade hier der **gleichmässige** Transfer der Scherkräfte ein wichtige Rolle spielt.

Tabelle 2.3/1 gibt eine zusammenfassende Übersicht, welche Verbundkomponente einen wesentlichen Beitrag zur Festigkeit bei unterschiedlichen Belastungen gibt.

Tabelle 2.3/1: Festigkeitsbeitrag der Verbundkomponenten bei verschiedenen Belastungen.

Testmethode	Statisch	Dynamische Wechselbelastung
Zugfestigkeit	Faser	(Faser +) Matrix
Interlaminare Scherfestigkeit	Faser+ Matrix	(Faser +) Matrix

Da im Zuge dieser Arbeit die experimentelle Untersuchung des mechanischen Verhaltens von glasfaserverstärkten Kunststoffen im Vordergrund steht, soll bei der theoretischen Behandlung des Bruchgeschehens in Laminaten auf die Referenzen [50,51] verwiesen werden.

3. Neutronenbestrahlung von glasfaserverstärkten Kunststoffen

3.1 Schädigungsfaktoren

Beim Einsatz der glasfaserverstärkten Kunststoffe als Isolatoren in ITER und zukünftigen Fusionsreaktoren sind die Schädigungsfaktoren seitens des Fusionsspektrums (γ - und Neutronenstrahlung) zu berücksichtigen. Die Applikation von GFK für stark strahlenexponierte Bereiche wird durch mehrere strahleninduzierte Schädigungsmechanismen eingeschränkt. Vor allem durch die Wechselwirkung der Strahlung mit organischen Matrices kommt es zu komplexen Effekten (Abb. 3.1/1) und atomaren Reaktionen (z.B. Atomanregungen und Ionisation), die eine weitgehende Änderung des chemischen Aufbaus in der Polymerstruktur zur Folge haben können. Die mechanische Stabilität und Festigkeit des gesamten Isolationsmaterials wird dadurch stark beeinflusst und belastet. Im folgenden werden jene Effekte näher erörtert, die zu markanten Schädigungen im Glasfaserverbund führen können [28].

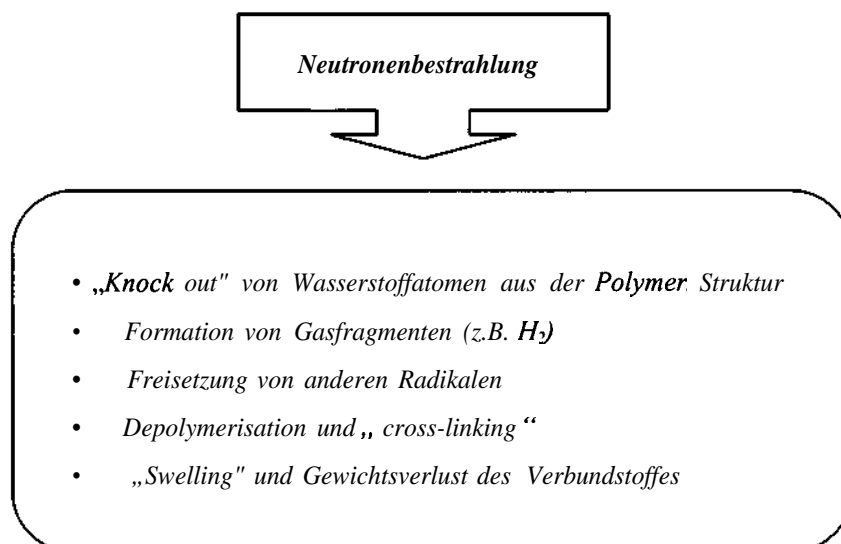


Abb. 3.1/1: Neutronenstrahlung und die daraus resultierenden Effekte im GFK.

Polymerstruktur (Abb. 2.2.1/1 und 2.2.1/2) leichter herausgelöst werden können. Dieser Vorgang trägt massgeblich zur Schädigung von organischen Matrixmaterialien und somit des gesamten Faserverbundes bei (\rightarrow 3.1.4). Die elastische Streuung an Kohlenstoff, Stickstoff und Sauerstoff kann ebenfalls zu massiven Materialschädigungen führen.

Ein weiterer nachteiliger Effekt ist die Formation von neuen chemischen Querverbindungen („cross-linking“) in den Polymerketten. Dieser Effekt führt zu einer Zunahme des Molekulargewichtes des Polymers. Folglich tritt aber auch eine zunehmende Versprödung der Matrix und eine frühzeitige Materialermüdung ein.

3.1.3. B (n, α)-Reaktion

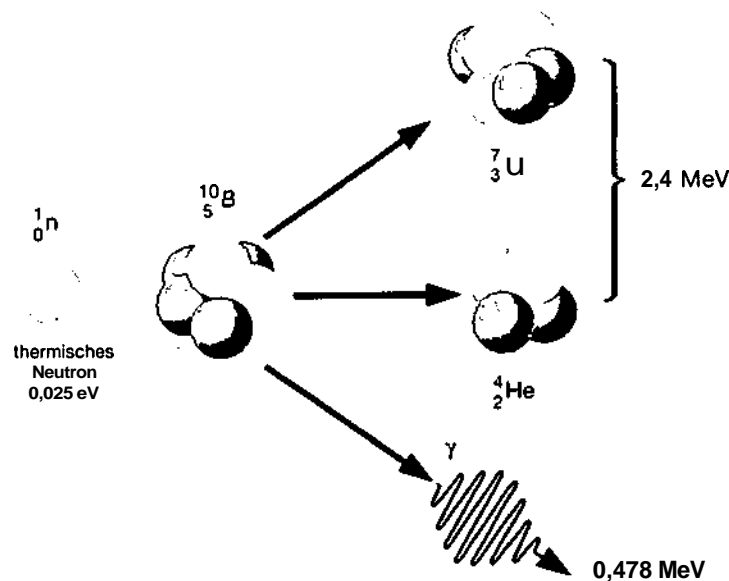


Abb. 3.1.3/1: Schematische Darstellung der B (n, α)-Reaktion.

Werden im GFK borhältige E-Gläser verwendet, dann führt dies unter Neutronenbestrahlung zu der sogenannten B (n, α)-Reaktion (Abb. 3.1.3/1). Bor absorbiert aufgrund seines hohen Wirkungsquerschnittes vermehrt Neutronen. Die Reaktion von ${}^{10}\text{B}$ mit einem Neutron führt zur Bildung von ${}^7\text{Li}$ unter Freigabe von α - und γ -Strahlung. Die α -Partikeln werden aus der E-Glasfaser unter stark exothermer Reaktion (1,77 MeV) freigesetzt, wodurch sich auch die Temperatur des Umgebungsmediums erhöht. Die energiereichen α -Partikel als auch die erhöhten Temperaturen belasten vor allem die Haftung zwischen Faser und Matrix. Ferner wird das Isolationsmaterial durch die

vermehrte Aufnahme an Neutronen stark aktiviert und erschwert den direkten Umgang mit dem Material. Seitens der ITER-Spezifikationen ist daher der Einsatz von borhältigen E-Gläsern in potentiellen Isolationsmaterialien für das Magnetsystem nicht erlaubt.

3.1.4 Swelling und Weight Loss

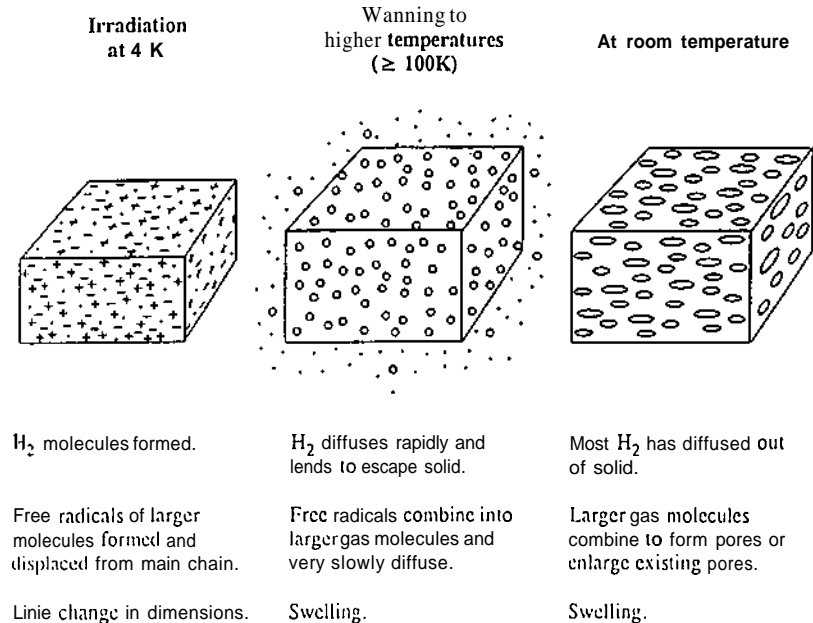


Abb. 3.1.4/1: Darstellung des Swelling-Effektes in organischen Matrixmaterialien [52].

Die Strahlungsresistenz der Polymere richtet sich hauptsächlich nach dem Anteil an Wasserstoff und schweren Atomen. Bei DGEBA oder TGDDM Harzen (Abb. 2.2.1/1 und 2.2.1/2) neigen die äussersten OH-Bindungen bei Strahlungseinfluss aufzubrechen, während die mittleren aromatischen Phenolringe den strahlenresistenten Teil darstellen. Je höher die Wasserstoffkonzentration in der Verbindung, desto instabiler wird die Verbindung unter Bestrahlung. Atome aus aufgebrochenen Verbindungen können mit anderen Atomen neue Verbindungen eingehen (H₂) oder „freien Radikale“ bilden. Erfolgt die Bestrahlung unter Tieftemperatur, z. B. 4 K, dann verbleiben die freigesetzten Atome regungslos im Verbund (Abb. 3.1.4/1). Eine stufenweise Erwärmung des Materials bewirkt nun eine Zunahme der Atommobilität. Die H₂-Atome beginnen rasch zu diffundieren, während die freien Radikale grössere Moleküle mit langsamer Diffusionsgeschwindigkeit bilden. Dieser Vorgang führt bereits zu einer geringen Änderung im Materialdurchmesser, dem sogenannten „Swelling“. Bei Raumtemperatur sind schliesslich die H₂-Atome

ausdiffundiert und die schweren Moleküle bilden oder vergrößern Poren, wodurch das Swelling ebenfalls begünstigt wird. Das Freisetzen von Atomen aus dem Material wird in der Literatur auch als „out-gassing“ bezeichnet. Eng verbunden mit dem Swelling ist der Effekt der Gewichtsreduktion („Weight-Loss“) des Verbundes, die durch das Ausgasen bewirkt wird.

Die mechanischen Eigenschaften einer polymeren Matrix können je nach Stärke der Gasbildung verschlechtert werden. Gasblasen im Inneren eines Laminates führen durchaus zu einer Druckbelastung des Verbundes, wodurch vermehrt Mikrorisse in der Imprägnierung induziert werden und es somit bereits ohne statische Zug- oder Druckbelastung zur Materialschädigung kommt. Abbildung 3.1.4/2 zeigt anhand des bei $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) bestrahlten Leiterisulationsmaterialies der TF-Modellspule (\rightarrow Kapitel IV, ITER-relevante Isulationsmaterialien, Ansaldo), wie vehement der Gasdruck die Laminatoberfläche verändern kann und somit zu einer bleibenden Schädigung führt. Die Bestrahlung eines besonders reinen DGEBA/MY790-1-Harzes (Dicke $\sim 4 \text{ mm}$) bei einer Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) führte zur Ausbildung von unzähligen kleinen Bläschen an der Harzoberfläche aufgrund der Gasbildung (Abb. 3.1.4/3). Speziell in diesem Beispiel wurde eine extreme Dickenänderung von 15% und ein Gewichtsverlust von $\sim 8\%$ festgestellt.



Abb. 3.1.4/2:

Gasblasenbildung in der TFMC-Isolation.

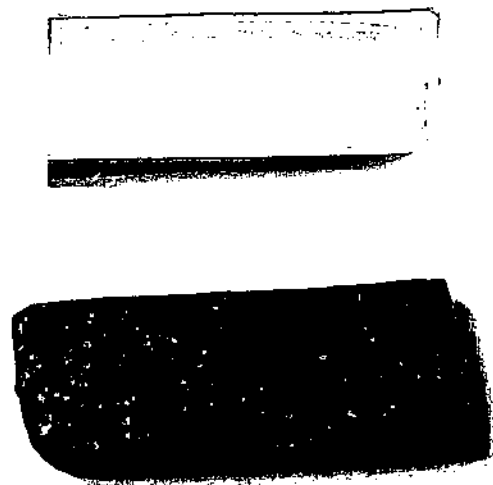


Abb. 3.1.4/3: Reines, unbestrahltes DGEBA-Harzstück

(oben) und Bläschenbildung an der Oberfläche (unten)

nach Bestrahlung bei $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$).

Teil II. Experimentelles

4. Materialprüfsystem

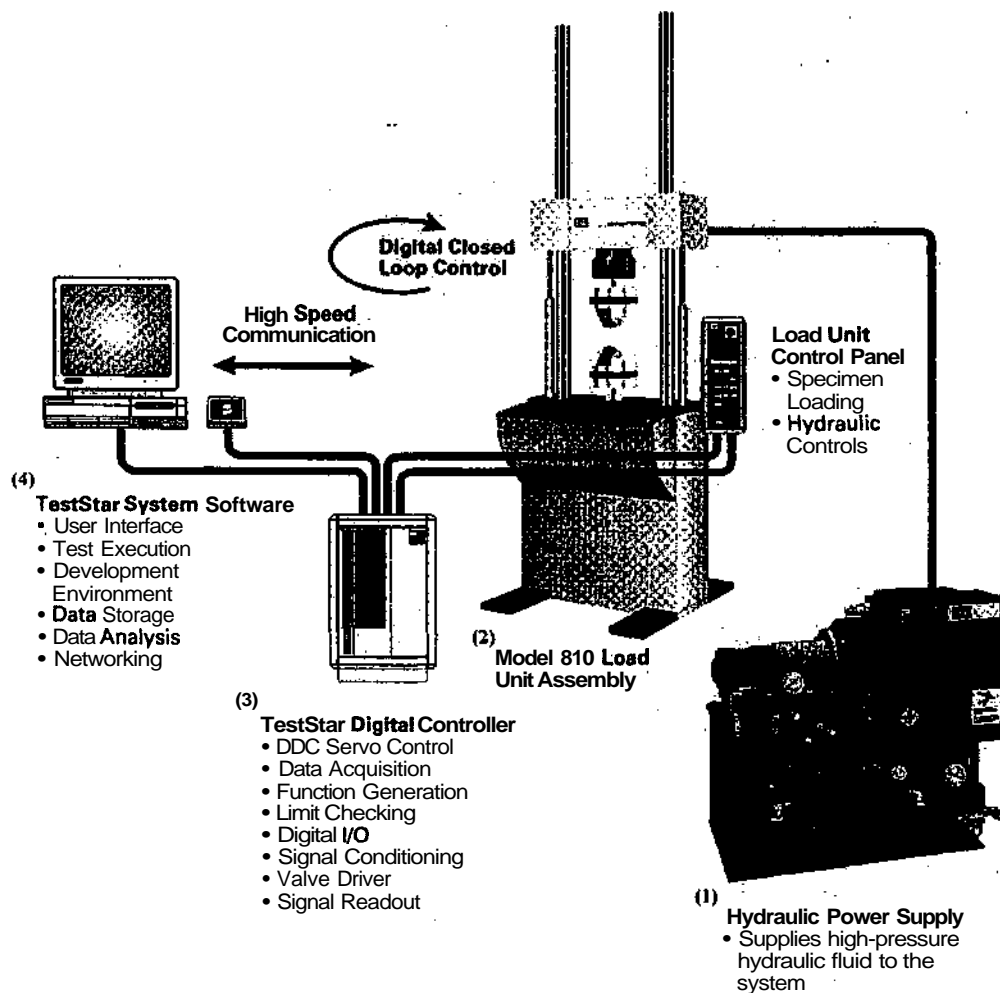


Abb. 4/1: Materialprüfeinrichtung MTS 810.22.

Abbildung 4/1 zeigt eine schematische Darstellung des Material-Test-Systems MTS 810.22. Das System (2) benötigt zum Ausführen der Versuche einen minimalen Arbeitsdruck von 14 MPa, der von einem wassergekühlten Hydraulikaggregat (1) erzeugt wird. Die maximale Prüfkraft beträgt 100 kN bei einer axialen Steifheit von 260 kN/mm. Dadurch werden Zug-, Biege-, Scher- und Ermüdungsversuche ermöglicht. Die Prüfmaschine ist speziell für das Testen von glasfaserverstärkten Kunststoffen ausgelegt.

Die Bedienung der Prüfmaschine erfolgt über den digitalen Servoregler MTS TestStar IIs (3) mit der Systemsoftware 2.3, wodurch automatisch jeder Messverlauf aufgezeichnet werden kann. Die digitale Mess-, Steuer- und Regeleinheit hat eine digitale PIDIF-Servoregelung mit 4000 Hz Taktfrequenz [53]. Die MTS 810 ist für Prüffrequenzen bis 100 Hz ausgelegt. Der Servoregler wird über einen Personal Computer (4) bedient.

Speziell für das Testen des Materials unter Tieftemperatur ist das Prüfsystem zusätzlich mit einem 44 l Behälter für flüssigen Stickstoff (77 K) versehen (Abb. 4/2a).

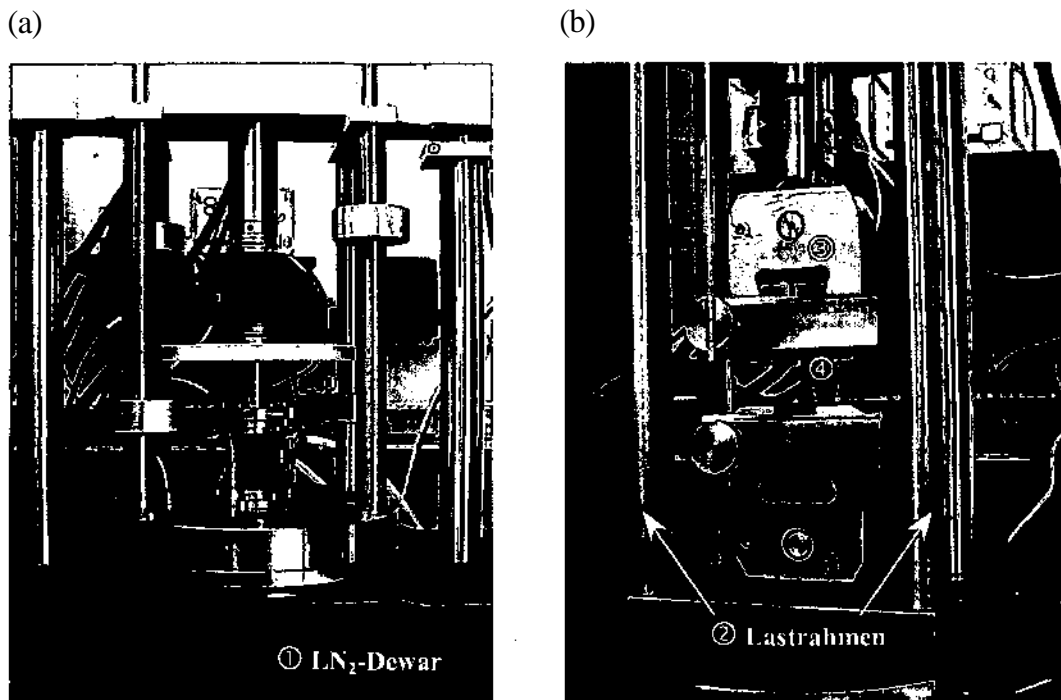


Abb. 4/2: Frontansicht (a) der MTS mit Dewar ① und versenktem Lastrahmen ② bzw. Detailansicht (b) der Spannvorrichtung (D für den Zugversuch mit eingebauter Probe ④).

Der Lastrahmen (Abb. 4/2b) wird über ein manuelles Bedienpult gesteuert und in den Dewar hydraulisch versenkt. Das Stickstoffniveau im Inneren des Behälters wird von Aussen durch einen Niveauschalter der Marke Consartic geregelt. Sobald das Niveau eine untere Grenze unterschreitet, öffnet sich ein Magnetventil und befüllt automatisch den Dewar mit der erforderlichen Stickstoffmenge. Wird die obere Niveaugrenze erreicht, schliesst das Magnetventil wieder. Die Temperatur im Dewar wird ebenfalls durch eine äussere Regelung überprüft.

Für den Zug- und interlaminaren Scherversuch werden die Proben in trapezförmigen Spannbacken („grips“) festgeschraubt (Abb. 4/3), in die Führungen der Spannvorrichtung eingesetzt und fixiert (Abb. 4/2b). Der Abstand zwischen den Spannbacken darf je nach Probenlänge minimal 25 mm und maximal 120 mm sein, um die Probe in die Spannvorrichtung der MTS einbauen zu können. Zum Starten des jeweiligen Versuches werden die im Stickstoff vorgekühlten Proben mit einer Vorlast von rund 100 N belastet.

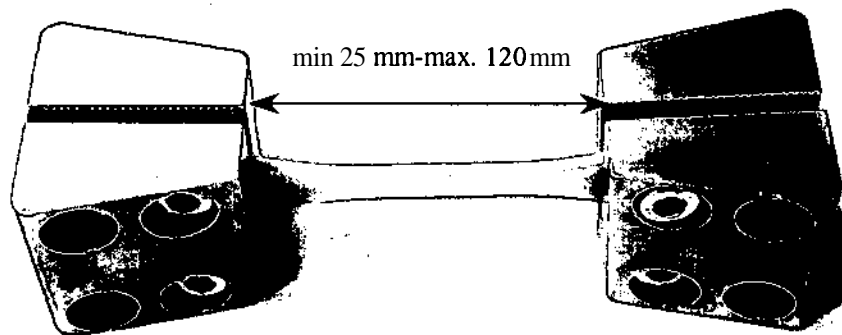


Abb. 4/3: Die trapezförmigen Spannbacken („grips“) mit eingeschraubter Zugprobe.

5. Prüfverfahren

In früheren Arbeiten [54, 55] konnte mittels zahlreicher vergleichender Materialtests bei 77 K und 4.2 K gezeigt werden, dass die Festigkeitswerte bei beiden Tieftemperaturen keine signifikante Änderung erfahren und gut innerhalb des Fehlerbereiches miteinander korrelieren. Basierend auf diesen Erkenntnissen beträgt die Prüftemperatur 77 K für alle in dieser Arbeit charakterisierten Glasfaserverbundstoffe. Die Materialtests geben daher aufgrund der Kompatibilität der beiden Temperaturen relevante Informationen über den speziellen Einsatz der einzelnen Isolationssysteme für das heliumgekühlte ITER-Magnetsystem.

Bei den Prüfverfahren wird im allgemeinen zwischen dem Zugtest, für die Bestimmung der Zugbruchfestigkeit, und dem Short-Beam Shear bzw. Double Lap Shear Test, zum Messen der interlaminaren Scherfestigkeit, unterschieden. In den folgenden Abschnitten werden die Prüfmetho den detailliert vorgestellt.

5.1 Zugbruchfestigkeit

$$\sigma_{\max} = \frac{F}{b \cdot d} \quad \text{Gl. 5.1/1}$$

σ_{\max}Zugbruchfestigkeit [N/mm²]

F.....gemessene Kraft [N]

b.....Breite der Zugprobe [mm]

d.....Dicke der Zugprobe [mm]

Die Höchstlast F (jene maximale Kraft, die eine Probe bis zum Gewaltbruch erträgt) dividiert durch den Ausgangsquerschnitt $b \cdot d$ im verjüngten Bereich der verwendeten Zugprobe (Abb. 5.1/1) wird als Zugbruchfestigkeit bezeichnet. Die Zugbruchfestigkeit σ_{\max} („ultimate tensile strength“, UTS) wird nach ASTM D3039 oder DIN 53455 bestimmt [56]. Die Vorschubgeschwindigkeit des Querhaupts der MTS beträgt 0.5 mm/min. Gemäss der Norm wird die endgültige Zugbruchfestigkeit aus dem Mittelwert von mindestens vier oder fünf Messungen aus Gleichung (5.1/1) errechnet.

5.1.1 Zugprobengeometrie

Die von der Norm geforderten Dimensionen der Zugprobengeometrie [56] sind aufgrund des begrenzten Raumes der Bestrahlungsvorrichtung im TRIGA-Reaktor nicht geeignet. Die Geometrie der Zugprobe muss daher normgerecht verkleinert werden um die Bestrahlungsexperimente durchführen zu können. Zahlreiche frühere Arbeiten [35, 55, 57-59] beschäftigen sich daher mit sogenannten „Skalierungsexperimenten“, die den Einfluss einer kleineren Zugprobengeometrie (Abb. 5.1/1) auf die Resultate der statischen und dynamischen Messungen untersuchen.

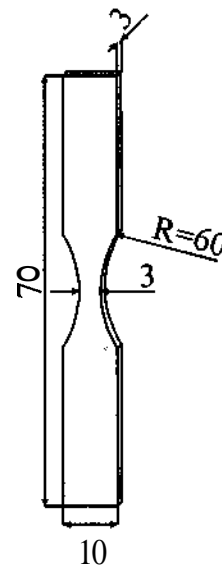


Abb. 5.1/1: Zugprobengeometrie [mm] für statische und dynamische Messungen.

Die Untersuchungen zeigen, dass die kleinere Zugprobengeometrie in Abbildung 5.1/1 zur Materialcharakterisierung zulässig ist, solange die Probendicke innerhalb der laut ASTM D3479 empfohlenen Grenze liegt. Messungen mit unterschiedlichen Probengeometrien bei Raumtemperatur und bei 77 K ergeben dieselbe Zugbruchfestigkeit innerhalb einer Variationsbreite von 10%.

Basierend auf diesen Erkenntnissen wird für die Messung der Zugbruchfestigkeit und des Ermüdungsverhaltens unter Zugbelastung die in Abbildung 5.1/1 gezeigte Probengeometrie für alle Experimente unter statischer und dynamischer Last verwendet.

5.1.2 Ermüdungsversuche („Fatigue“-Tests)

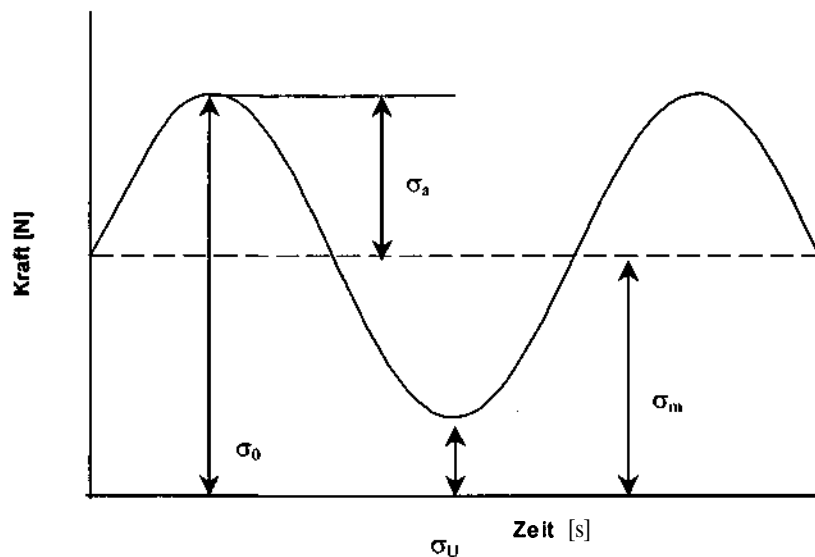


Abb. 5.1.2/1: Allgemeine Darstellung einer periodisch schwingenden Beanspruchung.

Ein Werkstoff wird eine Last, die einmal aufgebracht und nicht zum Bruch führt, keineswegs ständig ertragen, ohne zu brechen. Die stark wechselnde Beanspruchung eines Werkstoffes führt bereits bei einer unterhalb der Zugbruchfestigkeit liegenden Spannung zum Bruch. Man bezeichnet dies als *Materialermüdung*. Je höher dabei die aufgebrachten Lastwechsel sind, desto niedriger ist die zum Bruch führende Spannung. Bei einem gewissen Grenzwert der Spannung erträgt der Werkstoff die Lastwechsel andauernd („unendlich oft“) ohne zu brechen, und man spricht von der Dauerschwingfestigkeit (kurz: *Dauerfestigkeit* σ_D). Das Ermüdungsverhalten eines Materiales wird graphisch durch die *Wöhlerkurve* („Fatigue“-Kurve) charakterisiert, in der die Anzahl N der ertragenen

Lastwechsel („cycles to failure“) gegen die Oberspannung σ_T in Prozent der Zugbruchfestigkeit aufgetragen ist.

Zur Bestimmung des Ermüdungsverhaltens wird eine sinusförmige periodisch schwingende Beanspruchung (Abb. 5.1.2/1) an die Probe gelegt. Die Belastung wechselt zwischen Oberspannung σ_T und Unterspannung σ_U mit einem Spannungsausschlag:

$$\sigma_T = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2} \quad \text{Gl. 5.1.2/1}$$

Je nach Lage der Mittelspannung σ_m unterscheidet man mehrere Arten der schwingenden Beanspruchung [60]. Für die Charakterisierung der Isolationsmaterialien wird der spezielle Fall der Zugschwellbeanspruchung gewählt:

$$\sigma_m > \sigma_a \quad \text{Gl. 5.1.2/2}$$

Der Spannungsausschlag σ_a ist stets kleiner als die Mittelspannung σ_m , wodurch es nur zu Zugbelastungen des **Materialies** („tension-tension fatigue“, Abb. 5.1.2/1) kommt und zu keiner Druckbelastung.

Die Oberspannung (oberer Scheitelwert) beträgt einen definierten Bruchteil („Load Level“) der zuvor statisch bestimmten Zugbruchfestigkeit, während die Unterspannung (unterer Scheitelwert) in einem für alle Versuche festgelegten Verhältnis zum oberen Scheitelwert steht. Man bezeichnet dies als den „*R-Wert*“ (engl. „Ratio“).

Der R-Wert

Die Wahl des Verhältnisses R muss unter Berücksichtigung des gepulsten ITER-Betriebs erfolgen, um die Beanspruchungen an die Isolationsmaterialien so gut als möglich zu simulieren. Die Relation $R=0.1$ legt eine gleich hohe Ober- und Unterspannung fest und simuliert so den schlechtesten Fall („worst-case scenario“) des Magnetsystems: das totale Abschalten und Hochfahren der TF-Spulen. Ein Variieren des R -Verhältnisses führt nun zur einer Änderung des unteren Scheitelwertes bei konstanter Oberspannung (Abb. 5.2.1/2). Das Ermüdungsverhalten eines Glasfaserverbundes kann dadurch

unterschiedliches Verhalten zeigen und somit auch unterschiedliche Ergebnisse über die Dauerfestigkeit unter extremen Beanspruchungen liefern.

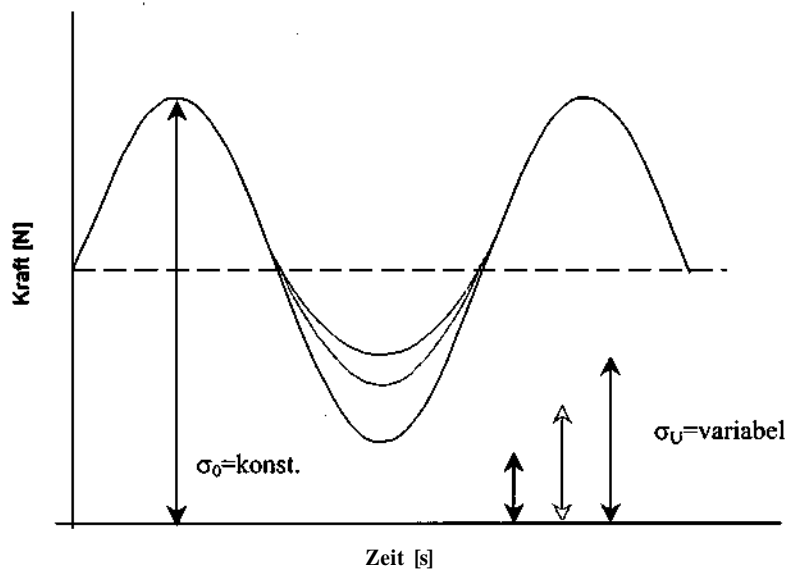


Abb. 5.1.2/2: Allgemeine Darstellung einer periodisch schwingenden Beanspruchung mit konstanter Oberspannung und variierender Unterspannung.

Zur Abschätzung des tatsächlichen Einflusses verschiedener R-Werte auf das Ermüdungsverhalten wurden drei verschiedene Wöhler-Kurven mit unterschiedlicher Unterspannung am homogen Schichtverbund ISOVAL 10 getestet, der nach dem Prepreg-Verfahren [33] hergestellt wurde. Die Verstärkungskomponente besteht aus E-Glasfilamentgewebe ($0^\circ/90^\circ$, Kette x Schuss: 17 x 8) getränkt in DGEBA-Epoxid.

Tabelle 5.1.2/1: Parametereinstellungen zum Testen des R-Wertes.

Load Levels:	85%-40%
Testfrequenz ν :	10 Hz
R-Wert:	0,1, 0,3 und 0,5
Lastspielzahl N:	$> 10^6$

Die Rampe zum ersten Maximum der Oberspannung wird jeweils weggesteuert mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 0,5 mm/min gefahren. Jeder Punkt ist der Mittelwert von vier gemessenen Werten. In Tabelle 5.1.2/2 werden die Endergebnisse (Abb. 5.1.2/3a,b) explizit aufgelistet, um den Einfluss der verminderten Unterspannung zu verdeutlichen.

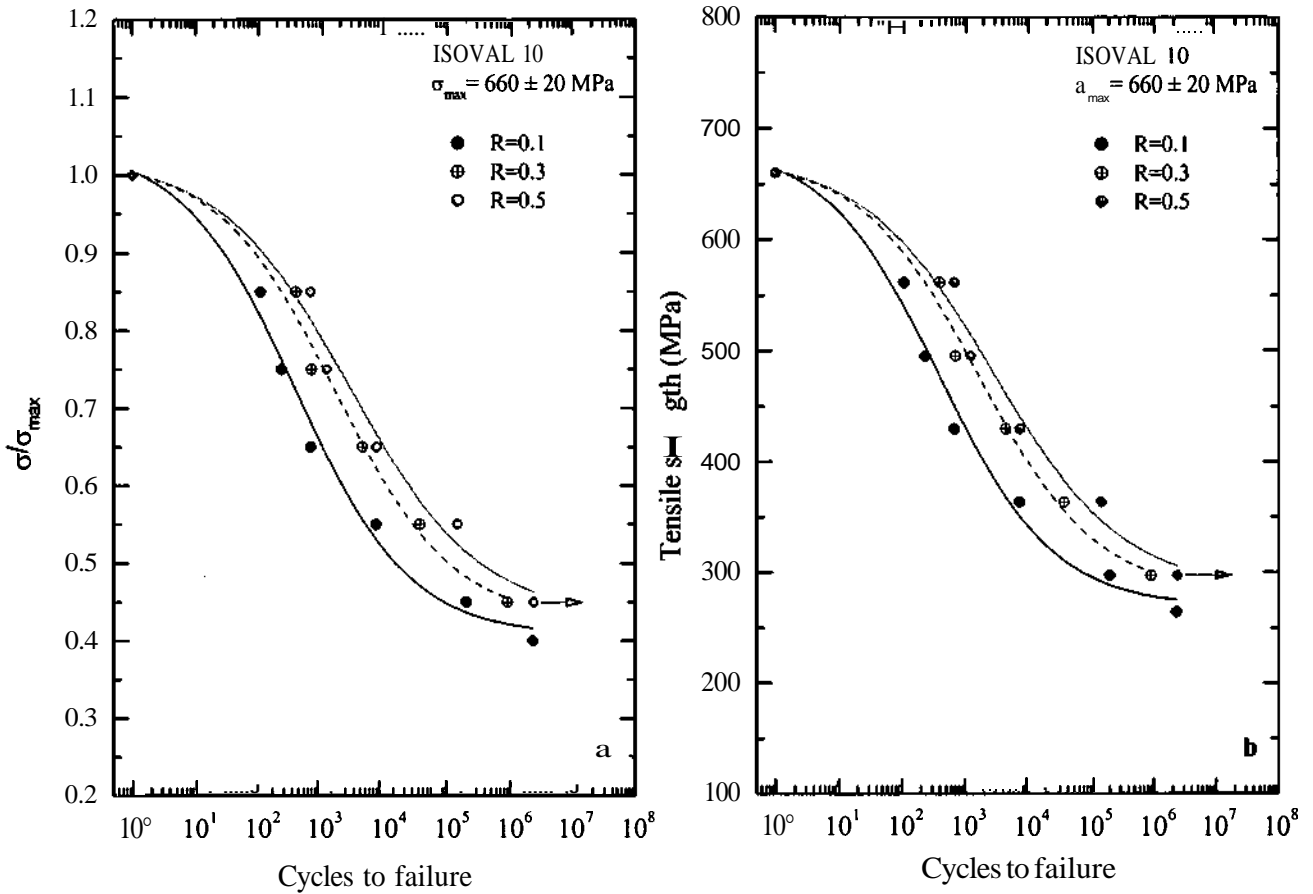


Abb. 5.1.2/3: Normierte (a) und absolute (b) Wöhlerkurven von ISOVAL 10/E bei 77 K mit unterschiedlichen R-Werten.

Tabelle 5.12/2: Gemittelte Lastspielzahlen N von ISOVAL 10/E bei unterschiedlichen R-Werten.

Load Levels	Ratio=0.1 N	Ratio=0.3 N	Ratio=0.5 N
1 660 MPa	1	1	1
0.85 561 MPa	108	399	675
0.75 495 MPa	236	701	1221
0.65 429 MPa	673	4459	7517
0.55 363 MPa	7414	36596	145805
0.45 297 MPa	201109	902204	2364747
0.40 264 MPa	2300000	-	-

Das Faserverbundmaterial ISOVAL 10 (Abb. 5.1.2/3a,b) erträgt bei R=0.1 erwartungsgemäss die geringste Anzahl an Lastwechseln. Die Kurve zeigt zwischen den

Load Levels 0.85 und 0.55 einen steilen Abfall, der auf eine rasche Ermüdung des Materials bei hoher wechselnder Beanspruchung hinweist. Erst die Reduktion auf 40% der maximalen Festigkeit führt zu einer deutlichen Erhöhung der Lastspielzahl ohne Brechen des Materials, das nun im Bereich der Dauerfestigkeit ist. Die Änderung der Unterspannung auf $R=0.3$ zeigt bereits zu Beginn eine kontinuierliche Verschiebung zu höheren Lastspielzahlen, die mit fallender Oberspannung weiter zunehmen. Das Material erträgt bereits bei 45% um ein Faktor 4.5 mehr Zyklen als zuvor, jedoch ohne die Dauerfestigkeit zu erlangen. Dazu wäre eine Verringerung der Last auf ungefähr 43% erforderlich. Bei $R=0.5$ erträgt die Probe bereits bei 85% jene Lastspielzahl, die bei $R=0.1$ erst bei 65% erreicht wurde. Die Verringerung der Unterspannung führt merklich zu einer kontinuierlichen Erhöhung der Resistenz des Faserverbundes gegenüber schwingender Belastung. Erträgt der Verbund bei 75% um einen Faktor 5 mehr Zyklen, so sind es bei 45% bereits um einen Faktor 12 mehr Zyklen, wodurch die angestrebte Lastspielzahl von 10^6 überschritten wird. Trotz der hohen Lastwechsel ist der Bereich der Dauerfestigkeit nicht eindeutig festgelegt, da der Kurvenverlauf keine Sättigung zeigt. Das Lastspiel müsste bis 10^7 fortgesetzt werden, um eine wohldefinierte Dauerfestigkeit zu erkennen. Aus Zeitgründen wurde der Versuch bei $\sim 2.3 \cdot 10^6$ abgebrochen, was im Diagramm (Abb. 5.1.2/3a,b) durch einen Pfeil angedeutet wird.

Zusammenfassend ist zu erkennen, dass die Wahl des R -Verhältnisses zwar eine Änderung der Lastspielzahlen zur Folge hat, jedoch im Vergleich zu $R=0.1$ sich der Bereich der Dauerfestigkeit nur geringfügig von 40% auf $\sim 45\%$ der maximalen Zugfestigkeit verschiebt. Die Änderung des Verhältnisses von Ober- zu Unterspannung verursacht speziell im ITER-relevanten Bereich von $3 \cdot 10^4$ Zyklen eine Verschiebung zu einer höheren Anzahl an Lastspielzahlen, die aber nicht gleichbedeutend mit dem Erreichen der Dauerfestigkeit des Materials sind. Im Gegenteil, der Ermüdungsprozess ist bei 10^5 Zyklen noch nicht abgeschlossen und erfordert eine weitere Verringerung der auferlegten Kraft.

Die Wahl von $R=0.1$ gibt somit eine gute Abschätzung des Ermüdungsverhaltens des Isolationsmaterials unter Extrembedingungen wieder. Erfüllt der Glasfaserverbund die ITER-Anforderungen für $R=0.1$, dann wird die Isolation bei geringer Belastung mit einem um so erhöhtem Sicherheitsfaktor arbeiten und zur stabilen Operation des Magnetsystems beitragen.

Der Frequenzwert ν

Analog zum R-Wert wurde auch der Einfluss des Frequenzwertes untersucht, der ebenfalls bei der Simulierung des gepulsten Betriebes im ITER-TOKAMAK wichtig ist. Die Frequenz simuliert die zeitlichen Abstände zwischen dem Hochfahren und Abschalten der TF-Spulen. Bei den zuvor beschriebenen Experimenten zur Untersuchung des R-Wertes wurde die Frequenz mit 10 Hz abgeschätzt, wodurch die Gesamtzyklenzahl von rund 3×10^4 Pulsen in einem kurzen Zeitintervall experimentell umgesetzt werden kann.

Für die Ermüdungs-Messungen an ISOVAL 10 wurden folgende Parametereinstellungen verwendet:

Tabelle 5.1.2/3: Parametereinstellungen zum Testen des ν -Wertes.

Load levels:	85%-40%
Testfrequenz ν :	5, 10 und 20 Hz
R-Wert:	0.1
Lastspielzahl N:	$> 10^6$

Für die weggesteuerte Rampenfahrt zum ersten Maximum der Oberspannung wurde eine Vorschubgeschwindigkeit von 0.5 mm/min verwendet. Frühzeitiges Probenversagen erschwerten die Messungen, jedoch Hess sich aus der Anordnung der Messpunkte ein Trend für das Ermüdungsverhalten unter variierender Frequenz erkennen. Die gemittelten Resultate sind in Abbildung 5.1.2/4 in normierten und absoluten Wöhlerkurven dargestellt.

Eine gute Übereinstimmung ist zwischen den 5 Hz und 10 Hz Kurven zu erkennen. Die Variation des Frequenzwertes verursacht nur eine geringfügige Verschiebung der Lastspielzahlen mit Ausnahme der höheren Zyklenanzahl der 5 Hz-Kurve bei 45% der UTS. Dennoch wird der Dauerfestigkeitsbereich erst bei 40% der Zugbruchfestigkeit erreicht. Die Erhöhung der Frequenz auf 20 Hz führt zunächst im Bereich zwischen 85% und 65% der UTS zu einer merklichen Zunahme der ertragenen Zyklenanzahl, die sich jedoch mit Abnahme der auferlegten Kraft an die Werte der 5 Hz- und 10 Hz Kurve angleicht. Die beobachtete Frequenzunabhängigkeit des Dauerfestigkeitsbereiches ist in guter Übereinstimmung mit einer Studie an verschiedenen Polymeren von G. Hartwig et al. [61], die bei einem Verhältnis von $R=0.1$ eine Frequenzunabhängigkeit bis zu 100 Hz angeben. G. C. Tsai et al. [62] bekräftigen wiederum die Konstanz des Ermüdungsverhaltens bei niedrigen Versuchsfrequenzen zwischen 0.01 Hz und 10 Hz. Die Wahl der Testfrequenz von 10 Hz ist somit für eine ITER-relevante Anwendung vertretbar.

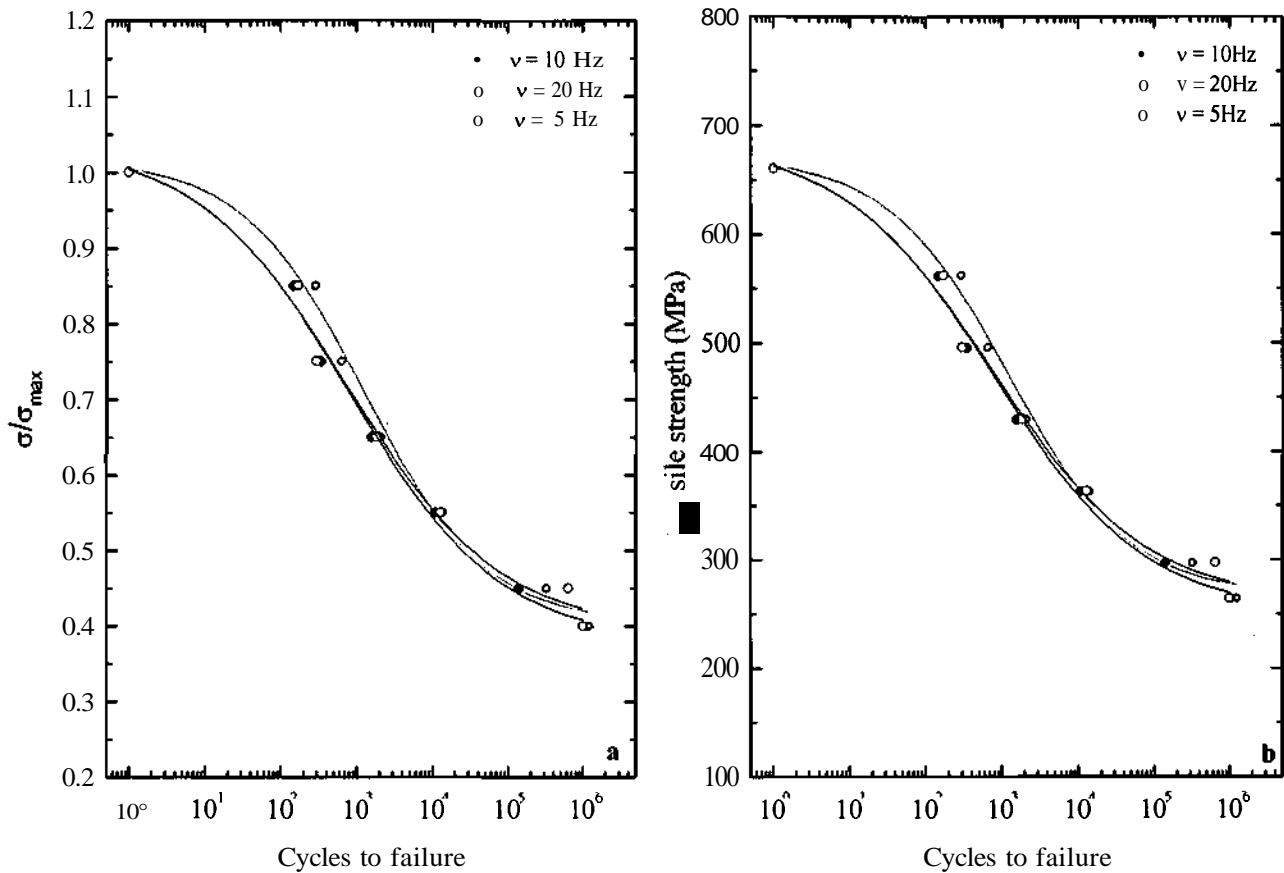


Abb. 5.1.2/4: Normierte (a) und absolute (b) Wöhlerkurven von ISOVAL 10/E bei 77 K mit unterschiedlichen ν -Werten.

5.2 Interlaminare Scherfestigkeit

Aufgrund der Herstellungsverfahren weisen die glasfaserverstärkten Isolationssysteme einen schichtweisen Aufbau von mehreren Lagen („layers“) auf. Versucht nun eine interne Kraft diese Lagen parallel zu einander zu verschieben, dann setzt das mehrschichtige Laminate diesen Kräften einen Widerstand entgegen, der als *interlaminare Scherfestigkeit* bezeichnet wird [63]. Zur Bestimmung der interlaminaren Scherfestigkeit eines Verbundes gibt es mehrere Methoden, die eingehend in Ref. [63,64] diskutiert und verglichen werden. Im folgenden werden jene zwei Testmethoden vorgestellt, die in der vorliegenden Arbeit zur Untersuchung des Scherverhaltens im GFK verwendet worden sind.

5.2.1 Der Short-Beam Shear Test

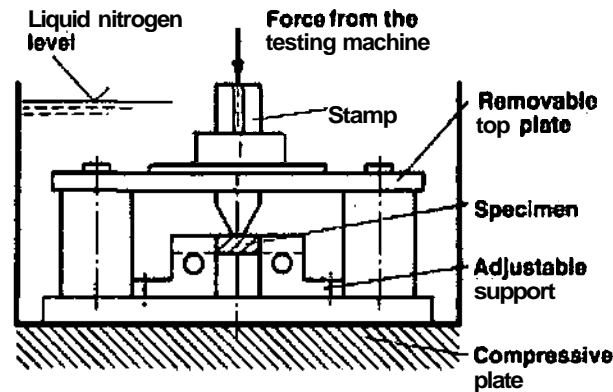


Abb. 5.2.1/1: Versuchsaufbau des Short-Beam Shear Tests [65].

Der Short-Beam Shear (SBS) Test (Abb. 5.2.1/1) ist eine einfache Technik, um die interlaminare Scherfestigkeit („interlaminar shear strength“, ILSS) eines Laminats sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 77 K zu bestimmen. Der Versuch wird entsprechend der Norm ASTM D 2344 [56] durchgeführt. Ein Stempel bewegt sich mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 1.3 mm/min auf eine flache Probe, die zwischen zwei Auflagern positioniert ist. Durch die entstehende Spannungskonzentration an den Auflagern und am Stempel kommt es zu einer Abhängigkeit des Messergebnisses von dem Verhältnis des Abstandes des Auflagers (l) zur Probendicke (d). Speziell für glasfaserverstärkte Kunststoffe gibt die Norm ein Verhältnis („span-to-thickness ratio“) von $l:d = 5:1$ vor, das jedoch experimentell nicht immer zu einem eindeutigen Wert der interlaminaren Scherfestigkeit führt. Deshalb wird in der Literatur auch von der „scheinbaren Scherfestigkeit“ gesprochen und der SBS-Test als eine komplexe Kombination von Zug, Scherung und Kompression angesehen (Abb. 5.2.1/2).

Reed et al. [66] haben den Einfluss der Distanz l auf das ILSS-Messergebnis untersucht und gezeigt, dass bei ungeeigneter Verhältniswahl die Probe hauptsächlich unter Druck- oder Zugbeanspruchung versagt. Die Qualität eines interlaminaren Scherversuches erkennt man am Verlauf der Bruchzonen, wie sie in Abbildung 5.2.1/3 schematisch dargestellt sind. Die Wahl des richtigen Verhältnisses ist mitentscheidend bei der Bestimmung des interlaminaren Scherfestigkeitswertes.

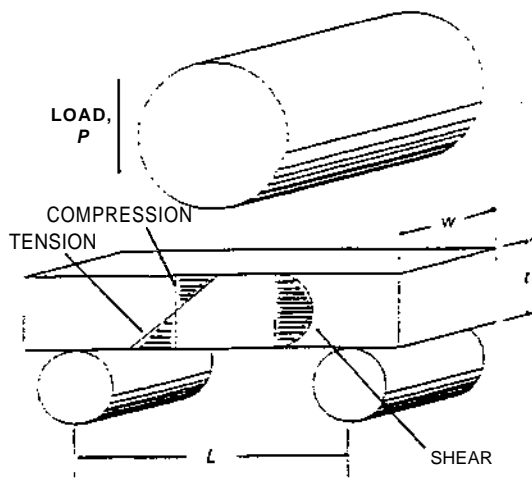


Abb. 5.2.1/2: Spannungsverteilung beim SBS-Test [66]

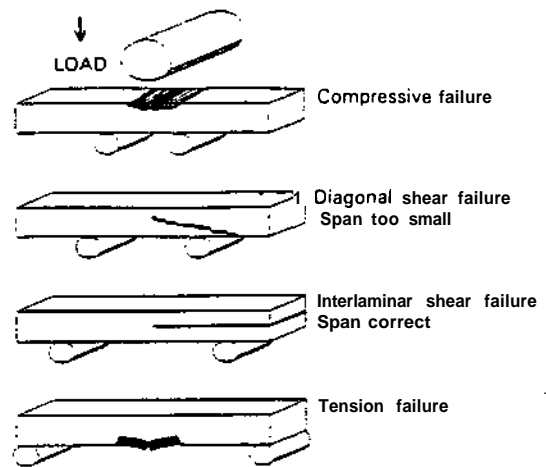


Abb. 5.2.1/3: Versagensmodelle beim SBS-Test [66].

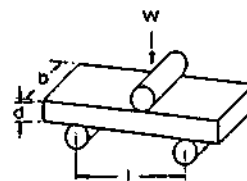
Nach geeigneter Wahl der Distanz l errechnet sich die interlaminare Scherfestigkeit standardgemäss laut Gleichung (5.2.1/1) mit:

$$ILSS_{SBS} = \frac{3W}{4b \cdot d} \quad \text{Gl. 5.2.1/1}$$

WKraft [N]

bProbenbreite [mm]

dProbendicke [mm]



Die experimentell ermittelte Kraft W entspricht dem Maximalwert der parabolischen Schubspannungsverteilung entlang der Dicke d .

5.2.2 Der Double-Lap Shear (DLS) Test

Die Technik des SBS-Tests ist zwar einfach, jedoch können keine Ermüdungsversuche durchgeführt werden. Durch den Versuchsaufbau kann nicht gewährleistet werden, dass die Probe den zyklischen Bewegungen des Stempels exakt folgt. Um dennoch die interlaminare Scherfestigkeit unter Wechsellast abschätzen zu

können, wurde die Geometrie der Double-Lap-Shear Probe initiiert (Abb. 5.2.2/1b,c). Die Probengeometrie ist ursprünglich aus der Modifikation der Single-Lap-Shear Probe (Abb. 5.2.2/1a) entstanden [67]. Durch die beidseitigen Scherflächen zwischen Loch und Nut der DLS-Probe soll die Asymmetrie der Single-Lap-Shear Probe umgangen werden, die durch Verkippen der Scherfläche gegenüber der Krafrichtung die Messung beeinflusst. Beim Anlegen einer axialen Kraft wird beim DLS-Test das Material zwischen den Scherflächen herausgezogen (Abb. 5.2.2/1c) und gibt somit Aufschluss über die interlaminare Scherfestigkeit eines Laminates unter statischer und dynamischer Belastung.

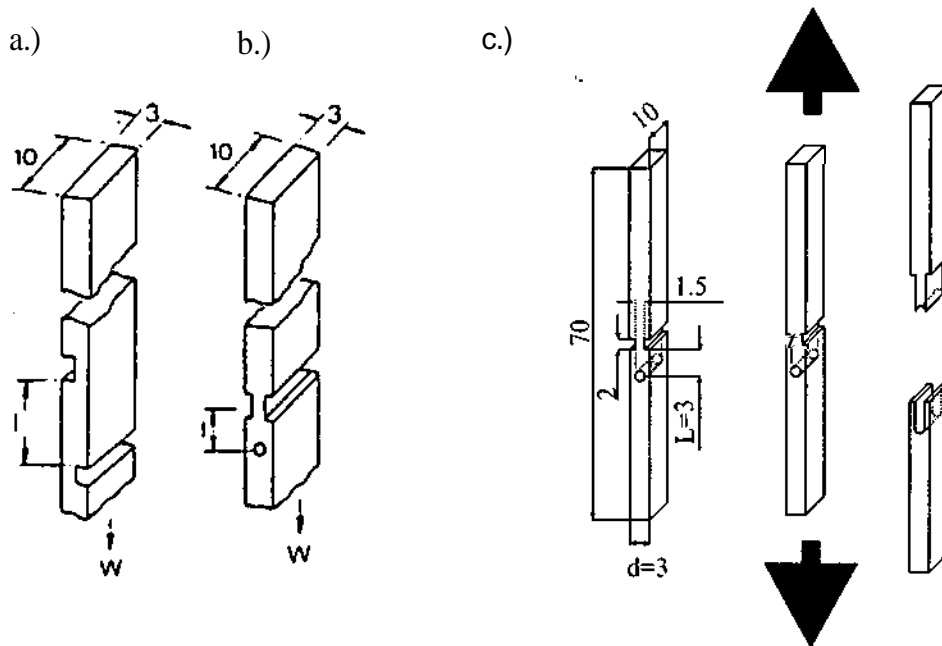


Abb. 5.2.2/1: Single-Lap-Shear Probe (a) und Double-Lap-Shear Probe (b) nach Evans et al. [67]. In Punkt (c) ist jene DLS-Geometrie abgebildet, die in der vorliegenden Arbeit verwendet worden ist.

Die Symmetrie der DLS-Probe erfordert auch keine weitere Probenfixierung mehr, sondern kann wie beim Zugversuch sofort in die Testvorrichtung eingebaut und mit denselben Einstellungen gemessen werden. Aus der Division der maximalen Bruchlast durch die Gesamtscherfläche ergibt sich die interlaminare Scherfestigkeit zu:

$$\text{ILSS}_{\text{DLS}} = \frac{W}{2b \cdot d} \quad \text{Gl. 5.2.2/1}$$

W.....Kraft [N]

b.....Probenbreite [mm]

d.....Probendicke [mm]

Ob die Probe ein rein interlaminares Versagen zeigt, oder ob der Messwert durch Zugkräfte beeinflusst worden ist, erkennt man an der Regelmässigkeit der **Bruchzone**. Ein gutes interlaminares Scherverhalten ist durch eine glatte, **gleichmässige** Scherfläche charakterisiert, aus der weder Faserbündel herausgezogen noch Harzteile weggebrochen sind (Abb. 5.2.2/2a). Wird das Material nicht exakt zwischen zwei Scherflächen herausgezogen, so können die Scherkräfte benachbarte Matrixlagen und Fasergewebe beschädigen (Abb. 5.2.2/2b), wodurch zusätzliche Zugkräfte entstehen, die eine Erhöhung des Messwertes bewirken. Um vor allem bei anisotropen Materialien eine gute interlaminares Scherung zu ermöglichen, werden die DLS-Proben zusätzlich mit einem sogenannten „Over-lap“ (überlappend) gefertigt. Der Bohrungsdurchmesser von 1.5 mm (Abb. 5.2.2/1c) wird dabei auf ~2 mm vergrössert und erhöht dadurch die Wahrscheinlichkeit, dass das Material rein interlaminar aus dem Verbund abschert. Ein systematischer Einfluss des „Over-laps“ auf die statische $ILSS^{DLS}$ im Vergleich zur herkömmlichen DLS-Probe (Abb. 5.2.2/1c) konnte experimentell nicht nachgewiesen werden.

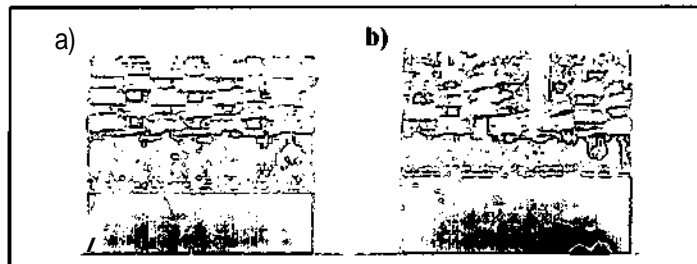


Abb. 5.2.2/2a,b: Unterschiedliche Qualität der Bruchzonen bei Double-Lap Shear Proben.

Eine weitere Beeinflussung des Messwertes wird durch das Verhältnis Loch-Nutabstand zur Probendicke gegeben. Der Abstand vom Mittelpunkt der Bohrung zur Nutkante wird auch als Scherlänge L bezeichnet (Abb. 5.2.2/1c). Evans et al. [67] zeigten in Skalierungsexperimenten, dass die Zunahme der Scherlänge bei konstanter Probenbreite eine Abnahme der berechneten Scherfestigkeit sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 77 K bewirkt und schlugen zur Bestimmung der wahren interlaminaren Scherfestigkeit eine lineare Extrapolation zu $L=0$ vor, ein Idealfall, der bei der Probenherstellung durch das Verhältnis $L/d=1$ gut angenähert werden kann [35]. Der Einfluss der Probenbreite ist hingegen vernachlässigbar gering.

Das inverse Verhalten von Scherlänge zu interlaminaren Scherfestigkeit wird eingehend von D. Pahr et al. [68,69] mittels FEM-Analyse im Vergleich mit Skalierungsexperimenten an ISOVAL 10 [35] diskutiert und zeigt zugleich die Problematik zwischen Experiment und Theorie bei der Bestimmung der wahren interlaminaren Scherfestigkeit (\rightarrow 5.2.3).

5.2.3 Korrekturfaktoren bei der ILSS-Auswertung

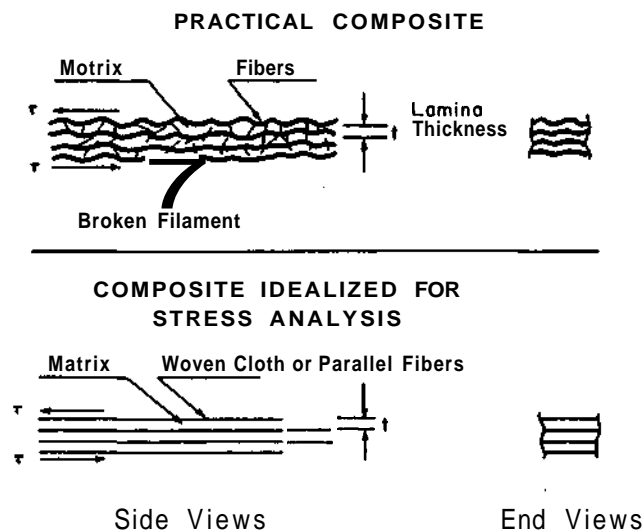


Abb. 5.2.3/1: Vergleich zwischen realem Laminataufbau und idealisiertem Schema zur standardgemässen Auswertung [63].

In Gleichung (5.2.1/1) und (5.2.2/1) werden theoretisch sowohl für den SBS- als auch für den DLS-Test gleichmässige und einheitliche Spannungen über die gesamte Scherfläche postuliert. Dieser Annahme liegt ein idealisierter Laminataufbau zugrunde, der eine parallele, fehlerlose und gestreckte Anordnung von Fasergewebe und Matrix voraussetzt (Abb. 5.2.3/1). In Wirklichkeit weist der Verbund bedingt durch die Herstellung Unregelmässigkeiten auf, wie beispielsweise die Welligkeit der Gewebeschieden oder Mikrorisse in den Filamenten (Abb. 5.2.3/1). Der Unterschied zwischen theoretischer Annahme und tatsächlich vorliegenden Werkstoff führt zu Problemen bei der exakten Bestimmung der statischen interlaminaren Scherfestigkeit. Folglich treten Unterschiede in den ILSS-Resultaten beider Testmethoden auf.

Der Vergleich experimentell bestimmter ILSS-Werte mit FE-Simulationsergebnissen [68,69] hat deutlich gezeigt, dass keine einheitlichen Spannungsverteilungen in der

Testgeometrie existieren. Vielmehr bilden sich bei Krafteinwirkung bestimmte kritische Bereiche mit maximalen, örtlich begrenzten Scherspannungen. Das Bruchgeschehen wird daher von vorzeitiger, lokaler Risseinleitung und instabilem Risswachstum dominiert. Vor allem beim DLS-Test versagt die Annahme einer **gleichmässigen** Spannungsverteilung aufgrund frühzeitiger **Delamination** im Bereich der Nut. Beim SBS-Test befindet sich an der Probenaussenseite zwischen Auflager und Krafteinleitung der kritische Bereich maximaler Spannung, die schliesslich zum Versagen über **grosse** Bereiche der Probe führt.

Die unterschiedlich ausgeprägten Spannungszonen verhindern ein gleichzeitiges und **gleichmässiges** Versagen des Materials und bewirken eine Diskrepanz zwischen den mittels ASTM-Norm und **FEM-Berechnung** ermittelten interlaminaren Scherfestigkeiten. Konkrete numerische Berechnungen für den homogenen Schichtverbund ISOVAL 10 bestätigen, dass beide Testmethoden die wahre interlaminare Scherfestigkeit unterschätzen und Korrekturfaktoren bei der **standardgemässen** Auswertung berücksichtigt werden müssen. Basierend auf den **FEM-Analysen** [70,71] erfordern die laut Gl. (5.2.1/1) berechneten $ILSS_{SBS}$ -Werte bei 77 K eine Korrektur um 15% nach oben [70]. Die laut Gl. (5.2.2/1) bestimmten $ILSS_{DLS}$ -Werte bei 77 K unterschätzen die interlaminare Scherfestigkeit deutlich um bis zu einem *Faktor 2* bei einem Verhältnis von $L/d=1$ [70,71].

Beide Korrekturwerte beziehen sich speziell auf ISOVAL 10. Dennoch sind die gewonnen Erkenntnisse auch für die Abschätzung des interlaminaren Scherverhaltens von **anisotropen** Isolationsmaterialien zu berücksichtigen.

6. Bestrahlungsexperimente

Im allgemeinen werden Spaltungsreaktoren oder Spallationsquellen für die Abschätzung der Strahlenbeständigkeit von fusionsrelevanten Materialien herangezogen, da es bis jetzt keine Einrichtung gibt, die das reale Fusionspektrum erzeugen könnte. Der wichtigste Schritt in Richtung Simulation des Neutronenspektrums an der ersten Wand mit einer Flussdichte $\phi_n > 10^{14} \text{ cm}^{-2}\text{s}^{-1}$ wäre die Realisierung der Neutronenquelle IFMIF („International Fusion Materials Irradiation Facility“), die jedoch erst in Planung ist [72]. Das Strahlenspektrum schneller Neutronen und Gammastrahlung in Fusionsanlagen unterscheidet sich generell von dem in konventionellen Spaltungsreaktoren. Variationen in der Verteilung der Neutronenenergie im Reaktor bewirken wiederum eine unterschiedliche

Reaktion im untersuchten Isolationsmaterial, so dass ein Vergleich der Bestrahlungsergebnisse von unterschiedlichen Neutronenquellen wichtig ist [73].

Im Zuge des von Weber et al. [73] initiierten Testprogramms wurden die Auswirkungen von verschiedenen Strahlungsquellen (Elektronenbestrahlung, Neutronen und/oder Gammastrahlung) und Bestrahlungstemperaturen (5 K, 80 K und 340 K) auf die Materialfestigkeit von verschiedenen Isolationsmaterialien in zahlreichen Studien [55, 74-80] untersucht. Die Vergleiche mit anderen internationalen Forschungsreaktoren haben u. a. gezeigt, dass das Energieprofil des Neutronenflusses (Abb. 6/1) im *TRIGA Mark II* Reaktor [81] in Wien für die Charakterisierung der Strahlenbeständigkeit von ITER-relevanten Isolationssystemen am Ort der Magnetspulen verwendet werden kann. Alle Bestrahlungsexperimente zur Untersuchung der mechanischen Festigkeit von ITER-relevanten Isolationssystemen im Zuge der vorliegenden Arbeit wurden daher im Zentralen Bestrahlungsrohr (ZBR) des TRIGA-Mark II Reaktors durchgeführt.

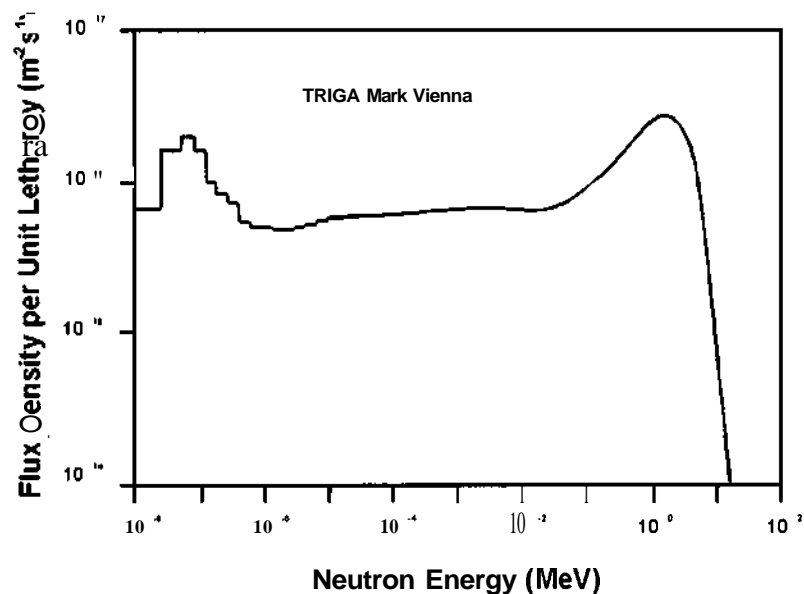


Abb. 6/1: Das Energieprofil des Neutronenflusses im TRIGA Mark II Reaktor. Sowohl im niederenergetischen (rot) als auch im hochenergetischen (blau) Bereich befindet sich ein Maximum.

Tabelle 6/1: Kenndaten des Neutronenflusses im TRIGA-ZBR bei 250 kW [73].

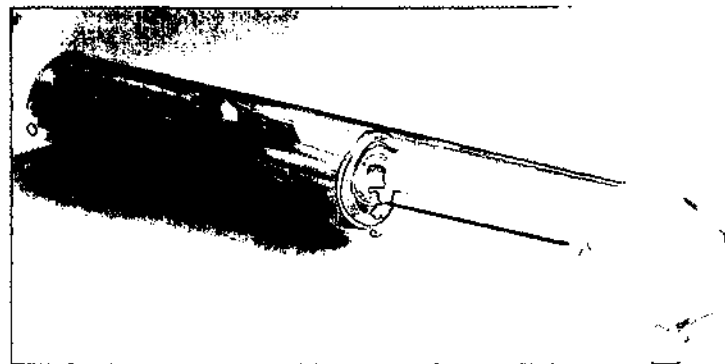
Neutronen	γ -Dosisrate	ϕ_{fast}	ϕ_{total}
10-15 MeV		(>0.1 MeV)	
$\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$	(Gy/h)	$\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$	$\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$
1.1×10^{14}	1×10^6	7.6×10^{16}	2.1×10^{17}

Tabelle 6/2: Übersicht der untersuchten Bestrahlungsfluenzen.

Neutronenfluenz F m ⁻² (>0.1 MeV)	γ-Dosisrate (Gy/h)	Bestrahlungszeit t - F - τ (h) ϕ _{fast}
1x10 ²¹	Δ5x10 ⁶	3.65
5x10 ²¹	Δ25x10 ⁶	18.27
1x10 ²²	Δ50x10 ⁶	36.54
2x10 ²²	Δ 100x10 ⁶	73.10
5x10 ²²	Δ 250x10 ⁶	182.74

Der TRIGA-Reaktor hat eine maximale Dauerleistung von 250 kW. Die Energieverteilung der Neutronen im ZBR ist in Abbildung 6/1 durch den hochenergetischen (blauen) Bereich ($E > 0.1$ MeV) dargestellt. Die genauen Kenndaten des höchsten Neutronenflusses im ZBR und die untersuchten Bestrahlungsfluenzen sind übersichtlich in Tabelle 6/1 und 6/2 wiedergegeben. Der niederenergetische (rote) Bereich der thermischen Neutronen mit einer Neutronenflussdichte von $6.1 \times 10^{16} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ und einer Energie von $E < 0.55$ eV ist zu gering um signifikante Strahlungsschädigungen im Glasfaserverbund hervorzurufen.

Um den Kontakt mit dem Reaktorwasser zu vermeiden, sind ungefähr 20-25 Proben in einem Quarzglasrohr (Ø 30mm, Abb. 6/2) gemeinsam eingeschmolzen, das anschliessend in eine Aluminiumkapsel zum Positionieren im ZBR

**Abb. 6/2:** Für die ZBR-Bestrahlung eingeschmolzenes Probenpaket.

gegeben wird. Eine zusätzliche Sollbruchstelle am Quarzrohr gewährleistet das Ausgasen von freien Radikalen (→ Kapitel 3.1), wodurch ein Brechen des Rohres im ZBR aufgrund von Überdruck verhindert wird.

Die Hauptbestandteile der Glasbänder wie Si, O oder Al (→ Kapitel 2.1) haben relativ kurze Halbwertszeiten [82]. Daher können die bestrahlten Proben je nach Bestrahlungsdauer nach 10-30 Tagen Abklingzeit entnommen werden. Die Dosisleistung des Probenpaketes sollte bei 100-200 $\mu\text{Sv/h}$ (10-20 mRem/h) liegen, um den weiteren manuellen Probeneinbau in die Testvorrichtung zu ermöglichen.

6.1 Einfluss von Bor auf die TRIGA-Reaktorleistung

In Kapitel 3.1 wurden die $\text{B}(n,\alpha)$ -Reaktion und die Folgen für die mechanische Stabilität im Isolationsmaterial bereits genauer erörtert. Aufgrund des hohen Absorptionsquerschnittes von Bor ergeben sich bei der **ZBR-Bestrahlung** bereits enorme Schwierigkeiten durch die Depression des Neutronenflusses. Das Einbringen eines derartigen Absorbers beeinflusst nicht nur die Reaktorleistung, sondern auch die effiziente Bestrahlung der Proben aufgrund der Selbstabsorption von Bor. Proben, die an der Aussenseite des Probenpaketes angeordnet sind, nehmen einen wesentlich höheren Anteil an Neutronen auf als dahinterliegende Proben. Folglich ist die Schädigung des Materials unterschiedlich ausgeprägt.

Obwohl borhältiges E-Glas seitens der ITER-Spezifikationen im Isolationsmaterial untersagt sind, wurden im Zuge dieser Arbeit einige → innovative Systeme CTD-1402-1 und CTD-1402-2 mit 3gew% Boranteil untersucht. Eine kompakte Belegung des Quarzrohres mit 20-25 Proben ist hier undenkbar. Vielmehr muss die Belegung nun mit Rücksicht auf das gesamte Probengewicht und den daraus resultierenden Bor-Gewichtsanteil erfolgen. Für die Abschätzung des „kritischen“ Gewichtes in der Kapsel wurden verschiedene Mengen Borcarbid (B_4C)-Granulat bei 10 W bestrahlt, um den Einfluss der Reaktivitätsänderung A_p zu ermitteln [83]. Die B_4C -Proben wurden vertikal an jener Stelle positioniert, an der eine maximaler Störung der Reaktivität zu erwarten ist. Der Regelstab beginnt beim Einbringen der Störung seine Position solange zu verändern bis die gewünschte Reaktorleistung von 10 W wieder erreicht wird. Durch den Vergleich der Regelstabstellungen kann aus der Eichkurve für den Regelstab (Abb. 6.1/1) die Reaktivitätsänderung A_p bestimmt werden, die somit ein Mass für die Abweichung vom stationären Betrieb ist. In Tabelle 6.1/1 sind die Ergebnisse dieses Versuches wie folgt zusammengefasst:

Tabelle. 6.1/1: Einfluss von B_4C auf die Regelstabposition im TRIGA-Reaktor, Wien.

$B_4C \Rightarrow B$		Power (W)	Position vertikal (mm)	Regelstabstellung (mm)	Ap (cent)
(g)	(g)				
0.5	~0.4	10	0 → 500	195 → 222	8.5
1.3	~1.0	10	0 → 500	193 → 247	19
1.5	~1.2	10	0 → 500	195 → 257	20
2.2	~1.7	10	0 → 500	193 → 266	25.5
4.4	~3.5	10	0 → 500	195 → 314	40

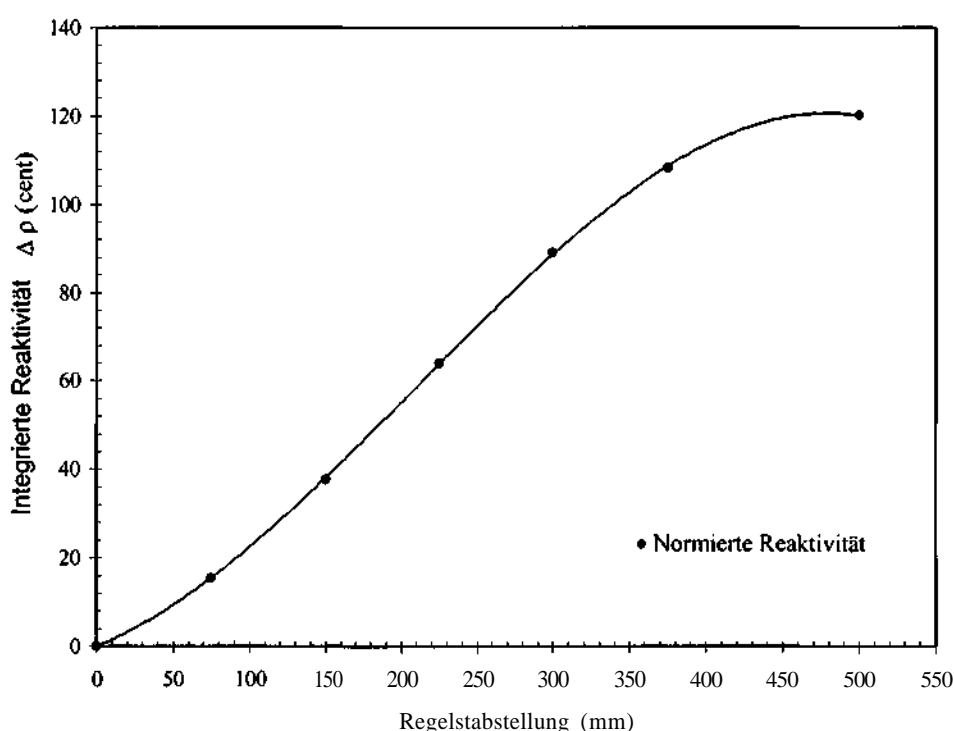


Abb. 6.1/1: Experimentell [83] bestimmte Eichkurve des Regelstabes im TRIGA-Reaktor, Wien.

Erwartungsgemäss verursacht eine Zunahme der eingebrachten B_4C -Menge einen Anstieg von Ap. Der Regelstab verfügt bei einer geringen Leistung von 10 W über genügend Reserven um diese Störung zu kompensieren. Abbildung 6.1/1 zeigt deutlich, dass die Reaktivitätsgrenze des Regelstabes bei 1.2 \$ liegt, wodurch ein Nachregeln von maximal 40 c bei 250 kW Vollbetrieb ohne Trimmstab nicht möglich ist. Um die volle Reaktorleistung zu erhalten, muss in der Bestrahlungskapsel die Menge an reinem Bor dementsprechend klein gehalten werden und sollte ein „kritisches Gewicht“ von insgesamt ~1.5g Bor nicht überschreiten.

Teil III. Ergebnisse: ITER relevante Verbundwerkstoffe

1. Isolationsmaterialien für die Toroidale Feldspule

Der Schwerpunkt der folgenden mechanischen Untersuchungen liegt in der Charakterisierung der Zug- und interlaminaren Scherfestigkeit von Isolationsmaterialien, die speziell für die Toroidalen Feldspulen im ITER-Magnetsystem vorgeschlagen worden sind. Die vorgestellten Materialien wurden im Zuge der ITER Engineering Design Activities (L2-Task) von den europäischen und japanischen Hometeams (EUHT & JAHT) in Zusammenarbeit mit örtlichen Industriebetrieben entwickelt und produziert.

7.1 Japanisches Prepreg-System basierend auf Epoxid-Harz

Das japanische Isolationssystem wurde von der Mitsubishi Electric Corporation in Japan gefertigt und ist ein sogenanntes Prepreg-System mit 3 mm Plattenstärke. Im Prinzip wird bei der Herstellung von Prepregs („pre-impregnated“ = vorgetränkt) das Fasergebinde mit den Reaktionsharzen vorgetränkt [33]. Die hier verwendete Harzmischung besteht aus Tetraglycidyl-Diaminodiphenyl-Methan (TGDDM, → Kapitel 2.2) und Diaminodiphenyl-Sulfon (DDS) Epoxid-Harzen im Verhältnis 70:30 gew%. Der Gesamtanteil an Epoxid beträgt im Verbund 40 gew%. Die Dimension einer Prepreg-Lage beträgt 0.16 mm bei einem Faservolumensanteil von 50%. Die Verstärkungskomponente besteht aus zweidimensional verwobenen, borfreien T-Glasfasern. Zwischen jeder zweiten Glasfaserlage befindet sich zusätzlich ein Kaptonfilm mit einer Dicke von 25 μm (Abb. 7.1/1). Die Oberfläche dieses Polyimidfilmes wurde zuvor plasma-behandelt, um eine stärkere Haftung zu ermöglichen. Durch die abwechselnde Anordnung der einzelnen Lagen, d. h. 0° (Kette)/ 90° (Schuss), $90^\circ/0^\circ$, $0^\circ/90^\circ$ u. s. w. ist das Material orthotrop. Abschliessend wurde das Prepreg bei 170°C vier Stunden ausgehärtet.

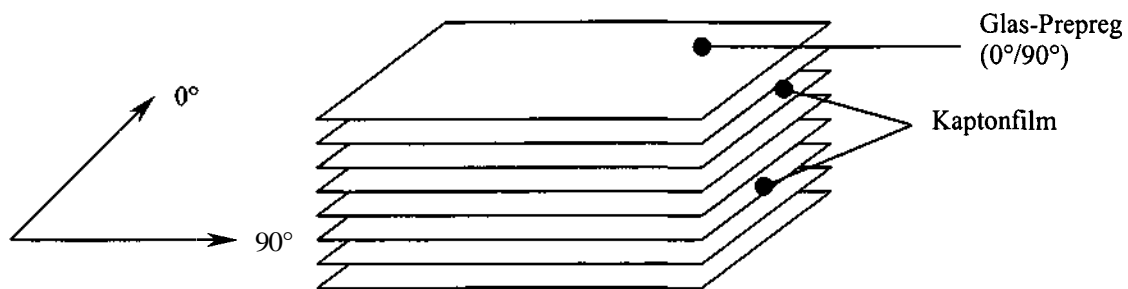


Abb. 7.1/1: Schematischer Aufbau des japanischen Prepreg-Systems mit integriertem Kaptonfilm.
Die Plattendimensionen betragen $0.07 \times 0.3 \text{ m}^2$ bei einer Dicke von 3 mm.

7.1.1 Das Testprogramm

Fillunger et al. [84] führten an demselben Material bereits Scher/Druckversuche bei unterschiedlichen Testbedingungen vor und nach Bestrahlung im FRM-1 Forschungsreaktor an der TU München durch (\rightarrow Motivation). Die Bestrahlungsexperimente der in einem Testwinkel von 45° und 60° positionierten Druckproben erfolgten bei 5×10^{21} und $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) bei Heliumtemperatur. Unabhängig von Testkonditionen und Bestrahlungsdosis zeichnete sich das japanische Material durch eine aussergewöhnlich hohe Strahlungsresistenz und mechanische Stabilität aus. Im Zuge des neuen Testprogramms am Atominstitut (ATI) Wien standen daher folgende wesentliche Punkte im Vordergrund: Bestätigung der gemessenen Stabilität und Überprüfung der Festigkeit bei einer Neutronenfluenz von $2 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) mit Hinblick auf das mechanische Verhalten unter ITER-relevanter Wechsellast. Das Testprogramm ist in den Tabelle 7.1.1/1a und 7.1.1/1 b wie folgt zusammengefasst:

Tabelle 7.1.1/1a: Übersicht des SBS-Testprogramms für das japanische Prepreg.

Test	Fluenz ($E > 0.1 \text{ MeV}$) (m^{-2})	l:d-Ratio	v^1 (min^{-1})
SBS	unbestrahlt	5:1	1.3
SBS	5×10^{21}	5:1	1.3
SBS	1×10^{22}	5:1	1.3
SBS	2×10^{22}	5:1	1.3

¹ v = Querhaupt-Vorschubgeschwindigkeit der MTS 810.

Tabelle 7.1.1/1b: Übersicht des Zug-Ermüdungsprogramms für das japanische Prepreg.

Test	Fluenz ($E > 0.1$ MeV) (m^{-2})	v (min^{-1})	Ratio R	Frequenz v (Hz)	N
Zug	unbestrahlt	0.5	0.1	10	10^6
Zug	2×10^{22}	0.5	0.1	10	10^6

7.1.2 Resultate

Die Messergebnisse der interlaminaren Scherfestigkeit und statischen Zugbruchfestigkeit bei 77 K als auch die Resultate für Swelling (O) und Weight Loss (V) nach Reaktorbestrahlung sind in Tabelle 7.1.2/1a zusammengefasst. Tabelle 7.1.2/1b gibt einen Vergleich zwischen experimentell bestimmten und den mittels FEM-Analyse korrigierten Scherfestigkeitswerten (vergl. Kapitel 5.2.3). Tabelle 7.1.2/2 zeigt eine Übersicht des Ermüdungsverhaltens des japanischen Prepregsystems.

Tabelle 7.1.2/1a: Testresultate des japanischen Prepregs bei 77 K vor und nach der Bestrahlung.

Fluenz ($E > 0.1$ MeV) (m^{-2})	UTS (MPa)	ILSS ^{SBS} (MPa)	O (%)	V (%)
unbestrahlt	805±20	78+3	0.00	±0.00
5×10^{21}	-	74+10	-0.21±0.15	±0.00
1×10^{22}	-	65±7	±0.00±0.15	±0.00
2×10^{22}	795±17	60±3	+0.86±0.25	±0.00

Tabelle 7.1.2/1b: SBS-Testresultate unter Berücksichtigung der ILSS^{SBS}-Korrektur von +15%.

Fluenz ($E > 0.1$ MeV) (m^{-2})	ILSS ^{SBS} (Test) (MPa)	ILSS ^{SBS} (FEM) (MPa)
unbestrahlt	78±3	89+3
5×10^{21}	74 ±10	85 ±10
1×10^{22}	65±7	75±7
2×10^{22}	60±3	69+7

Tabelle 7.1.2/2: Testresultate des Ermüdungsverhaltens bei 77 K vor und nach Bestrahlung.

Fluenz ($E > 0.1$ MeV) (m^{-2})	σ_{max} (MPa)	σ_D (%)	σ_D (MPa)
unbestrahlt	805+20	20	161
2×10^{22}	795±20	15	119

7.1.2.1 Swelling und Weight loss

Die Werte wurden jeweils bei Raumtemperatur vor und nach der Bestrahlung gemessen. Wie in Abbildung 7.1.2.1/1 zu erkennen ist, ändert sich die Dicke des Prepregs erst nach der höchsten Dosis von $2 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) um +0.86%. Bis zu dieser Fluenz ist der Einfluss durch den Swelling-Effekt vernachlässigbar gering. Eine deutliche Abnahme des Gewichtes konnte nach keinem Bestrahlungsexperiment festgestellt werden. Diese Ergebnisse sind auch ein Anzeichen für die hohe Stabilität der verwendeten TGDDM-DDS Epoxid-Harzmischung, deren chemische Zusammensetzung eine gute Resistenz gegenüber strahleninduzierten Schädigungsmechanismen zeigt.

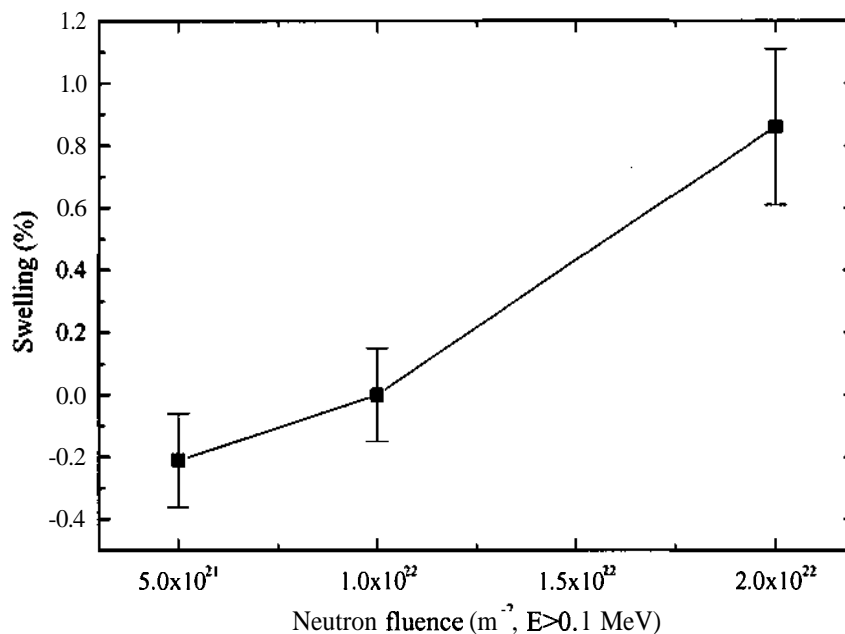


Abb. 7.1.2.1/1: Swelling des japanischen Prepregs als Funktion der schnellen Neutronenfluenz.

7.1.2.2 Interlaminares Scherverhalten

Das interlaminares Scherverhalten wurde mittels SBS-Test (Tabelle 7.1.1/1 a, 7.1.2/1 a und 7.1.2/1 b) bei 77 K bestimmt. Im unbestrahlten Zustand zeigt das Prepreg eine relativ hohe Scherfestigkeit von 78 MPa (7.1.2.2/1). Der erste Bestrahlungsschritt bei $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) führt zu einer geringfügigen Reduktion der Scherfestigkeit um 5%, die innerhalb des Fehlerbereiches liegt. Eine Erhöhung der Bestrahlungsdosis auf $2 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$

($E > 0.1$ MeV) führt schliesslich zu einer kontinuierlichen Abnahme der interlaminaren Scherfestigkeit um insgesamt $\sim 20\%$.

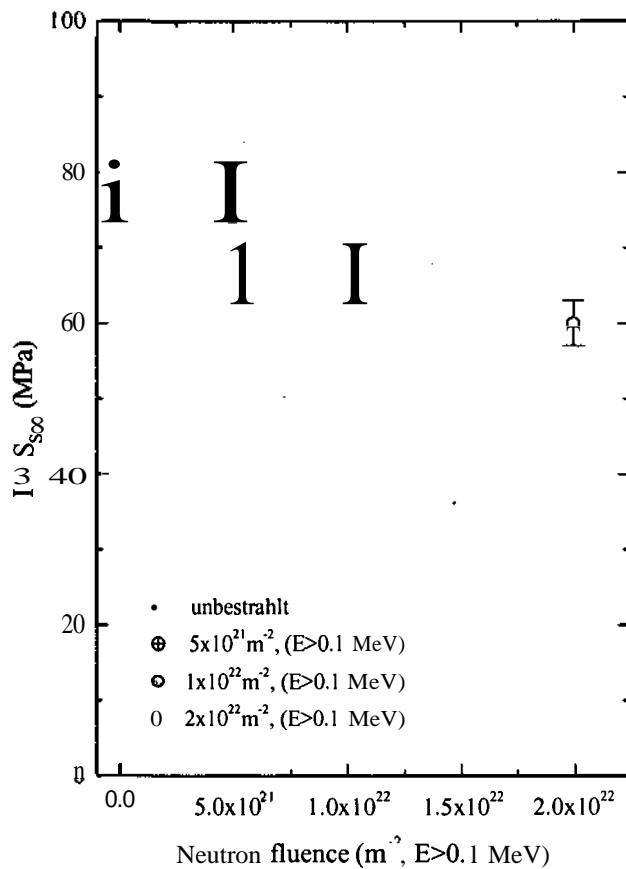


Abb. 7.1.2.2/1:

Interlaminares Scherverhalten des japanischen Prepregs bei 77 K als Funktion der schnellen Neutronenfluenz.

Das beobachtete Scherverhalten stimmt mit den früheren Messungen der Scher/Druckfestigkeit an diesem Prepreg von Fillunger et al. [84] gut überein und bestätigt die hohe mechanische Stabilität dieses Isolationssystems. In den Scherversuchen lässt sich vor allem das qualitativ hochwertige Prepreg-Herstellungsverfahren erkennen, das eine regelmässige Anordnung und optimale Haftung der Fasergebilde mit den Harzschichten ermöglicht. Die stabile Interface-Haftung führt zu einer gleichmässigen Übertragung der Scherkräfte durch die organische Matrix, deren geringfügige Schädigung durch Neutronenstrahlung zur mechanischen Stabilität des gesamten Verbundes wesentlich beiträgt. Durch die Matrixdominanz beim Scherversuch ist auch kein nachteiliger Einfluss seitens der integrierten Kaptonfolie zu erkennen. Eine Schwächung des Interfaces aufgrund von Delamination konnte auch nach der höchsten Bestrahlungsdosis nicht beobachtet werden. Folglich zeigt das Isolationssystem über den ITER-Design Level hinaus ein relativ gutes interlaminares Scherverhalten.

7.1.2.3 Zugbruchfestigkeit und Ermüdung

Die Messung der Zugfestigkeit (Tabelle 7.1.1/1b und Tabelle 7.1.2/1a) des Prepregs bei 77 K zeigt vor und nach der Bestrahlung bei einer Fluenz von $2 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) nahezu unveränderte Festigkeitswerte. Der Ausgangswert von 805 MPa nimmt nach der höchsten Bestrahlungsdosis nur um rund 2% ab. Dieser geringfügige Festigkeitseinbruch und das gute Interface führen zur Annahme, dass der Verbund auch eine hohe Resistenz gegenüber Ermüdung unter Wechsellast zeigt.

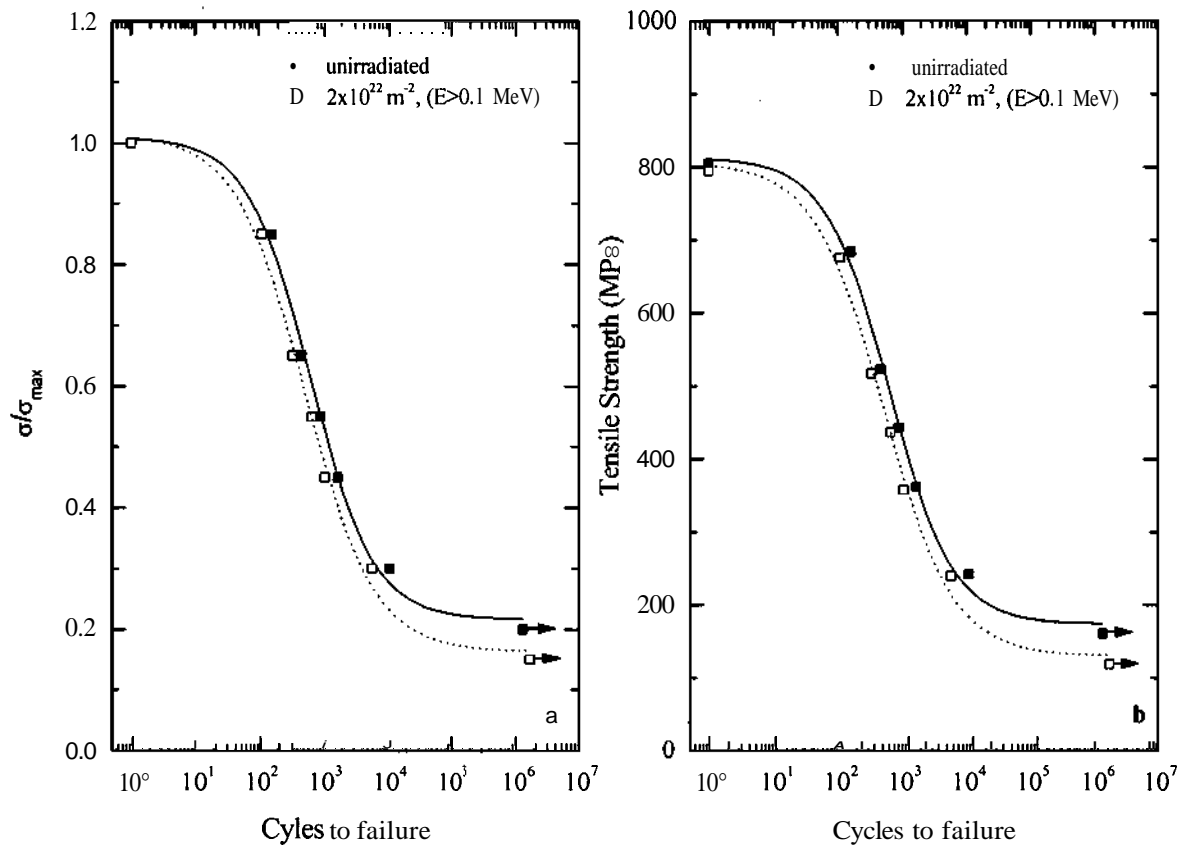


Abb. 7.1.2.3/1: Normierte (a) und absolute (b) Wöhlerkurven des japanischen Prepregs bei 77 K vor und nach Bestrahlung bei einer schnellen Neutronenfluenz von $2 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Die Messungen wurden manuell bei mehr als 10^6 Zyklen unterbrochen, wie durch die Pfeile angedeutet.

Für den Ermüdungsversuch im unbestrahlten Zustand wurden zunächst Load Levels zwischen 85% und 20%, bzw. 85% und 15% der Zugbruchfestigkeit nach der Bestrahlung gewählt. Jeder Punkt stellt den Mittelwert aus vier gemessenen Bruchlastspielzahlen dar. Die Standardabweichung beträgt 20%. Die Wöhlerkurven in Abbildung 7.1.2.3/1 a sind jeweils auf die gemittelte statische Festigkeit normiert, und Abbildung 7.1.2.3/1 b zeigt

zum Vergleich die Absolutwerte. Sowohl vor als auch nach der Bestrahlung sind die Wöhlerkurven durch einen raschen Abfall um 60% im Bereich von 85%-30% der UTS gekennzeichnet, was auf ein frühzeitiges Versagen des gesamten Verbundes hindeutet. Erst ein weiteres Herabsetzen der normierten Belastung auf 20% der UTS führt im unbestrahlten Zustand in den Bereich der Dauerfestigkeit, d.h., das Material erträgt bei einer Last von 161 MPa mehr als 10^6 Zyklen ohne Bruch (Tabelle 7.1.2/2). Nach der Bestrahlung bei $2 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) erträgt das Prepreg unter Schwellbeanspruchung weniger Zyklen, und die geringfügige Schädigung durch Neutronenbestrahlung verursacht erst im unteren Bereich (< 0.3) eine Änderung des maximalen Load Levels von 0.2 auf 0.15, was einer Dauerfestigkeit bei einer Last von 119 MPa entspricht (Tabelle 7.1.2/2).

Die niedrigen Dauerfestigkeitswerte zeigen deutlich ein schwaches Ermüdungsverhalten des Prepregs im Schwellbereich, wodurch die oben erwähnte Annahme einer hohen Belastung nicht erfüllt wird. Im Gegenteil, die hohe Strahlungsresistenz und mechanische Stabilität stehen in Kontrast zu dem frühzeitigen Versagen unter Wechsellast.

Die vorangegangenen SBS-Tests haben bereits gezeigt, dass die Matrix- und Interfaceeigenschaften weder durch mechanische Belastungen noch durch Neutronenbestrahlung signifikant beeinflusst werden. Der rasche Abfall und somit das verfrühte Brechen der Proben muss durch eine zusätzliche Barriere im Interface hervorgerufen werden, die den Kräfte transfer zwischen Fasern und Matrix systematisch unterbricht. Es besteht daher die Annahme, dass die Kaptonfolie einen wesentlichen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten des japanischen Isolationsmaterials hat. Hartwig et al. [34, 85-87] haben in zahlreichen Studien über das Ermüdungsverhalten von glasfaserverstärkten Kunststoffen bei Tieftemperatur immer wieder den ungestörten Transfer von Kräften zwischen Faserbündel und Matrix als eine der wichtigen Kriterien für das Versagen unter dynamischer Belastung betont. Faser und Matrix sind somit gleichermassen für den Erhalt des Verbundes unter Wechsellast verantwortlich. Auferlegte Lasten können nur dann effizient von der Matrix auf die Faserlagen übertragen werden, solange der Transfer nicht durch eine andere Barriere unterbrochen wird. Behindert nun die Kaptonfolie diese Lastübertragung, dann verteilt sich eine erhöhte Last auf die Faserbündel. Folglich beginnen die Faserbündel und direkt benachbarte Rovings kontinuierlich zu brechen. Gleichzeitig nimmt aber auch die Festigkeit der Matrix aufgrund

der entstanden kritischen Lastverteilung ab, und der Verbund versagt nach wenigen Zyklen. Erst eine Reduktion der auferlegten Kraft auf <161 MPa gewährleistet eine dauerhafte dynamische Belastung ohne Bruch.

7.1.3 ITER-Relevanz

Im Zyklenbereich von 3×10^4 zeigen die Wöhlerkurven sowohl vor als auch nach der Bestrahlung bereits die Tendenz zur Dauerfestigkeit. Obwohl die ermittelten normierten Dauerfestigkeitswerte mit 0.2 und 0.15 gering sind, können speziell die ITER-Anforderungen von 3×10^4 Zyklen aufgrund der zu erwarteten geringfügigen Zugkräfte in der TF-Isolation erfüllt werden. Die Zugbruchfestigkeiten von 805 MPa und 795 MPa sind daher ausreichend, um Zugbelastungen in der Isolation langfristig zu ertragen.

Die statische interlaminare Scherfestigkeit von 65 MPa (inkl. Sicherheitsfaktor 2: 130 MPa) bei der ITER-Design Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) entspricht ebenfalls den nach C. Jong [30] abgeschätzten Anforderungen für Leiter- und Paketisolation (Tabelle 1.3.2/3). Jedoch besteht keine Information über das interlaminare Scherverhalten unter dynamischer Belastung, so dass eine weitere ITER-relevante Aussage nicht möglich ist.

Die exzellente Strahlenresistenz dieses Materials ist vor allem auf die erhöhte Stabilität des TGDDM-DDS Harzes zurückzuführen, wodurch der gesamte Verbund die ITER-Ansprüche gut erfüllen kann. Eine spezielle Anwendung als Isolationsmaterial für die Toroidalen Feldspulen steht dennoch gemäss den ITER-Spezifikationen nicht in Betracht, da es sich um ein Prepreg-System handelt, dessen Anwendung auf die Leiterwindungen aufgrund der Komplexität der TF-Spule nicht möglich ist. Die aussergewöhnliche mechanische Stabilität und Strahlenresistenz machen jedoch das japanische Verbundmaterial zu einem Vorbild bei der Weiterentwicklung und Verbesserung neuer ITER-spezifischer TF-Isolationsmaterialien.

7.2 ANSALDO

Das Isolationsmaterial der Leiterwindungen und Pancakes der TF- Modellspule wurde von der italienischen Firma „Ansaldo“ hergestellt. Das Laminat besteht aus der Kombination von Kaptonbändern mit R-Glasbändern (Abb. 7.2/1), die mittels VPI-Prozess mit dem Epoxidsystem DGEBA, Araldit F Typ (produziert von Vantico, Schweiz) unter denselben Parametern wie in der TF-Modellspule imprägniert worden sind.

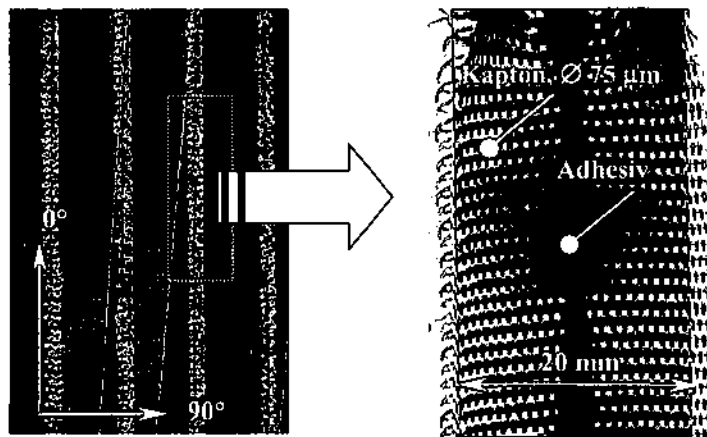


Abb. 7.2/1: Ausschnitt aus der Originalplatte (links) und ein reines R-Glas/Kaptonband vor dem VPI-Prozess (rechts).

Die Bänder sind zusätzlich mit einem Adhesiv (Abb. 7.2/1, grüne Linien) versehen, um eine bessere Haftung zwischen Kapton- und R-Glasband zu ermöglichen. Dadurch soll auch das manuelle Isolieren an den Leiterwindungen erleichtert werden.

Bei der Herstellung der 2 mm dicken Platten werden die Bänder halb-überlagert per Hand um eine seitlich abgerundete Stahlplatte gewickelt, wodurch der wahre Wickelprozess bei der TF-Modellspule simuliert wird. Zuvor wird die Stahlplatte mit Mylar umwickelt, das ein leichteres Entfernen der Platten nach dem VPI-Prozess garantiert. Mittels zweier Stahlplatten und verschraubbaren Balken erfolgt das Pressen des Laminates. Nach dem Aushärtungsprozess wird der fertige Verbundwerkstoff entlang der longitudinalen Seiten der Stahlplatten aufgeschnitten, und man erhält auf diese Weise zwei Laminatplatten.

7.2.1 Das Testprogramm

Aufgrund des speziellen Wickelverfahrens sind die Eigenschaften des Laminates anisotrop. Zur vollständigen Charakterisierung des **Materialies** müssen daher die mechanischen Eigenschaften in zwei verschiedenen Richtungen getestet werden, nämlich parallel (0°) und senkrecht (90°) zur Wickelrichtung des Verstärkungsbandes (Abb. 7.2/1).

Die dielektrischen Eigenschaften bei 77 K vor und nach verschiedenen Bestrahlungsschritten wurden an demselben System von Humer et al. [88] untersucht. Das Material zeigte keinen signifikanten Einbruch des elektrischen Verhaltens nach der Bestrahlung bei 5×10^{21} und $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Für die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften bei 77 K wurden folgende Testprogramme gewählt:

Tabelle 7.2.1/1 a: Übersicht des SBS-Testprogramms für Ansaldo.

Test	Fluenz ($E > 0.1 \text{ MeV}$) (m^{-2})	l:d-Ratio	ν (min^{-1})
SBS $^{0^\circ+90^\circ}$	unbestrahlt	4:1	1.3
SBS $^{0^\circ+90^\circ}$	5×10^{21}	4:1	1.3
SBS $^{0^\circ+90^\circ}$	1×10^{22}	4:1	1.3

Tabelle 7.2.1/1b: Übersicht des Zug- und Ermüdungstestprogramms für Ansaldo.

Test	Fluenz ($E > 0.1 \text{ MeV}$) (m^{-2})	ν (min^{-1})	Ratio R	Frequenz ν (Hz)	N
Zug $^{0^\circ+90^\circ}$	unbestrahlt	0.5	0.1	10	10^6
Zug $^{0^\circ+90^\circ}$	1×10^{22}	0.5	0.1	10	10^6

DLS-Experimente konnten aufgrund der zu geringen Plattendicke des gelieferten Laminates nicht durchgeführt werden.

7.2.2 Resultate

Tabelle 7.2.2/1 a gibt eine Übersicht der Messergebnisse der interlaminaren Scherfestigkeit und Zugbruchfestigkeit bei 77 K als auch die Resultate für Swelling (0) und Weight Loss (V) nach der Bestrahlung. Die korrigierten Scherfestigkeitswerte (vergl. Kapitel 5.2.3) werden in Tabelle 7.2.2/1b und das Ermüdungsverhalten von Ansaldo in 0° und 90° Richtung bei 77 K wird in Tabelle 7.2.2/2 zusammengefasst.

Tabelle 7.2.2/1a: Testresultate von Ansaldo bei 77 K vor und nach der Bestrahlung.

Fluenz (E>0.1 MeV) m ⁻²	UTS (MPa)		ILSS ^{SBS} (MPa)		O (%)	V (%)
	0°	90°	0°	90°		
unbestrahlt	844±41	286±11	45±7	41±5	-	-
5x10 ²¹	-	-	38±6	37±4	+2.4±0.5	-1.,2±0.29
1x10 ²²	544±54	131±10	34±4	35±2	+3.0±0.23	-1.4±0.3

Tabelle 7.2.2/1b: SBS-Testresultate unter Berücksichtigung der ILSS^{SB}-Korrektur von +15%.

Fluenz (E>0.1 MeV) m ⁻²	ILSS ^{SBS} (MPa)		ILSS ^{SBS} (MPa)	
	0°	90°	0°	90°
	Test		FEM	
unbestrahlt	45±7	41±5	52±7	47±5
5x10 ²¹	38±6	37±4	44±6	43±4
1x10 ²²	34±4	35±2	39±4	40±2

Tabelle 7.2.2/2: Ermüdungsverhalten von Ansaldo bei 77 K vor und nach der Bestrahlung.

Fluenz (E>0.1 MeV) m ⁻²	σ_{\max} (MPa)		CT _D	
	0°	90°	0°	90°
unbestrahlt	844	544	20% = 169 MPa	35% = 100 MPa
1x10 ²²	286	131	30% = 163 MPa	60% = 79 MPa

7.2.2.1 Swelling und Weight loss

Die Neutronenbestrahlung von Ansaldo führt mit zunehmender Bestrahlungsfluenz zu einer markanten Zunahme der Probendicke bis zu 3% und zu einer starken Abnahme des Gewichtes um insgesamt 1.4 % (Tabelle 7.2.2/1a). Aus diesen Ergebnissen ist der drastische Einfluss der strahlungsinduzierten Schädigungsmechanismen, wie das Aufbrechen von chemischen Bindungen in der DGEBA-Matrix und die Bildung von Gasmolekülen, zu erkennen. Eine strahleninduzierte Schädigung des Glasbandes oder der Kaptonfolie ist auszuschliessen, da die Bestrahlung reinen Glas-Kaptonbandes bei 5x10²¹ und 1x10²² m² (E>0.1 MeV) keinerlei Einfluss auf die Stabilität der Bänder zeigte.

Zusätzlich zum Swelling konnte bei Ansaldo die Bildung von Blasen zwischen den Laminatschichten bei einer Fluenz von 1x10²² m² (E>0.1 MeV) beobachtet werden, die dadurch eine markante lokale Änderung der Isolationsdicke verursachen (Abb. 7.2.2.1/1). Auffallend ist vor allem, dass die Blasen primär an den Klemmflächen der 0° orientierten

Zugproben auftreten, und hier wiederum bevorzugt im Bereich einer Klebelinie. Die sichtbare Änderung der Adhesivfarbe von grün auf gelblich-braun resultiert vermutlich aus der chemische Instabilität der Klebesubstanz und der damit verbundenen Schädigung der chemischen Zusammensetzung während der Bestrahlung.

Es ist naheliegend, dass die Ursache für die Blasenbildung zwischen den Layers in der Schädigung des Klebers und der daraus folgenden Abnahme der Haftung zwischen Glasfaser- und Kaptonband liegt. Die fehlende Bindekraft des Klebestoffes führt zu einer Verringerung der Interfacebindung zwischen den benachbarten Laminatlagen, wodurch es zu einer lokalen Delamination kommt. Der aufgrund von chemischen Prozessen entstehende Gasdruck findet somit ideale Zwischenräume, um sich auszubreiten und Blasen zu formieren. Dabei ermöglichen Bereiche mit grösseren Querschnittsflächen, wie an den Klemmflächen der 0°-Richtung, eine leichtere Deformation der Lagen als kleinere Querschnittsbereiche zwischen den Klebelinien der 90°-Richtung.

Weiters vermuten Klabunde et al. [89] in ihrer Bestrahlungsstudie, dass der Gasdruck auch zur zusätzlichen Bildung von Mikrorissen in den Laminatschichten führt. Die Folge wäre eine Vorschädigung des Verbundes ohne Einwirken einer statischen oder dynamischen Belastung.

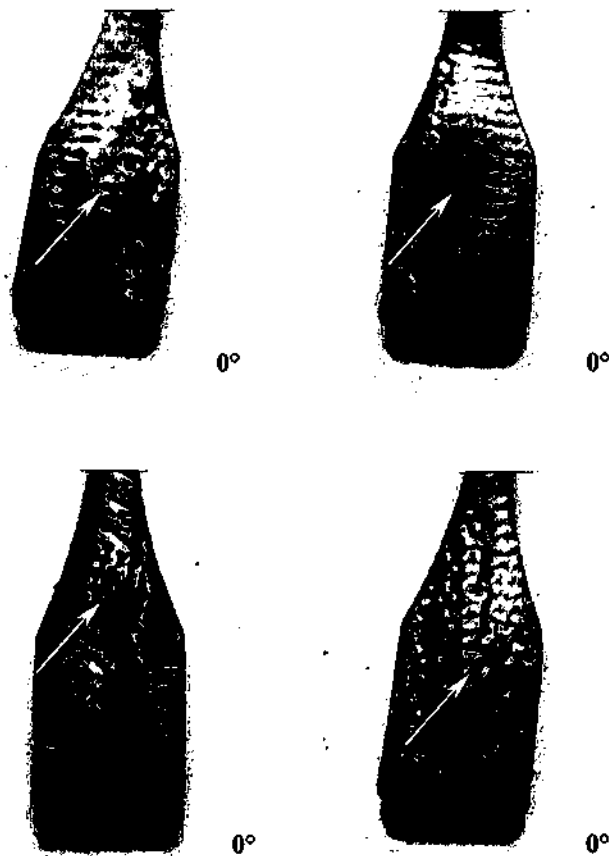


Abb. 7.2.2.1/1: Blasenbildung in ANSALDO nach einer Bestrahlungsfluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$).

7.2.2.2 Interlaminares Scherverhalten 0°/90°

Die Messergebnisse des SBS-Tests (Tabelle 7.2.2/1a, 7.2.2/1b und Abb. 7.2.2.2/1) zeigen weder einen signifikanten Einfluss der Wickelrichtung des Verstärkungsbandes noch des Adhesives. Die Neutronenbestrahlung bei einer Fluenz von $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) führt zu einer Abnahme der ILSS^{SBS} um 15% für die 0° bzw. um 10% für 90° Proben. Eine weitere Erhöhung der Fluenz auf $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) bewirkt eine Abnahme der ILSS auf $\sim 35 \text{ MPa}$.

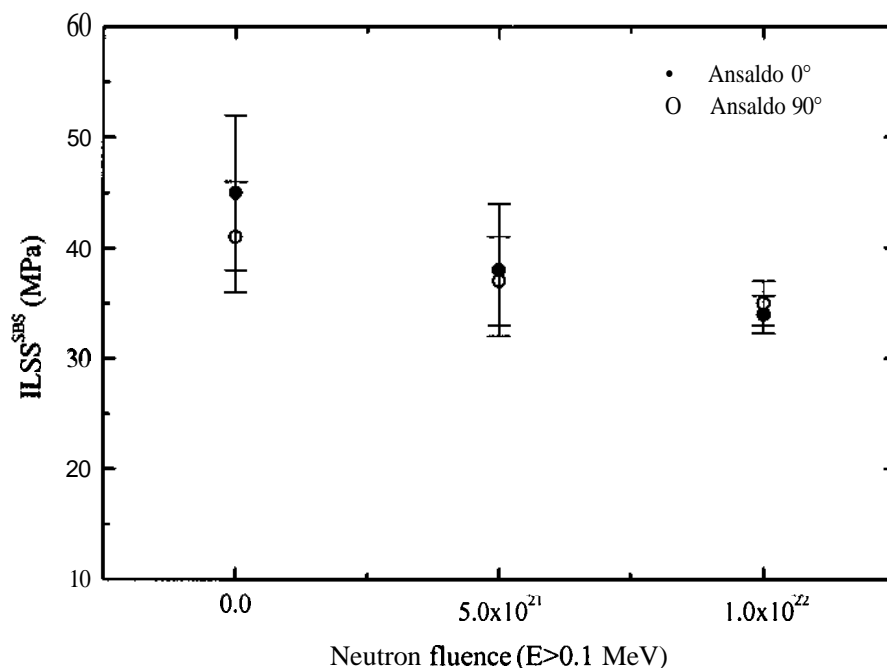


Abb. 7.2.2.2/1: Interlaminares Scherverhalten in 0°/90°-Richtung in Abhängigkeit von der Neutronenfluenz ($E > 0.1 \text{ MeV}$).

7.2.2.3 Zugbruchfestigkeit in 0°/90°-Richtung

Die Messungen der statischen Zugfestigkeit (Tabelle 7.2.2.1/1) bei 77 K zeigen, dass die unbestrahlten, parallel zur Wickelrichtung (0°-Proben) belasteten Zugproben eine wesentlich höhere UTS (\sim Faktor 3) aufweisen als die 90°-Proben. Die Zugfestigkeit nimmt mit der Bestrahlung kontinuierlich in beiden Richtungen ab, nämlich um 35% (0°) und um 54% (90°).

Um diese signifikanten Unterschiede im mechanischen Verhalten zu erklären, bedarf es einer eingehenden Analyse des Bruchgeschehens im Laminat in beiden Belastungsrichtungen. Es liegt die Vermutung nahe, dass Faser und Matrix einen differenzierten Beitrag zum statischen Versagen unter Zuglast liefern.

Zugbruchfestigkeit 0°

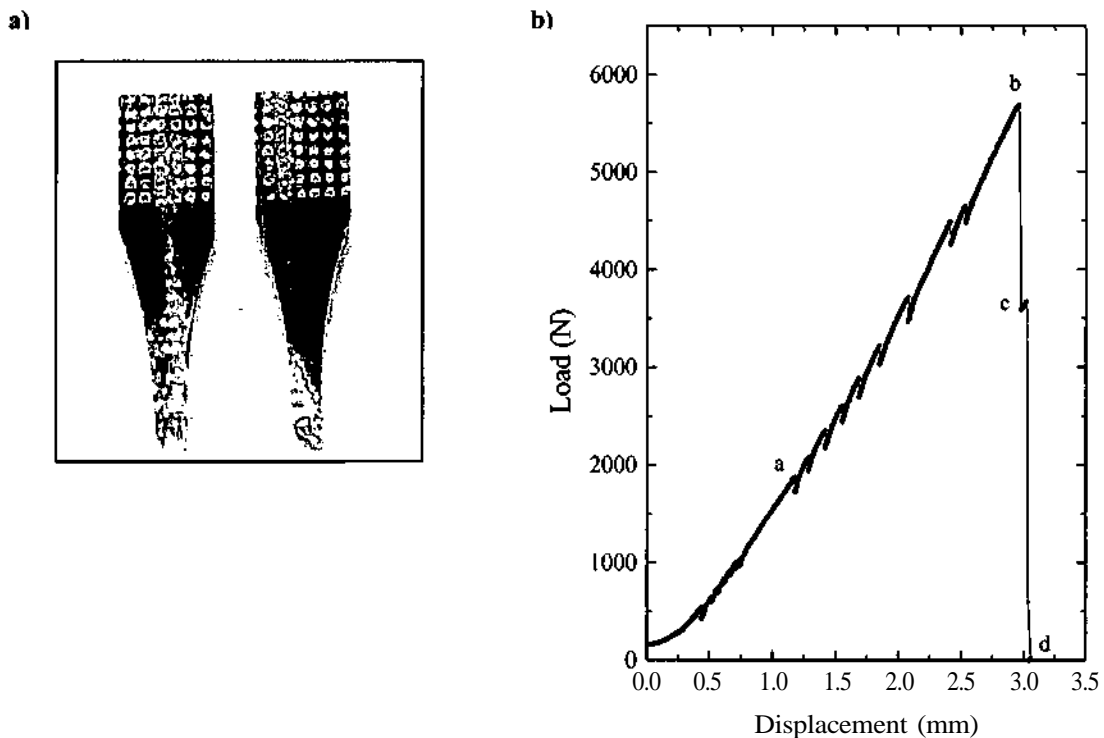


Abb. 7.2.2.3/1: Bruchflächen von **unbestrahlten** 0°-Proben nach dem statischen Zugtest bei 77 K (a) und ein entsprechendes Kraft-Weg Diagramm (b) zur Beschreibung des statischen Bruchgeschehens parallel zur Wickelrichtung des Verstärkungsbandes.

Aus der genauen Betrachtung des Bruchverlaufes entlang der verjüngten Querschnittsfläche b*d erhält man bereits Auskunft über die Riss- und Bruchvorgänge im Laminat. Die Bruchflächen der unbestrahlten 0°-Probe zeigen einen nahezu gleichmässigen Verlauf über die Querschnittsfläche nach dem Gewaltbruch bei 77 K (Abb. 7.2.2.3/1 a). Die Analyse des entsprechenden Kraft-Weg Diagramms zeigt ein rasches lineares Ansteigen der Kraft bis zu einem Wert bei ungefähr 1850 N (Position a, Abb. 7.2.2.3/1b). Danach bildet sich ein zackiger Kurvenverlauf bis zum Zugbruchfestigkeitswert aus (Position b, Abb. 7.2.2.3/1b). Dieses Verhalten ist charakteristisch für eine stufenweise Abnahme der Materialfestigkeit aufgrund von

vereinzelt brechenden Fasern und Faserbündeln. Ahlborn et al. [90] beobachtete ein vergleichbares Verhalten bei der experimentellen Untersuchung von Faserverbundwerkstoffen mit Polymermatrix.

Die hohe Zugfestigkeit wird in der 0° -Richtung vermutlich ausschliesslich durch die R-Glasfaser dominiert, da die verringerte Plastizität des DGEBA-Harzes bei Tieftemperatur kaum einen derart hohen Wert ertragen könnte. Der gleichmässige Bruchverlauf deutet auf ein rasches Risswachstum innerhalb derselben interlaminaeren Ebenen hin. Nur wenig verbleibende Faserbündel, beispielsweise jene in der Bandmitte, verfügen über eine höhere Bruchgrenze und ertragen somit die maximale Last, bevor die Probe endgültig bricht (Strecke c nach d in Abb. 7.2.2.3/1b).

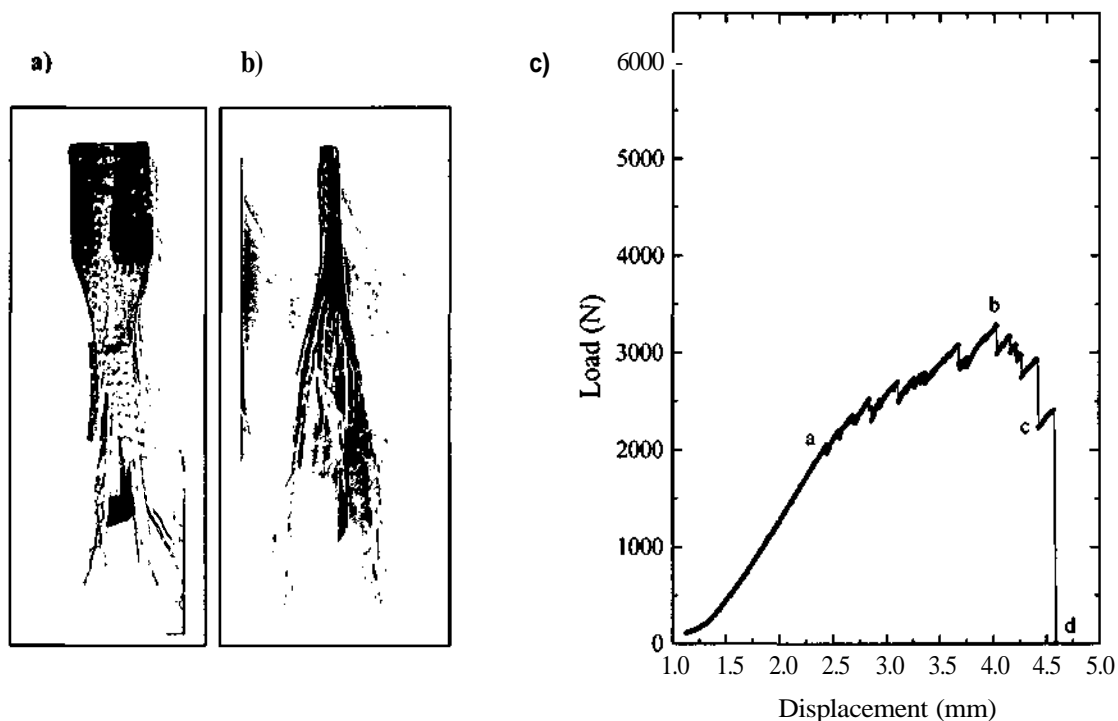


Abb. 7.2.2.3/2: Bruchflächen von bestrahlten 0° -Proben nach dem statischen Zugtest bei 77 K (a, b) und ein entsprechendes Kraft-Weg Diagramm (c) zur Beschreibung des statischen Bruchgeschehens parallel zur Wickelrichtung des Verstärkungsbandes nach einer Bestrahlungsfluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$).

Nach der Bestrahlung auf die ITER-Designfluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$), ändert sich das mechanische Verhalten des Laminates unter Zuglast drastisch. Die Fotografien (Abb. 7.2.2.3/2a,b) zeigen einen enorm strahlengeschädigten Faserverbundwerkstoff. Vor allem die Farbänderung des Klebstoffes im Vergleich zu Abb. 7.2.2.3/1 a ist nun deutlich zu erkennen. Die Bruchflächen sind durch eine extreme „pinsel- und fächerähnliche“ Struktur gekennzeichnet, die sich während des Gewaltbruches in

flüssigem Stickstoff ausbildet. Eine derartige Bruchstruktur charakterisiert die totale Zerstörung des Interfaces zwischen Fasergebilde und der strahlengeschädigten DGEBA-Matrix parallel zur Wickelrichtung. Dieser Delaminations-Prozess („**Debonding**“) deutet weiters auf eine massive Auflösung des Verbundes zwischen Glas- und Kaptonband hin. Ebenfalls tragen zusätzliche **Zwischenfaserbrüche**, die sich langsam und orientierungslos in benachbarten Ebenen ausbreiten, zu der stark **unregelmässigen** Bruchfläche bei. Die Faserbündel reissen dabei nach und nach, was durch akustische Geräusche während des Experimentes verfolgt werden kann.

Die Änderung des Bruchgeschehens spiegelt sich deutlich im entsprechenden Kraft-Weg Diagramm wieder (Abb. 7.2.2.3/2c). Im Vergleich zu Abb. 7.2.2.3/1b ist zunächst der annähernd lineare Kurvenverlauf bis zu einer Kraft von 2000 N zu erkennen (Position a, Abb. 7.2.2.3/2c). Danach ändert sich das Weg-Kraftverhältnis in einen flachen und **ungleichmässigen zackenförmigen** Verlauf, der sich langsam bis zum maximalen Wert fortsetzt (Position b, Abb. 7.2.2.3/2c). Vor allem das deutlich verlangsamte Ansteigen des Kraftwertes legt die Vermutung nahe, dass ein Teil der zum Bruch führenden Kraft in einen anderen Prozess verloren geht. In theoretischen Studien von Evans et al. [91] wird eine sogenannte „interface fracture energy“ angenommen, die einen gewissen Prozentteil der zum Bruch führenden Kraft beträgt. Unter dieser **Vorraussetzung** verbraucht der massive Delaminations-Prozess zwischen Glasfaserband und Matrix jene Energie, die für eine weitere Krafterhöhung fehlt. Folglich bildet sich die **Kraft-Weg** Kurve im Vergleich zum Bruchgeschehen in der **unbestrahlten** Probe wesentlich flacher aus. Nach dem **Gewaltbruch** nimmt der Kurvenverlauf stufenweise ab (Position c, Abb. 7.2.2.3/2c) und erreicht in Position d den Nullwert (Abb. 7.2.2.3/2c).

Obwohl das Bruchverhalten in der 0°-Richtung nach der Bestrahlung bei $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) von der **Delamination** des gesamten Laminates dominiert ist, bleibt die Annahme aufrecht, dass ausschliesslich die gegenüber der Polymermatrix erhöhte Bruchdehnung und die Strahlenresistenz der Glasfaser zur maximalen Zugbruchfestigkeit beitragen. Die Schwächung des DGEBA-Harzes ist nach der Bestrahlung zu sehr fortgeschritten, um einen Beitrag zur Materialfestigkeit zu liefern.

Zugbruchfestigkeit 90°

Die Resultate der statischen Zugtests an 90°-Proben sind bei 77 K um 70-75% geringer als die Werte der 0°-Richtung. Dieser markante Festigkeitsunterschied ist von

entscheidendem Interesse für die ITER-spezifische Anwendung, da aufgrund des Wickelprozesses besonders das mechanische Verhalten der Isolation in der 90°-Richtung wichtig ist.

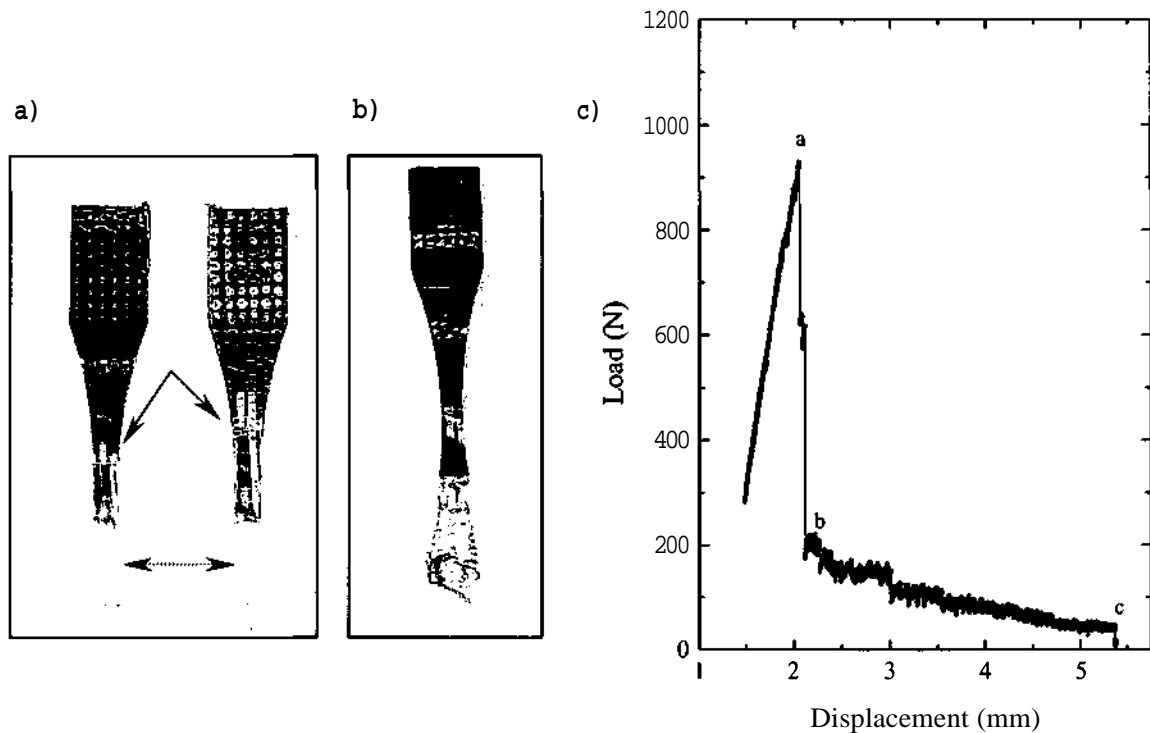


Abb. 7.2.2.3/3: Bruchflächen von a) unbestrahlten und b) bestrahlten 90°-Proben nach dem statischen Zugtest bei 77 K und ein entsprechendes Kraft-Weg Diagramm (c) zur Beschreibung des statischen Bruchgeschehens senkrecht zur Wickelrichtung des Verstärkungsbandes nach einer Bestrahlungsfluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$).

Die Bruchzonen der unbestrahlten 90°-Proben zeigen ein bevorzugtes Brechen an der Klebelinie (Abb. 7.2.2.3/3a, Pfeile). Dieses Bruchverhalten und der merklich niedrigere UTS-Wert deuten darauf hin, dass das Zugverhalten nicht alleine von der Glasfaser dominiert wird. Basierend auf den Überlegungen von Nishijima et al. [45] besteht die Annahme, dass die Zugkraft senkrecht zur Bandwickelrichtung durch die Matrix beeinflusst wird. Folglich kann die geringe Zugfestigkeit eher von Scherkräften als von Zugkräften resultieren. Die Scherkräfte werden generell von der Epoxid-Matrix transferiert, um eine möglichst gleichmässige Kraftverteilung im Verbund zu realisieren. Treten jedoch zusätzliche Störfaktoren im Interface auf, so führt dies zu einer frühzeitigen Unterbrechung der Kraftübertragung. Ein wesentlicher Faktor ist dabei die verringerte Bruchdehnung der Polymermatrix, die nicht mit der erhöhten Festigkeit der R-Glasfaser bei Tieftemperatur mithalten kann. Weiters stoppt die (fixe) Klebelinie den effizienten

Krafttransfer in der Belastungsrichtung, wodurch sich eine kritische Kraftkonzentration aufbaut und zum **frühzeitigen** Versagen genau an dieser Stelle führt.

Dennoch ist die Materialstärke teilweise auch von reinen Zugkräften beeinflusst, wie die aus dem umgebenen Harz herausgezogenen Faserbündel bestätigen (Abb. 7.2.2.3/3a, punktierte Pfeillinie).

Ein ähnlicher Bruchvorgang wird nach der Bestrahlung auf $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) beobachtet. Das statische Zugverhalten ist wiederum stark von der **Delamination** des strahlengeschädigten Verbundes und Klebstoffes gekennzeichnet. Die Bruchflächen sind wie im unbestrahlten Zustand primär an den Klebezonen ausgebildet (Abb. 7.2.2.3/3b). Zusätzlich wurden während des Versuches Teile des **R-Glasfasergebundes** interlaminar herausgezogen. Die Analyse eines entsprechenden Kraft-Weg Diagramms (Abb. 7.2.2.3/3c) zeigt, dass dieser „pull-out“-Effekt ein sehr zeitkonsumierender Vorgang während des Bruches ist (Strecke b nach c, Abb. 7.2.2.3/3c). Vermutlich wird dies nachhaltig von der Zerstörung der Klebeschicht zwischen Glas- und Kaptonband hervorgerufen, wodurch die Delamination der einzelnen Schichten und **Zwischenfaserrisse** aufgrund der fehlenden **Adhesivbarriere** länger in Belastungsrichtung fortschreiten können. Analog zum Bruchgeschehen in der bestrahlten 0° -Probe erfordert dieser Effekt einen gewissen Prozentanteil an Energie und Zeit [91], bis der Gewebeteil herausgezogen ist und der Gewaltbruch der Probe eintreten kann.

7.2.2.4 Ermüdungsverhalten in $0^\circ/90^\circ$ -Richtung

Die Abbildung 7.2.2.4/1a zeigt das **Ermüdungsverhalten** von Ansaldo bei 77 K normiert auf die gemittelte Zugbruchfestigkeit, während die Abbildung 7.2.2.4/1b die Absolutwerte vor und nach der Bestrahlung präsentiert. Alle Resultate sind gemittelte Werte aus jeweils vier verschiedenen Lastspielzahlen pro Load Level. Die Standardabweichung beträgt $< 25\%$. In Tabelle 7.2.2/2 werden die Dauerfestigkeitswerte für alle Versuche bei 77 K zusammengefasst.

Ermüdungsverhalten in 0° -Richtung

Die **Wöhlerkurve** zeigt einen steilen Abfall im Bereich zwischen 80% und 20% der UTS vor der Bestrahlung und beschreibt somit ein schwaches Ermüdungsverhalten der

Isolation (Abb. 7.2.2.4/1a). Ab einer Bestrahlungsfluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) verschiebt sich die Zahl der ertragenen Lastspielzahlen ab einem Load Level von 0.6 oder $\sim 10^3$ Zyklen unerwartet zur höheren Zyklenwerten, obwohl die Materialfestigkeit um rund 35% einbricht (vergl. Abb. 7.2.2.4/1b). Die Erklärung dieses Effektes erfordert das Verständnis des Bruchgeschehens unter wechselnder Last vor und nach der Bestrahlung.

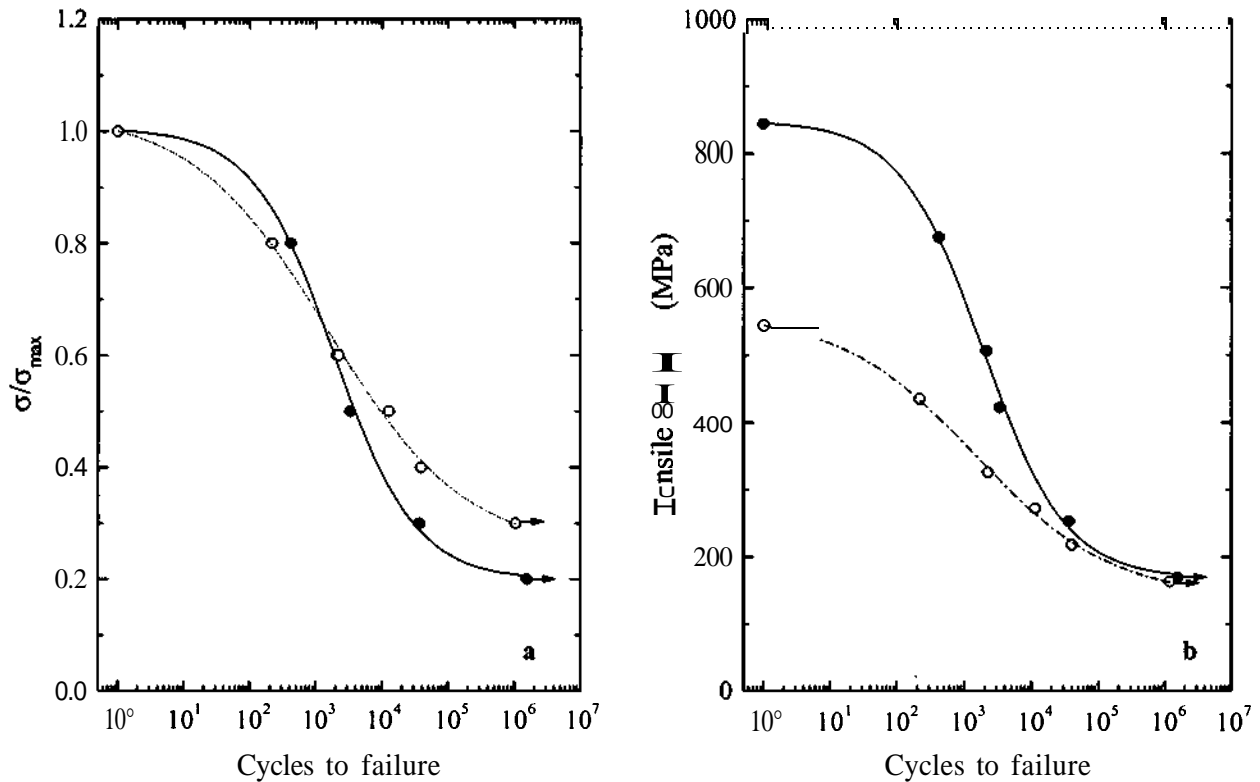


Abb. 7.2.2.4/1: Normierte (a) und absolute (b) Wöhlerkurven des Ermüdungsverhaltens der TFMC-Leiter- und Pancakeisolation in 0° -Richtung bei 77 K vor (•) und nach (○) Bestrahlung bei einer schnellen Neutronenfluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Die Messungen wurden manuell bei mehr als 10^6 Zyklen unterbrochen, wie durch die Pfeile angedeutet.

Bei schwingender Belastung eines Verbundes spielt der Transfer der auftretenden Scherkräfte zwischen den Faserbündeln und dem Harz eine entscheidende Rolle [34]. Wenn jedoch die reduzierte Verformbarkeit der Harzes bei 77 K relativ rasch zu einer kritischen Kraftverteilung im Laminat führt, dann werden die Faserbündel reihenweise unter der erhöhten Belastung reißen. Folglich widersteht das Material nur wenige Zyklen und der Dauerfestigkeitswert ($>10^4$ Zyklen) liegt bei nur 20% (169 MPa) der ursprünglichen Zugbruchfestigkeit, wenn Materialstabilität garantiert werden soll.

Ein ähnliches Verhalten wird zwischen 80% und 60% der UTS nach der Bestrahlung beobachtet. Die nachfolgende Erhöhung der ertragenen Lastspielzahlen bedeutet

keineswegs eine Verbesserung des Ermüdungsverhaltens nach Bestrahlung. Im Gegenteil, es ist ein Anzeichen für den starken Einfluss der Delamination, die einen Teil der Energie aus dem Ermüdungs-Prozess bezieht. Die Wahl eines niedrigen Load Levels (<0.6) führt zu einer höheren Zyklenzahl, die zur schichtweisen Auflösung und Zerstörung der bestrahlten Probe benötigt wird. Daraus folgt, dass der Ermüdungsprozess der Isolation bei 30% (163 MPa) der UTS noch immer im Gange ist, obwohl bereits die Grenze von 10^6 Zyklen überschritten worden ist.

Das starke Einbrechen der Isolationsfestigkeit nach der Bestrahlung und das damit verbundene schwache Ermüdungsverhalten erkennt man besonders deutlich nach Auftragen der absoluten Festigkeitswerte in Abbildung 7.2.2.4/1b. Weiters wurde eine Abnahme der „pinselähnlichen“ Struktur in der Bruchzone bei Verringerung der Belastung beobachtet (Abb. 7.2.2.4/2). Es kann angenommen werden, dass die Vehemenz der Delamination mit sinkenden Load Levels schwächer wird.

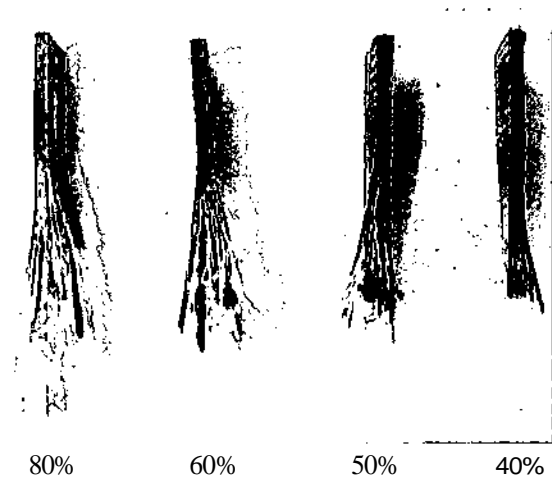


Abb.7.2.2.4/2:

Abnahme der Delamination mit fallender Last.

Ermüdungsverhalten in 90°-Richtung

Das Ermüdungsverhalten der 90°-Proben (Abb. 7.2.2.4/3a,b) zeigt eine Dauerfestigkeit bei 35% (100 MPa) der Bruchzugkraft vor der Bestrahlung. Der Ermüdungs-Prozess ist analog zum statischen Bruchgeschehen in der 90°-Richtung ebenfalls durch das Adhesiv beeinflusst. Der Krafttransfer bricht vermutlich an den Klebebarrieren ab, sodass ein frühzeitiges Versagen der Probe im Bereich zwischen 0.8 und 0.5 erfolgt (7.2.2.4/3a). Erst mit fallender Belastung nimmt die kritische Kraftverteilung im Material soweit ab, dass die Probe mehr als 10^6 Lastspielzahlen standhält.

Nach einer Bestrahlung auf $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) ändert sich das Ermüdungsverhalten bereits bei 80%. Das Materialverhalten unter dynamischer Belastung bleibt nahezu konstant bis zu einem Wert von 10^4 Zyklen und erreicht bei weiterer Abnahme auf 60% (79 MPa) der UTS mehr als 10^6 Zyklen. Das Ermüdungsverhalten ist, vergleichend zum statischen Zugtest in 90° -Richtung, massiv vom **Delaminations-Prozess** dominiert. Bereits bei einem relativ hohen Load Level von 80% benötigt der Vorgang einen beträchtlichen Prozentsatz an Energie und Zeit zum Risswachstum und zum schichtweisen Auflösen des Laminates. Je niedriger die auferlegte Kraft, desto mehr Zeit braucht es, die in Abbildung 7.2.2.3/3c gezeigten Gewebeschichten aus dem Verbund zu ziehen. Die Wöhlerkurven in Abbildung 7.2.2.4/3b verdeutlichen, dass die Proben versagen, ohne einen wohldefinierten Dauerfestigkeitsbereich ($\geq 10^4$ Zyklen) in der 90° -Richtung zu erlangen. Dies bedeutet ferner, dass der Glasfaserverbund unter einem ständigen Ermüdungsprozess steht, der jederzeit zum Brechen des Verbundes führen kann.

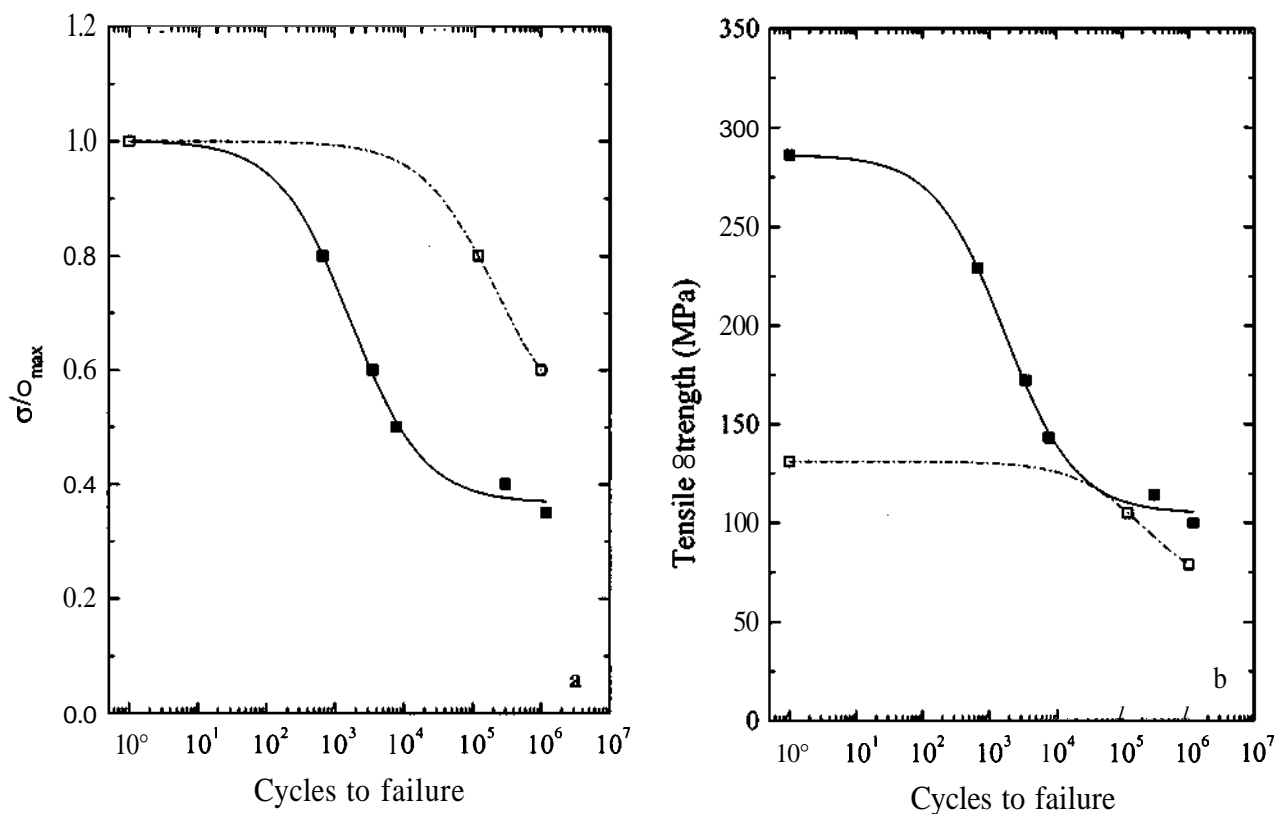


Abb. 7.2.2.4/3: Normierte (a) und absolute (b) Wöhlerkurven des Ermüdungsverhaltens der TFMC-Leiter- und Pancakeisolation in 90° -Richtung bei 77 K vor (\bullet) und nach (\square) Bestrahlung bei einer schnellen Neutronenfluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Die Messungen wurden manuell bei mehr als 10^6 Zyklen unterbrochen, wie durch die Pfeile angedeutet.

7.3 ALSTOM

Die französische Firma "Alstom-MSA" produzierte die sogenannte Paketisolation der TF-Modellspule, die zur abschliessenden Isolierung der fünf Double-Pancakes verwendet worden ist. Bei der Herstellung des Laminates wurde für die Verstärkung - ähnlich wie bei Ansaldo - eine Kombination aus Glasbändern mit Kaptonfilm (Dicke 25 μm , Bandbreite 25 mm, Abb. 7.3/1a) verwendet (Kurzbezeichnung „A^K“, Abb. 7.3/1b).

Ursprünglich erfolgte die Produktion sowohl der Paketisolation als auch des Testmaterials unter der Annahme, dass R-Glasbänder verwendet worden sind. Markante Leistungseinbrüche des Reaktors bei der Bestrahlung eines ähnlichen Materials mit denselben Verstärkungsbändern von Alstom erforderten jedoch die genaue chemische Analyse des Glasbandes, wobei borhaltiges E-Glas nachgewiesen werden konnte. Es besteht daher die Annahme, dass auch das Paketisulationsmaterial E-Glasbänder enthält.

Der Wickelprozess ist analog dem in Kapitel 7.2 für die Leiter - und Pancakeisolation beschriebenen Herstellungsprozess. Die Imprägnierung der Platten (Dicke 4 mm) erfolgte mittels VPI-Prozess mit dem DGEBA-Epoxydsystem des Types MY 745 (produziert von Vantico, Schweiz) gemäss denselben Parametern wie bei der Isolation der TF-Modellspule. Derselbe Produktionsablauf wurde zur Herstellung von Laminatplatten ohne integriertes Kaptonband angewandt (Kurzbezeichnung „A“, Abb. 7.3/1c).

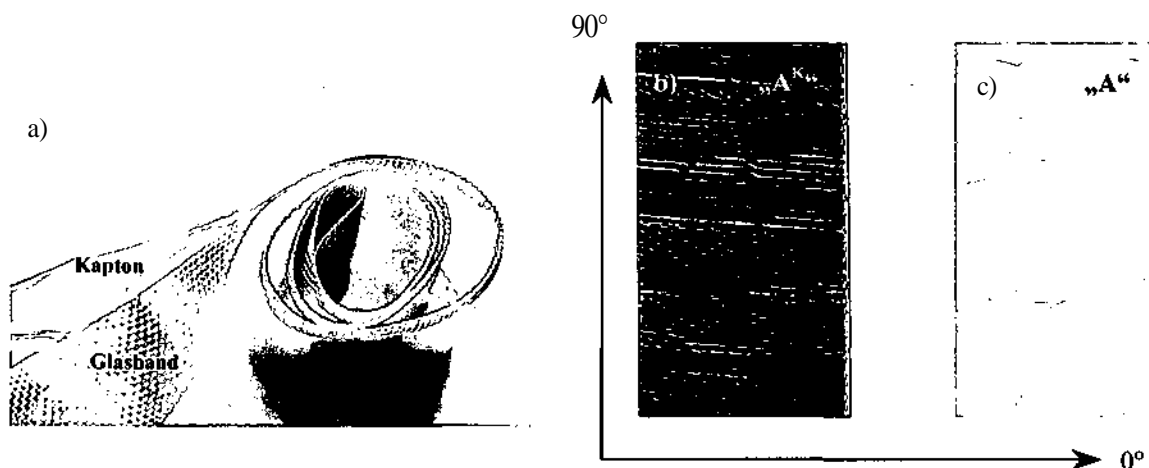


Abb. 7.3/1: Foto eines reinen Glas- Kaptonbandes (a) und die fertigen Laminat (b,c) nach dem VPI-Prozess.

7.3.1 Das Testprogramm

Die Materialeigenschaften sind aufgrund des Wickelprozesses anisotrop, d.h., das mechanische Verhalten muss parallel (0°) und senkrecht (90°) zur Bandwickelrichtung untersucht werden. Zur vollständigen Charakterisierung der Paketisolation wurde ein umfangreiches Testprogramm durchgeführt, das in den Tabellen 7.3.1/1a-d wie folgt zusammengefasst wird:

Tabelle 7.3.1/1a: Übersicht des SBS-Testprogramms für A und A^K.

Test	Fluenz (E>0.1 MeV) (m ⁻²)	l:d-Ratio	v (min ⁻¹)
SBS ^{0°+90°}	unbestrahlt	5:1	1.3
SBS ^{0°+90°}	5x10 ²¹	5:1	1.3
SBS ^{0°+90°}	1x10 ²²	5:1	1.3

Tabelle 7.3.1/1b: Übersicht des statischen Screening-Programms für A und A^K.

Test	Fluenz (E>0.1 MeV) (m ⁻²)	v (min ⁻¹)
Zug ^{0°+90°}	unbestrahlt	0.5
Zug ^{0°+90°}	5x10 ²¹	0.5
Zug ^{0°+90°}	1x10 ²²	0.5
DLS ^{0°+90}	unbestrahlt	0.5
DLS ^{0°+90}	5x10 ²¹	0.5
DLS ^{0°+90}	1x10 ²²	0.5

Die in Tabelle 7.3.1/1b beschriebenen statischen Screening-Tests wurden an jeweils fünf Proben durchgeführt. Die DLS-Proben wurden bei einer Nutbreite von 2 mm und einer Plattendicke von rund 4 mm mit einem Lochdurchmesser von 2.3 mm überlappend gefertigt.

Durch die statischen Resultate konnte ein erster Überblick der Zugbruchfestigkeit und der interlaminaren Scherfestigkeit gewonnen werden. Basierend auf diesen Messergebnissen wurde das Testprogramm für das Ermüdungsverhalten von „A“ und „A^K“ in 0°-Richtung wie folgt erstellt:

Tabelle 7.3.1/1c Übersicht des DLS Ermüdungstestprogramms für A und A^K in 0°-Richtung.

Test	Fluenz (E>0.1 MeV) (m ⁻²)	v (min ⁻¹)	Ratio R	Frequenz v (Hz)	N
DLS ^{0°}	unbestrahlt	0.5	0.1	10	10 ⁶
DLS ^{0°}	5x10 ²¹	0.5	0.1	10	10 ⁶

Tabelle 7.3.1/1d: Übersicht des Zug-Ermüdungstestprogramms für A und A^K in 0°-Richtung.

Test	Fluenz (E>0.1 MeV) (m ⁻²)	v (min ⁻¹)	Ratio R	Frequenz v (Hz)	N
Zug ^{0°}	unbestrahlt	0.5	0.1	10	10 ⁶
Zug ^{0°}	1x10 ²²	0.5	0.1	10	10 ⁶

Das Ermüdungsverhalten in 90°-Richtung konnte aufgrund der begrenzten Menge an Testmaterial im Zuge dieses Testprogrammes nicht mehr durchgeführt werden. Ebenfalls nicht **inkludiert** ist die Analyse des Swelling- und Weight Loss Effektes. Die eindeutige Messung der Dickenänderung wurde durch die stark unebene, wellige Plattenoberfläche unmöglich. Eine systematische Änderung des Gewichtes konnte nach keiner **Bestrahlungsfluenz** nachgewiesen werden, möglicherweise hervorgerufen durch die **unregelmässige** Verteilung des Epoxid-Harzes im Laminat (→ Abb. 7.3.2.2/1 und 7.3.2.2/2).

7.3.2 Resultate

Die Tabelle 7.3.2/1a gibt eine Zusammenfassung der Messergebnisse der statischen interlaminaren Scherfestigkeit und Zugbruchfestigkeit bei 77 K für beide Laminattypen. In den Tabellen 7.3.2/1b und 7.3.2/1c wird der Vergleich zwischen den experimentell bestimmten Scherfestigkeitswerten und den mittels FEM korrigierten (vergl. Kapitel 5.2.3) Resultaten gezeigt. Bei der Korrektur der ILSS^{DLS} wurde ein maximaler Korrekturwert von einem Faktor 2 angenommen. Das Ermüdungsverhalten von „A“ und „A^K“ in 0°-Richtung bei 77 K wird in den Tabellen 7.3.2/2a und 7.3.2/2b zusammengefasst und beinhaltet ebenfalls die um einen maximalen Faktor 2 nach oben korrigierten Scherfestigkeitswerte.

Tabelle 7.3.2/2a: Ermüdungsverhalten von „A“ bei 77 K vor und nach der Bestrahlung.

Fluenz ($E > 0.1$ MeV) m^{-2}	Test	σ_{max} (MPa)	ILSSo (MPa)	σ_D
		0°	0°	0°
unbestrahlt 5×10^{21} 1×10^{22}	Zug	845 ± 43		20% = 169 MPa
	Zug	749 ± 79		20% = 150 MPa
	Zug	695 ± 24		< 20% = < 139 MPa
unbestrahlt <i>unbestrahlt</i> 5×10^{21} 5×10^{21}	DLS (Test)		47 ± 4	50% = 24 MPa
	<i>DLS (FEM)</i>		94 ± 4	50% = 47 MPa
	DLS (Test)		37 ± 4	< 50% = < 18.5 MPa
	<i>DLS (FEM)</i>		74 ± 4	< 50% = < 37 MPa

Tabelle 7.3.2/2b: Ermüdungsverhalten von „A^K“ bei 77 K vor und nach der Bestrahlung.

Fluenz ($E > 0.1$ MeV) m^{-2}	Test	σ_{max} (MPa)	ILSSo (MPa)	σ_D
		0°	0°	0°
unbestrahlt 5×10^{21} 1×10^{22}	Zug	756 ± 51		20% = 151 MPa
	Zug	665 ± 15		20% = 133 MPa
	Zug	612 ± 45		< 25% = 153 MPa
unbestrahlt <i>unbestrahlt</i> 5×10^{21} 5×10^{21}	DLS (Test)		34 ± 1	60% = 21 MPa
	<i>DLS (FEM)</i>		68 ± 1	60% = 41 MPa
	DLS (Test)		29 ± 2	kein Resultat
	<i>DLS (FEM)</i>		58 ± 2	kein Resultat

7.3.2.1 Interlaminares Scherverhalten $0^\circ/90^\circ$

Die Resultate des SBS-Tests (Tab. 7.3.2/1a und 7.3.2/1b) zeigen keinen systematischen Einfluss der Kaptonfolie auf das interlaminares Scherverhalten der Paketisolation in 0° -Richtung. Beide Materialien zeigen eine annähernd gleiche $ILSS^{SBS}$ von ~ 80 MPa vor der Bestrahlung. Die interlaminares Scherfestigkeit des Laminates nimmt parallel zur Wickelrichtung bis zur ITER-Design Fluenz kontinuierlich um 61% für „A“ (Abb. 7.3.2.1/1a) und 58% für „A^K“ (Abb. 7.3.2.1/1b) ab. Die Werte der 90° -Richtung sind um ungefähr 4-7% geringer als die Ausgangswerte der 0° -Proben. Die Bestrahlung bei einer Fluenz von $1 \times 10^{22} m^{-2}$ ($E > 0.1$ MeV) führt zu einer weiteren Abnahme der $ILSS^{SBS}$ auf 24-27 MPa. Im allgemeinen liegen die Werte für die 90° -Richtung geringfügig unter der 0° -Richtung, jedoch innerhalb des Fehlerbereiches. Diese Beobachtung ist in guter Übereinstimmung mit den $ILSS$ -Werten bei der Leiter- und Pancakeisolation Ansaldo.

Vergleichend zu den SBS-Tests wurden auch DLS-Versuche durchgeführt. Die in Tabelle 7.3.2/1a und Abb. 7.3.2.1/1c präsentierten DLS-Ergebnisse berücksichtigen nicht den von Pahr et al. [68,69] berechneten Korrekturfaktor von 2. Unter dieser Annahme (Tab. 7.3.2/1c) korrelieren die DLS-Werte relativ gut mit den Resultaten des SBS-Tests und bestätigen das zuvor beschriebene Scherverhalten. Jene korrigierten Werte, die eine weniger gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Theorie zeigen, begründen sich auf der lokal begrenzten, stark inhomogenen Epoxid-Verteilung. Niedrigere $ILSS^{DLS}$ -Werte für „A^K“ werden vermutlich durch die Kaptonfolie hervorgerufen, die ähnlich zum japanischen Prepreg als unterbrechende Barriere beim internen Krafttransfer zwischen Matrix und Faser agiert (→ Kapitel 7.1).

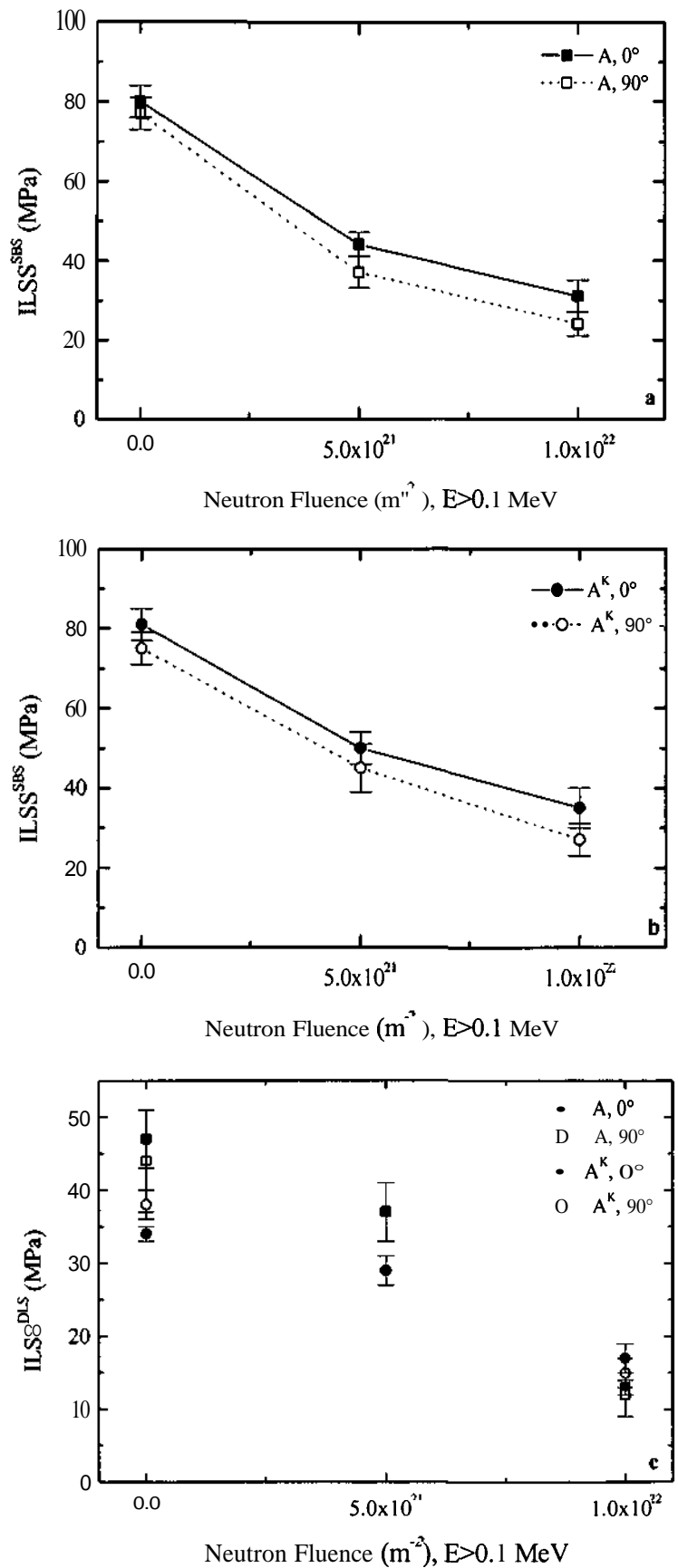


Abb. 7.3.2.1/1:

Interlaminae Scherfestigkeit ($ILSS^{SBS}$) bei 77 K in der 0° und 90°-Richtung der Proben ohne (a) und mit (b) Kaptonband als Funktion der Neutronenfluenz ($E>0.1$ MeV). Analog dazu die Resultate der DLS-Tests (c).

Zusammenfassend zeigen die Untersuchungen der interlaminaren Scherfestigkeit der Paketisolation unter statischer Belastung, dass zwischen den Werten der 0° und 90° -Richtung kein signifikanter Unterschied besteht. Das beobachtete Scherverhalten ist analog zur Leiter- und Pancakeisolation nahezu richtungsunabhängig.

7.3.2.2 Scher-Ermüdungsverhalten in 0° -Richtung

Das interlaminare Ermüdungsverhalten der Paketisolation wird vor allem durch die Diskrepanz zwischen standardisierter Berechnungsmethode (vergl. Gl. 5.2.2/1) und der tatsächlich im Verbund vorherrschenden Scherkraftverteilung bestimmt. Die experimentelle Umsetzung eines theoretisch berechneten Scherverhaltens ist nicht einfach, da in einer DLS- Probe niemals eine einheitliche, gleichmässig verteilte Kraft herrschen kann, vor allem nicht in VPI-Laminaten. Fabian et al. [92] betonten in ihrer Studie über elektrische Isolationssysteme bereits, dass die VPI-Methode keine einheitliche und vollständige Imprägnierung in allen Bereichen der Magnetisolation zulässt. Es wird immer Bereiche geben, die mehr oder weniger mit Matrixmaterialien getränkt sind und daher einen unterschiedlichen Krafttransfer verursachen. Die Testplatten von Alstom zeigten derartige fehlerhafte Bereiche mit überlagerten Glasbändern oder reinem Harz ohne Verstärkungskomponente (Abb. 7.3.2.2/1 und 7.3.2.2/2).

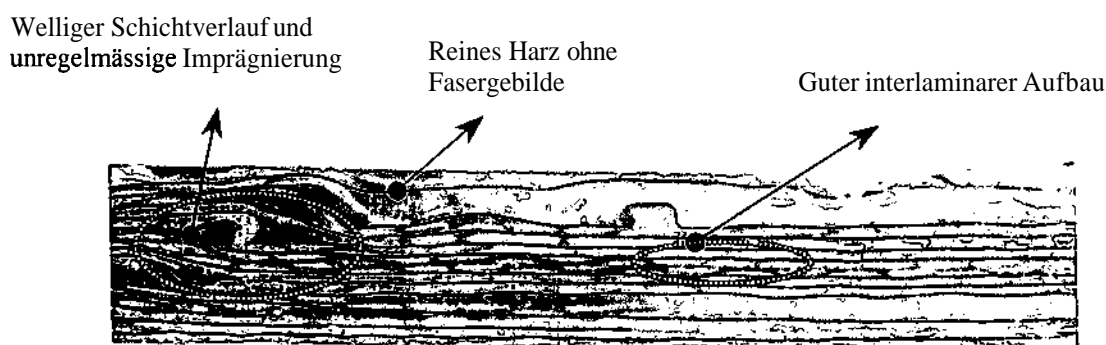


Abb. 7.3.2.2/1: Seitliche Ansicht einer stark unregelmässigen Schichtaufbaues in einer unbestrahlten 0° -Probe

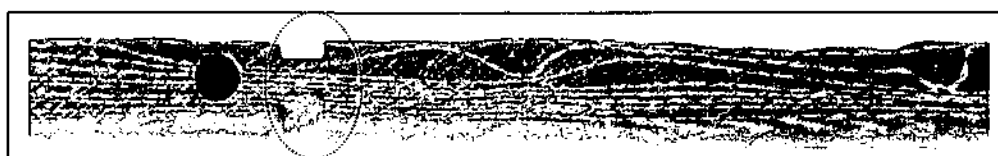


Abb. 7.3.2.2/2: Seitliche Ansicht einer bei $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) bestrahlten DLS-Probe hergestellt aus der Paketisolation. Vor allem in der kritischen Zone der Nutecken (Kreis) herrscht eine extrem unregelmässige Harz- und Glasbandverteilung, wodurch ein vorzeitiges Versagen der Probe verursacht wird.

Diese Stellen wurden vermutlich durch einen unsachgemässen Herstellungsprozess, z.B. Überdruck beim Pressen der Platten oder zu starkes Anziehen des Bandes beim manuellen Wickeln, verursacht. Nur bei der maschinellen Umwicklung der Stahlplatte können derartige Fehler verhindert werden.

Ein derartiger **Schichaufbau** entspricht zwar realistisch betrachtet durchaus den Gegebenheiten in der TF-Modellspule, jedoch führen diese **Unregelmässigkeiten** unmittelbar zu einer kritischen Kraftverteilung über der Scherfläche. Dies begünstigt das frühzeitige Materialversagen, weil infolge von lokaler Spannungsüberhöhung bei bestimmten Belastungen schon die interlaminare Scherfestigkeit erreicht wird. Vor allem jene Bereiche ohne Fasergebilde sind für die Stabilität der Isolation bedenklich. Zusätzlich wird das mechanische Verhalten durch die Brüchigkeit des Epoxid-Harzes bei 77 K und dem raschem Risswachstum zwischen Nut und Bohrung [68,69] beeinflusst, so dass ein vorzeitiges Versagen des Laminates bereits bei geringer Krafteinwirkung oder plötzlichem Belastungswechsel eintreten kann. Bei den Scherexperimenten an Aistom wurde beispielsweise beobachtet, dass bereits der abrupte Wechsel zwischen Rampenfahrt und erster Schwingung zum Probenbruch führt.

Die Messung des **Scher-Ermüdungsverhaltens** (Tab. 7.3.2/2a und 7.3.2/2b) wurde durch das **frühzeitige Brechen** vieler Proben bestimmt, dennoch läßt sich ein Trend beim Kurvenverlauf erkennen. Die Abbildungen 7.3.2.2/3a und c zeigen die normierten **Wöhlerkurven** bzw. Abbildungen 7.3.2.2/3b und d die absoluten interlaminaren Scherwerte in Abhängigkeit von der Zyklenanzahl. Unter dynamischer Belastung ertragen die Proben ohne Kapton rund 10^6 Zyklen bei einem Load Level von $0.5 \text{ ILSS}^{\text{DLS}}$ ($\sim 24 \text{ MPa}$) und Proben mit Kapton $0.6 \text{ ILSS}^{\text{DLS}}$ ($\sim 21 \text{ MPa}$), wobei der Bereich der Dauerfestigkeit bei „A^K“ noch nicht deutlich ausgeprägt ist. Es liegt die Vermutung nahe, dass der höhere Wert bei „A^K“ durch das unterschiedliche Dehnungsverhalten zwischen der **Epoxid-Matrix** und der Kaptonfolie verursacht wird. Hinkley et al. [93] zeigten in einer Studie über die Bruchzähigkeit von **Polyimidfilmen**, dass Kapton einen hohen Widerstand gegenüber Haarrissbildung zeigt. Epoxide hingegen neigen zu vermehrter Versprödung und **Mikrorissbildung** bei 77 K und versagen daher früher als das integrierte Kaptonband, das somit die auferlegte Last über eine höhere Lastspielzahl ertragen kann.

Nach der Bestrahlung bei $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) bildet sich bei beiden Materialien kein definierter Dauerfestigkeitsbereich aus. Die strahleninduzierte Schädigung der

ILSS^{DLS}-Werte um rund 22% für „A“ und 15% für „A^K“ liessen keine weitere Verringerung der Unterspannung au (vergl. Abb. 5.1.2/1) zu, da das Endlimit des Testsystems bereits erreicht war. Eine weitere Untersuchung beim ITER-Design Level stand daher nicht zur Diskussion. Für das Aistom-Material ohne Kapton besteht die Annahme, dass der Dauerfestigkeitsbereich unterhalb von 0.5 ILSS^{DLS} liegen wird.

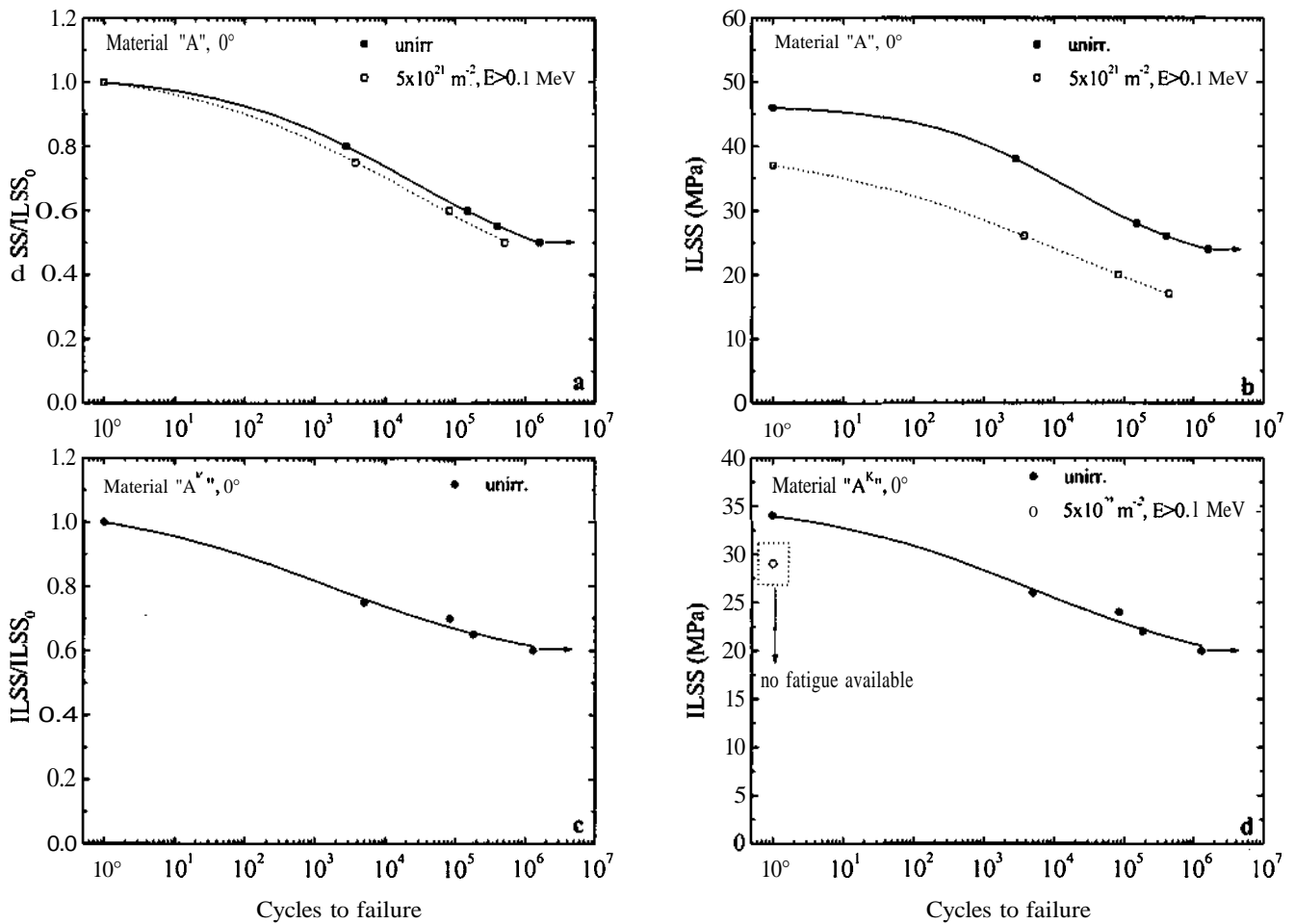


Abb. 7.3.2.2/3: Scher-Ermüdungsverhalten von DLS-Proben des Materials „A“ (a,b) und der TFMC-Paketisolation „A^K“ (c,d) vor und nach Bestrahlung bei einer Fluenz von 5x10²¹ m⁻² (E>0.1 MeV). Tests über 10⁶ Zyklen wurden manuell unterbrochen, wie durch die Pfeile angedeutet.

7.3.2.3 Zugbruchfestigkeit in 0°/90°-Richtung

Analog zur Zugbruchfestigkeit (UTS) von Ansaldo wird auch bei Aistom eine signifikante Differenz von bis zu 60% zwischen den UTS-Werten der 0° und der 90°-Proben vor der Bestrahlung beobachtet. Die Zugfestigkeit von „A“ und „A^K“ verringert sich

drastisch nach der Bestrahlung bei einer Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) in beiden Richtungen um $\sim 19\%$ (0°) bzw. um bis zu 67% (90°).

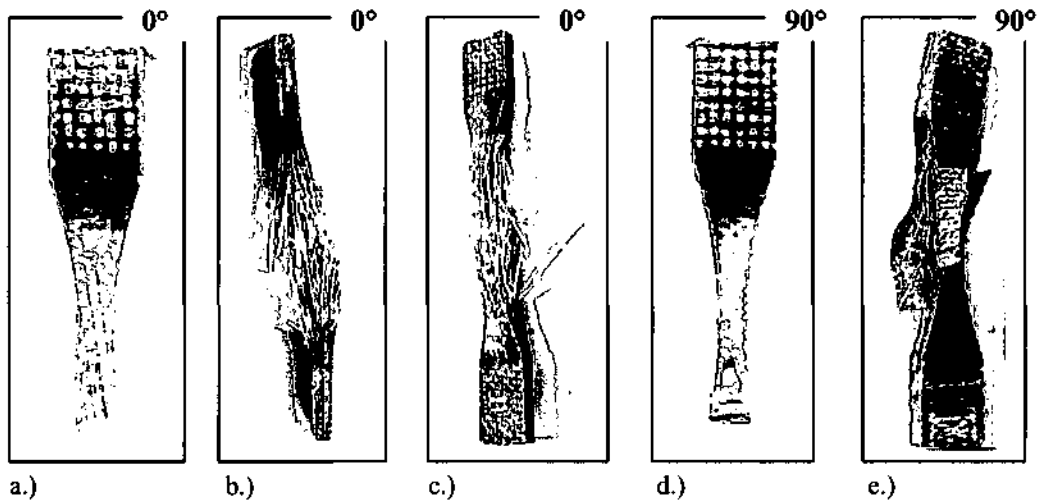


Abb. 7.3.2.3/1: Fotografien verschiedener Bruchflächen bei 77 K vor (a, d) und nach (b, c und e) einer Bestrahlung auf eine Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$).

Das Bruchgeschehen unter statischer Zuglast ist bei unbestrahlten Aistom-Proben in 0° und 90° -Richtung durch ein leichtes „Debonding“ beider Materialien zwischen den einzelnen Laminatenebenen (Abb. 7.3.2.3/1a und d) gekennzeichnet, wodurch sich rund um die Bruchprozesszone hellere Farbbereiche ausbilden. Klabunde et al. [89] beobachteten bei Epoxidsystemen einen ähnlichen Effekt und begründeten dies durch eine am offenen Interface auftretende Lichtreflexion. Dicht gepresste Laminatschichten mit geschlossenem Interface verhindern ansonsten das Eindringen des Lichtes.

Analog zum Ansaldo-System konnte ebenfalls eine massive Änderung der Materialfarbe nach der Bestrahlung beobachtet werden [89]. Die farbliche Veränderung ins Dunkelbraue ist besonders bei jenem Material ohne Kaptonband deutlich zu erkennen (Abb. 7.3.2.3/2). Im allgemeinen muss bei den



Abb. 7.3.2.3/2: Bruchfläche von „A“ nach der Bestrahlung (links) und zum Vergleich das unbestrahlte Material (rechts).

Schädigungsmechanismen auch der nachteilige B (n , α)-Effekt seitens des E-Glasbandes berücksichtigt werden. Sollten im Aistomverbund tatsächlich borhaltige Glasbänder verwendet worden sein, dann würden die zusätzlichen exothermen Reaktionen während der Bestrahlung zur Verbundschädigung in Form von vermehrter Mikrorissbildung beitragen. Folglich wäre eine verstärkte Schwächung und Brüchigkeit des Harzes bereits ohne Tieftemperatur- und Lasteinfluss gegeben.

Die extreme strahleninduzierte Harzschädigung beider Laminattypen führt zur **Delamination** und massivem Interfaceversagen zwischen der Verstärkungskomponente und der geschwächten Matrix während des Zugtests bei 77 K. Folglich bildet sich ähnlich zu **Ansaldo** eine extrem „pinselähnliche“ Bruchstruktur bei bestrahlten 0°-Proben nach dem Gewaltbruch bei 77 K aus (Abb. 7.3.2.3/1b,c). Die erhöhte **Sprödigkeit** des DGEBA-Harzes bei Tieftemperatur und die verringerte Haftung zwischen benachbarten Laminatschichten führt bei den Alstom-Materialien parallel zur Wickelrichtung auch nach der Bestrahlung zu einer **ausschliesslich** von Glasfasern dominierten Zugfestigkeit. Dieser Bruchvorgang ist in guter Übereinstimmung zur Leiter-bzw. **Pancakeisolation** von Ansaldo.

Das enorm geschädigte Interface zwischen den Laminatlagen verhindert sogar ein totales Brechen der 90°-Proben mit und ohne Kaptonband (Abb. 7.3.2.3/1e und 7.3.2.3/2). Die aufgebrachte statische Kraft geht zu einem **grossen** Prozentsatz in die Delamination des Verbundes verloren, sodass ein weiteres Steigern der Last verhindert wird. Einzelne abgerissene Schichten zeigen im Vergleich zu der „Pinselstruktur“ der 0°-Richtung eine bandähnliche Form (Abb. 7.3.2.3/2, Pfeil), die wiederum den interlaminaren Scheranteil seitens der Matrix erkennen lässt [45].

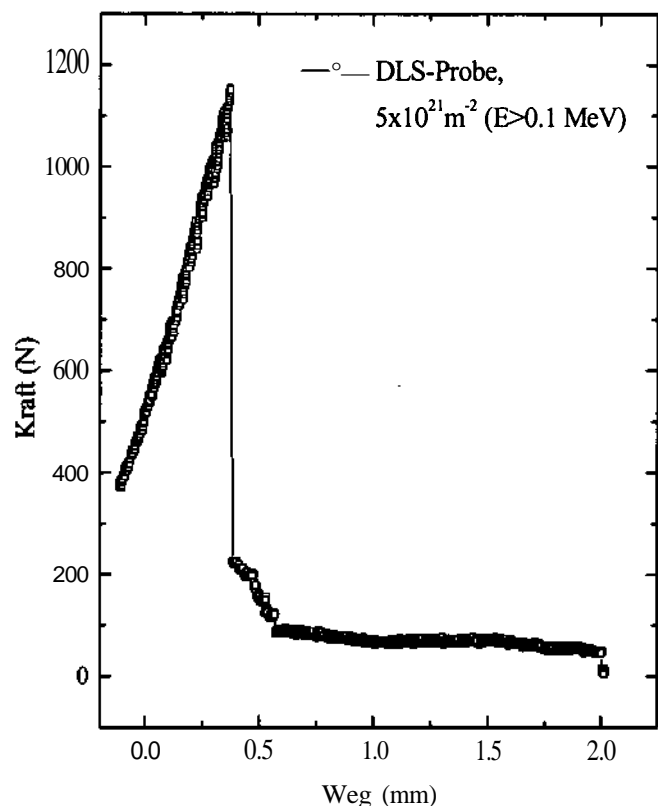


Abb. 7.3.2.3/3:

Kraft-Weg Diagramm einer Aistom DLS-Probe nach einer Bestrahlung auf $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$).

Dies würde auch die wesentlich geringe 90°-Zugfestigkeit in Übereinstimmung mit den Beobachtungen bei der TFMC-Leiterisolation erklären. Die Annahme des Einflusses der interlaminaren Scherkraft auf das Zugverhalten senkrecht zur Bandwickelrichtung wird durch den Vergleich eines entsprechenden DLS- Kraft-Weg Diagramms in Abb. 7.3.2.3/3 mit einem Kraft-Weg Diagramm der Ansaldo 90°-Zugprobe (Abb.7.2.2.3/3c) bekräftigt. Der langgezogene Verlauf nach Erreichen der maximalen Kraft unter statischer Last ist für beide Bruchgeschehen nahezu analog und beschreibt eine langsame interlaminare Separation des **Materialies** aus dem Verbund. Dieser Vorgang führt zwar nicht abrupt zum Versagen der bestrahlten 90° Zugprobe, jedoch setzt sich die Schädigung im Vergleich zum Gewaltbruch aufgrund von langsamem Risswachstum weitreichend innerhalb des Verbundes fort.

7.3.2.4 Ermüdungsverhalten in 0°-Richtung

Die Abbildungen 7.3.2.4/1a,c zeigen die Wöhlerkurven von „A“ bzw. „A^K“ bei 77 K normiert auf die maximale mittlere Zugbruchfestigkeit. Zum Vergleich werden alle Resultate in Abbildung 7.3.2.4/1b,d auch als Absolutwerte dargestellt. Die gemittelten Werte wurden aus jeweils vier verschiedenen Lastspielzahlen pro Load Level gebildet. Die Standardabweichung beträgt <25%. In den Tabellen 7.3.2/2a und 7.3.2/2b werden die Dauerfestigkeitswerte für alle Versuche bei 77 K zusammengefasst.

Das Ermüdungsverhalten beider Aistom-Materialien ist vor der Bestrahlung durch einen raschen Abfall der Wöhlerkurve im Bereich zwischen 80% bis 20% der statischen UTS gekennzeichnet. Dieses schwache Verhalten ist vermutlich auf den bereits erwähnten **unregelmässigen** Herstellungsprozess zurückzuführen, der zu unterschiedlichen Interface-Eigenschaften führt. Ein fehlerhafter Schichtaufbau wie in Abbildung 7.3.2.2/1 und 7.3.2.2/2 verhindert auch bei dynamischer Belastung der Zugproben einen effektiven **Krafttransfer** zwischen der brüchigen DGEBA-Matrix und den Glasfaserbündeln, wodurch die Dauerfestigkeit der Isolation nachhaltig beeinflusst wird. Folglich muss der Load Level auf 0.2 (=169 MPa) bei „A“ und auf 0.2 (=151 MPa) bei „A^K“ herabgesetzt werden, um eine schwingende Dauerbelastung sicherzustellen.

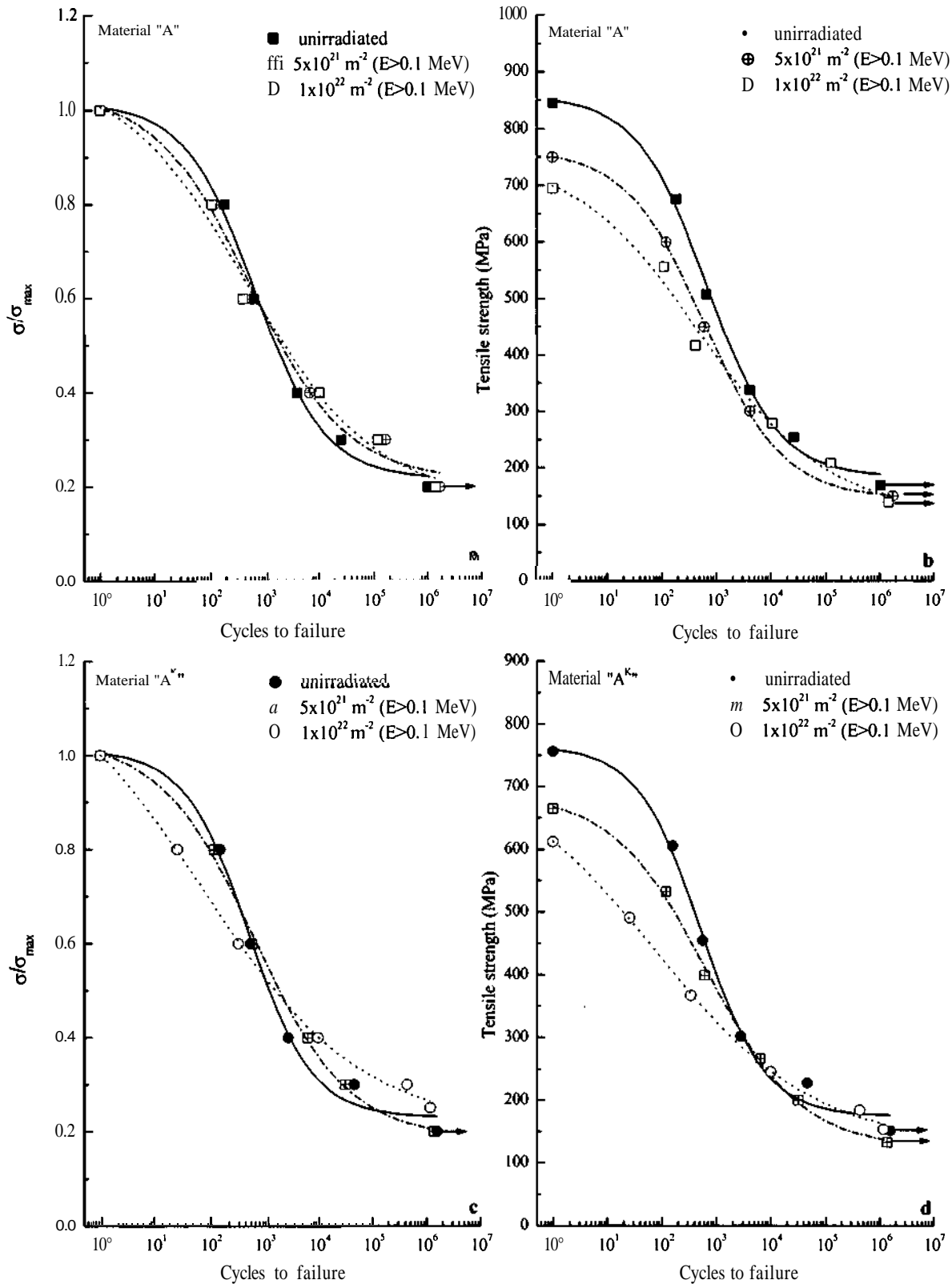


Abb. 7.3.24/1: Normierte (a,c) und absolute (b,d) Wöhlerkurven für „A“-Proben (a,b) und „A^k“-Proben (c,d) in 0°-Richtung vor und nach einer Bestrahlung auf $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ und $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ (E>0.1 MeV). Messungen über 10^6 Zyklen wurden manuell beendet, wie durch die Pfeile angedeutet.

Die Bestrahlung auf eine Fluenz von $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ und $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) führt zu einer kontinuierlichen Verschiebung der Lastspielzahlen zu höheren Zyklenwerten ab 60% der jeweiligen maximalen Kraft (Abb. 7.3.2.4/1a,c). Dieser Effekt ist vergleichbar mit den Zyklenverschiebungen bei \rightarrow Ansaldo in 0° -Richtung. Der Einfluss des zeit- und energiekonsumierenden **Delaminations-Prozesses** [91] führt zu einer höheren Anzahl an Schwingungen, um den strahlengeschädigten Verbund zu zerstören, wodurch es auch bei den beiden Alstom-Systemen zu einer Änderung der Materialermüdung nach der Bestrahlung kommt. Erst die **Wöhlerkurven** in Absolutwerten (Abb. 7.3.2.4/1b,d) verdeutlichen die wahre Materialschädigung, vor allem bei der **ITER-Design Fluenz**, wo sowohl bei „A“ als auch „A^K“ ein sehr steiler Abfall mit schwach ausgeprägter Dauerfestigkeit von 20% (=139 MPa) bzw. 25% (=153 MPa) auftritt. Es besteht die Annahme, dass beide strahlengeschädigten Isolationssysteme erst unterhalb von 20% eine Resistenz gegenüber schwingender Dauerbelastung ausbilden.

7.4 ITER-Relevanz von Ansaldo & Aistom

Die intensiven Testprogramme an der TF-Modellspulenisolation produziert von „Ansaldo“ und „Alstom“ liefern wichtige Erkenntnisse für die Verbesserung und Weiterentwicklung des zukünftigen Isolationsmaterials für das ITER-Magnetsystem. Das mechanische Verhalten wird durch verschiedene Faktoren beeinflusst, die zusätzlich zur Bestrahlungsumgebung entscheidend für die Materialstabilität sein können.

- **Die Qualität der Produktion** der Testplatten (v.a. Alstom) ist entscheidend für das interlaminare Scherfestigkeitsverhalten der Isolation. Die Welligkeit der Verstärkungsbänder, die **unregelmässige** Imprägnierung und Pressung des **Materialies**, können zu einem lokal unterschiedlich ausgeprägten Scherverhalten des Verbundes vor allem unter schwingender Belastung führen, wodurch die Gefahr von frühzeitigem Materialversagen besteht. Folglich ist ein möglichst genauer Isolations- und Imprägnierungsprozess bei der TF-Spule notwendig.
- **Das Beifügen von Klebstoffen** (Ansaldo) zur besseren gegenseitigen Fixierung des Glas- und Kaptonbandes, führt zu einer massiven, nachteiligen Veränderung des Bruchgeschehens in beiden Wickelrichtungen vor und nach einer Bestrahlung auf die ITER-Design Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Die Instabilität des Klebers unter Bestrahlung schwächt zusätzlich die Haftung zwischen den Laminatschichten und verursacht in **0°-Richtung** die Bildung von Gasblasen, wodurch das mechanische Verhalten der Isolation unter statischer und schwingender Beanspruchung nachhaltig geschwächt wird. Daher sollten Adhesive, wie bei den **Ansaldo-Bändern**, unbedingt vermieden werden.
- **Die Anisotropie der Isolation** hat keinen signifikanten Einfluss auf die interlaminare Scherfestigkeit. Sowohl bei Ansaldo als auch bei Alstom, können die **ILSS^{SBS}**-Resultate als richtungsunabhängig angesehen werden. Geringfügig niedrigere Werte in 90°-Richtung liegen innerhalb des Fehlerbereiches. Im Gegensatz dazu sind die Zugfestigkeitswerte stark richtungsabhängig. Die Resultate in **90°-Richtung** sind annähernd um 60-70% geringer als in 0°-Richtung, vermutlich aufgrund von dominierenden Scherkräften senkrecht zur Bandwickelrichtung. Die Untersuchung des Materialverhaltens in 90°-Richtung unter statischer und dynamischer Zugkraft liefert somit auch zusätzliche Information über das Scherverhalten der Isolation.

- **Der Einfluss des Kaptonbandes** auf das interlaminare Scherverhalten konnte weder beim UTS- noch beim SBS-Test beobachtet werden. Das Testen von Aistom mittels DLS-Methode bestätigt generell die Resultate des SBS-Tests vor und nach Bestrahlung, jedoch zeigt das Aistommaterial in 0° und 90°-Richtung mit Kapton einen um bis zu 27% geringeren DLS-Ausgangswert als das System ohne Kapton. Der unterschiedliche Risswiderstand von Epoxid-Harz und Kaptonband dürfte ausserdem zu einem höheren ILSS-Dauerfestigkeitsbereich für das Aistomsystem mit Kapton führen.
- **Das DGEBA-Epoxid** erfährt bei Ansaldo und Aistom eine massive Schädigung nach der Bestrahlung auf die ITER-Design Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Folglich ist das Bruchgeschehen der Lamine durch **Delamination**, Faserbrüche und **unregelmässiges** Risswachstum gekennzeichnet. Die dementsprechend daraus resultierende starke Schwächung der Materialfestigkeit erfordert eine Verbesserung des Imprägnierungsmaterials im Hinblick auf höhere Strahlenbeständigkeit und mechanische Stabilität in jenen Bereichen der Spule, wo eine erhöhte Belastung zu erwarten ist.
- **Die ITER-Design Kriterien** hinsichtlich der mechanischen Anforderungen bei der ITER-Bestrahlungsfluenz werden aufgrund der merklichen strahleninduzierten Verbundschädigung nur begingt erfüllt. Basierend auf den Berechnungen von C. Jong [30] vom ITER International Team, sind minimale Zugkräfte von $\sim 31 \text{ MPa}$ zu erwarten, so dass die gemessenen Werte für Ansaldo und Aistom in 0°-Richtung durchaus entsprechen. Da aber hauptsächlich eine Belastung senkrecht zur Wickelrichtung zu erwarten ist, sind die UTS-Werte in 90°-Richtung multipliziert mit einem Sicherheitsfaktor von 2 gerade am Limit der ITER-Anforderungen. Ebenfalls nähern sich die gemessenen Festigkeitswerte für die Leiter- und Pancakeisolation und der Paketisolation aufgrund ihrer niedrigen ILSS-Resultate den ITER-Kriterien (Tab. 1.3.2/3) nur an. Die Ermittlung des Zug-Ermüdungsverhaltens bei 3×10^4 Zyklen ist bei beiden Isolationssystemen noch nicht abgeschlossen. Der Dauerfestigkeitsbereich ist erst nach einer Lastspielzahl von 10^5 - 10^6 deutlich ausgeprägt und liegt bei durchschnittlich 20% der UTS. Die Zug- und die interlaminare Scherfestigkeit sind in diesem Zyklenbereich aufgrund der Strahlenschädigung bereits stark vermindert. Trotz der Berücksichtigung von Sicherheitsfaktoren und ILSS-Korrekturwerten entspricht das Scherverhalten der Paketisolation unter schwingender Belastung nicht den ITER-Anforderungen von 50 MPa.

Teil IV. Ergebnisse: Innovative Verbundmaterialien

Die Untersuchungen am Isolationsmaterial der TF-Modellspulen haben die Grenzen der Anwendung von Epoxid-Harzen als Imprägnierungsmaterial verdeutlicht. Der einfachen und kostengünstigen Anwendung steht eine enorme strahleninduzierte Materialschädigung bei der ITER-Design Fluenz gegenüber. Durch die starke Abnahme der Festigkeitswerte nach der Bestrahlung werden die ITER-Kriterien nur begrenzt erfüllt. Vor allem der Faktor der Strahlenresistenz ist für eine stabile TF-Spulenoperation von grosser Wichtigkeit. Um die schlechte Strahlenbeständigkeit der bisher verwendeten Epoxidmischungen zu verbessern, sind neue, fortschrittliche und zugleich kostenakzeptable Alternativen erforderlich.

Bei der Entwicklung innovativer Verbundmaterialien auf organischer Basis ist die Verarbeitung der flexiblen *Zyanat-Ester-Thermosets* ein Forschungsschwerpunkt der amerikanischen Firma „Composite Technology Development, Inc.“ (kurz: CTD), die in den letzten Jahren wichtige Beiträge auf dem Gebiet leistungsfähiger ITER-relevanter Isolationen geliefert hat [94-97]. Die aktuellen Forschungsprogramme erfolgen bereits mit Hinblick auf die Weiterentwicklung von höchst anspruchsvollen Glasfaserverbundwerkstoffen für die nächste Generation von Fusionsanlagen [98]. Dabei steht nicht nur die Verbesserung der mechanischen Stabilität bei höheren Bestrahlungsfluenzen im Vordergrund, sondern auch die Erhöhung der Temperaturbeständigkeit der Isolationen für eine Vereinfachung des Imprägnierungsprozesses (→ Kapitel 8.2 „Keramik- und Hybridsysteme“).

Für die Charakterisierung der mechanischen Festigkeit vor und nach bestimmten Bestrahlungsschritten stellte CTD zahlreiche neuartige Klassen von reinen und gemischten Zyanat-Ester-Systemen (Abb. 8/1) zur Verfügung, deren Resultate im folgenden Kapitel 8.1 diskutiert werden. Ebenfalls wird ein neues europäisches Zyanat-Ester-Kunststoffsystem vorgestellt, das in Zusammenarbeit mit den schweizerischen Industriebetrieben „Supratec“ und Vantico hergestellt wurde.

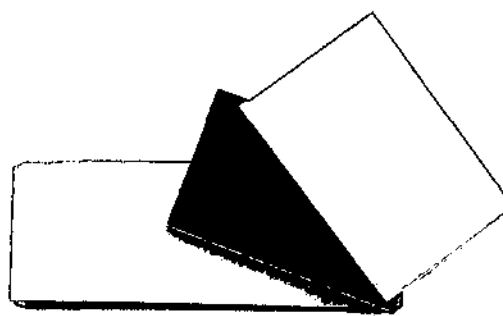


Abb. 8/1: Innovative Zyanat Ester-Systeme.

8.1. Systeme basierend auf Zyanat-Ester

Tabelle 8.1/1 gibt einen Überblick der getesteten innovativen Verbundmaterialien. Zur einfacheren Beschreibung werden die amerikanischen Systeme ferner mit „CTD“ und die europäischen mit „EU“ abgekürzt. Zyanat-Ester-Harze (CE) ermöglichen eine vielseitige Kombination nicht nur mit DGEBA-Epoxidsystemen, sondern auch mit Thermoplastiken, wie Polyimiden und Bismaleinimiden. Speziell die hier verarbeiteten Zyanat-Monomere erlauben unterschiedliche Fabrikationsprozesse, wie das VPI- und Prepregverfahren, als auch das sogenannte Hochdruck Laminat-Verfahren (HPL), bei dem unter enormen Druck von 1000 psi (~70 bar) die Lamine hergestellt werden.

CTD wählte als Verstärkungskomponente die besonders starke S2-Glasfaser verwoben in der 8-h Satinbindung. Diese Art der Verwebung ermöglicht eine besonders gute Flexibilität für die Umwicklung von Leiterwindungen. Die Plattendicke aller CTD-Lamine beträgt 3 mm. Das europäische Material (Dicke ~4 mm) besteht aus kombinierten R-Glas/Kaptonbändern (vergl. Abb. 7.3/1), die gemäss dem in Kapitel 7.2 beschriebenen VPI-Prozess mit einem CE/DGEBA blend im Verhältnis 40:60 imprägniert worden sind.

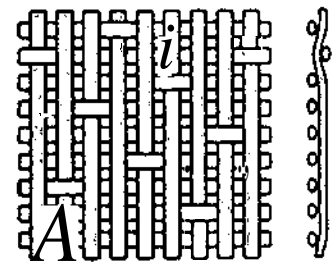


Abb. 8.1/1: 8-h Satinbindung.

Tabelle 8.1/1: Materialspezifikationen der Zyanat Ester Systeme.

Material ID	Matrix (blends)	Fabrikation	Verstärkung	V _f (%)
CTD-403	Zyanat-Ester	VPI	S-2 Glasfaser 6781 Style 8-h Satinbindung	53.8
CTD-406	Zyanat-Ester / Polyimid	VPI	S-2 Glasfaser 6781 Style 8-h Satinbindung	53.3
CTD-410	Zyanat-Ester / Bismaleinimid	VPI	S-2 Glasfaser 6781 Style 8-h Satinbindung	53.7
CTD-422	Zyanat-Ester/ Epoxid	VPI	S-2 Glasfaser, 6781 Style 8-h Satinbindung	50.0
CTD-7x	Zyanat-Ester/ Epoxid/Polyimid	HPL	S-2 Glasfaser 6781 Style 8-h Satinbindung	65.0
CTD-HR 3	Zyanat-Ester / Polyimid	HPL	S-2 Glasfaser 6781 Style 8-h Satinbindung	62.8
Supratec EU2	Zyanat-Ester AroCy-L10/ DGEBA-Epoxid PY 306	VPI	R-Glas+Kaptonband	<55

8.1.1 Das Testprogramm

Im Mittelpunkt des Testprogramms stand die Charakterisierung der mechanischen Zug- und interlaminaren Scherfestigkeit unter statischer Belastung vor und nach Bestrahlung. Die Bestrahlungsschritte wurden vor allem nach den Anforderungen seitens der amerikanischen Fusionsforschungsprojekte ausgelegt. Das europäische Material wird analog zu den TFMC-Isolationssystemen mit Schwerpunkt auf die ITER-Design Fluenz untersucht. Zusätzlich wurden die Lamine CTD-422 und EU2 unter ITER-relevanter dynamischer Belastung getestet.

Alle Materialien sind aufgrund ihres Herstellungsprozesses anisotrop. CTD-Verbunde wurden ausschliesslich in der „warp“-Richtung, d.h., parallel zur Kettrichtung, und die EU-Proben parallel und senkrecht zur Wickelrichtung belastet. Aufgrund von limitierter Plattenmenge wurden speziell nur die CTD-Proben mit den Massen 45x10x3 mm (Länge x Breite x Dicke) angefertigt. Die umfangreiche Materialstudie wird in den Tabellen 8.1.1/1a-d wie folgt zusammengefasst:

Tabelle 8.1.1/1a: Übersicht des SBS-Testprogramms.

Test	Fluenz (E>0.1 MeV) (m ⁻²)	l:d-Ratio	v (min ⁻¹)
SBS ^{CTD+EU}	unbestrahlt	4:1/5:1	1.3
SBS ^{CTD}	1x10 ²¹	4:1	1.3
SBS ^{CTD+EU}	1x10 ²²	4:1/5:1	1.3
SBS ^{CTD}	5x10 ²²	4:1	1.3

Tabelle 8.1.1/1b: Übersicht des statischen Screening-Programms.

Test	Fluenz (E>0.1 MeV) (m ⁻²)	v (min ⁻¹)
Zug ^{CTD+EU}	unbestrahlt	0.5
Zug ^{CTD}	1x10 ²¹	0.5
Zug ^{CTD+EU}	1x10 ²²	0.5
Zug ^{CTD}	5x10 ²²	0.5
DLS ^{CTD}	unbestrahlt	0.5
DLS ^{CTD}	1x10 ²¹	0.5
DLS ^{CTD}	1x10 ²²	0.5
DLS ^{CTD}	5x10 ²²	0.5

Tabelle 8.1.1/1c: Übersicht des DLS Ermüdungstestprogramms.

Test	Fluenz (E>0.1 MeV)	v	Ratio	Frequenz	N
77 K	(m ⁻²)	(min ⁻¹)	R	v (Hz)	
DLS ^{CTD}	unbestrahlt	0.5	0.1	10	10 ⁶
DLS ^{CTD}	5x10 ²¹	0.5	0.1	10	10 ⁶

Tabelle 8.1.1/1d: Übersicht des Zug-Ermüdungstestprogramms.

Test	Fluenz (E>0.1 MeV)	v	Ratio	Frequenz	N
77 K	(m ⁻²)	(min ⁻¹)	R	v (Hz)	
Zug ^{CTD}	unbestrahlt	0.5	0.1	10	10 ⁶
Zug ^{EU 0°+90°}	unbestrahlt	0.5	0.1	10	10 ⁶
Zug ^{CTD}	5x10 ²¹	0.5	0.1	10	10 ⁶
Zug ^{CTD}	1x10 ²²	0.5	0.1	10	10 ⁶
Zug ^{EU 0°+90°}	1x10 ²²	0.5	0.1	10	10 ⁶

8.1.2 Resultate

Für alle Screening-Tests standen unterschiedliche Probenanzahlen zur Verfügung, so dass die ermittelten Resultate den Mittelwert aus 3-5 Proben darstellen. Die Zusammenfassung aller statischen Messergebnisse der Zug- und der interlaminaren Scherfestigkeit bei 77 K vor und nach der Bestrahlung wird in der Tabelle 8.1.2/1a und b gezeigt. Ebenfalls wird in den Tabellen 8.1.2/1a und b der Swelling-Effekt, als auch die Gewichtsänderung nach den jeweiligen Bestrahlungsschritten aufgelistet. In den Tabellen sind auch jeweils die gemäß der FEM-Analyse korrigierten Scherfestigkeitswerte (vergl. Kapitel 5.2.3.) beinhaltet. Einen ausführlichen Überblick des Ermüdungsverhaltens bei 77 K geben die Tabellen 8.1.2/2a und b. Das Scher-Ermüdungsverhalten wird in Tabelle 8.1.2/2a zusätzlich unter Berücksichtigung der ILSS^{DLS}-Korrekturfaktors von 2 (vergl. Kapitel 5.2.3.) zusammengefasst.

Tabelle 8.1.2/1a: EU-Testresultate des CE/DGEBA-Systems bei 77 K vor und nach der Bestrahlung.

System	Fluenz (E>0.1 MeV) m ⁻²	UTS (MPa)		ILSS ^{SBS} (MPa)		O (%)	V (%)
		0°	90°	0°	90°		
				FEM	FEM		
EU2	unbestrahlt	1027120	414120	9213 (106)	83±4 (95)	10	10
EU2	1x10 ²²	945118	397121	91±3(105)	81±4 (93)	10	10

Tabelle 8.1.2/lb: Testresultate der CTD Zyanat-Ester-Systeme bei 77 K vor und nach der Bestrahlung.

Matrixsystem	Fluenz (E>0.1 MeV) (m ⁻²)	UTS (MPa)	ILSS ^{SBS}		ILSS ^{DLS}		O (%)	V (%)
			(MPa)	FEM	(MPa)	FEM		
CTD-403	unirr.	894±27	108±3	(124)	41+9	(82)	---	---
CTD-406	unirr.	892±26	104±3	(120)	4518	(90)	---	---
CTD-410	unirr.	950±50	96±3	(110)	3817	(76)	---	---
CTD-422	unirr.	1043±26	88±5	(101)	2312	(46)	---	---
CTD-7x	unirr.	1113±46	94±6	(108)	3813	(76)	---	---
CTD-HR3	unirr.	1090±23	6713	(77)	---	---	---	---
CTD-403	1x10 ²¹	874±13	9813	(112)	3913	(78)	10	10
CTD-406	1x10 ²¹	888±15	10013	(115)	4212	(84)	10	10
CTD-410	1x10 ²¹	941±49	9512	(109)	3512	(70)	10	10
CTD-422	1x10 ²¹	1032±3	86±6	(99)	2111	(42)	±0	10
CTD-7x	1x10 ²¹	1092±33	7716	(89)	3114	(62)	10	+0
CTD-HR3	1x10 ²¹	996±53	5516	(63)	---	---	+0.18±0.04	-0.210.01
CTD-403	1x10 ²²	868±12	97±3	(112)	32+2	(64)	10	10
CTD-406	1x10 ²²	870±25	98±2	(113)	3514	(70)	10	10
CTD-410	1x10 ²²	921±13	9412	(108)	3014	(60)	10	±0
CTD-422	1x10 ²²	994±5	6916	(79)	1513	(30)	+0.4910.04	10
CTD-7x	1x10 ²²	975±5	62±6	(71)	3014	(60)	+0.5510.17	10
CTD-HR3	1x10 ²²	978±40	4816	(55)	---	---	+0.19+0.04	-0.3410.01
CTD-403	5x10 ²²	760±32	4816	(55)	1211	(24)	±0	10
CTD-406	5x10 ²²	785±24	5617	(64)	1513	(30)	+0	±0
CTD-410	5x10 ²²	858130	64±5	(74)	12+2	(24)	±0	±0
CTD-422	5x10 ²²	669117	3212	(37)	0±0 ¹		+0.8510.23	+0
CTD-7x	5x10 ²²	732165	3614	(41)	0±0 ¹		+2.0710.34	10
CTD-HR3	5x10 ²²	832110	3014	(35)	---	---	+1.1210.20	-0.6810.02

Tabelle 8.1.2/2a: Ermüdungsverhalten von CTD-422 bei 77 K vor und nach der Bestrahlung.

Fluenz (E>0.1 MeV) m ⁻²	Test	σ _{max} (MPa)	ILSS ₀ (MPa)	σ _D	
				Zug	I)LS
unbestrahlt	Zug	1043		25% = 261 MPa	
5x10 ²¹	Zug	1049		22% = 231 MPa	
1x10 ²²	Zug	1032		20% = 206 MPa	
unbestrahlt	DLS (Test)		22	<75% = 16.5 MPa	
unbestrahlt	DLS (FEM)		44	<75% = 33 MPa	
5x10 ²¹	DLS (Test)		24	72% = 17.3 MPa	
5x10 ²¹	DLS (FEM)		48	72% = 35 MPa	
1x10 ²²	DLS (Test)		25	72% = 18 MPa	
1x10 ²²	DLS (FEM)		50	72% = 36 MPa	

¹ Materialschädigung durch Bestrahlung

Tabelle 8.1.2/2b: Ermüdungsverhalten von EU2 bei 77 K vor und nach der Bestrahlung.

Matrixsystem	Fluenz ($E > 0.1$ MeV) m^{-2}	Test	$CT_{n,max}$ (MPa)	σ_D
EU2	unbestrahlt	Zug 0°	1027	30% = 308 MPa
EU2	unbestrahlt	Zug 90°	414	$\sim 40\% = \sim 166$ MPa
EU2	1×10^{22}	Zug 0°	945	30% = 284 MPa
EU2	1×10^{22}	Zug 90°	397	$\sim 40\% = \sim 159$ MPa

8.1.2.1 Swelling und Weight Loss

Generell konnte keine systematische Änderung der Materialdicke und des Gewichtes mit steigender Neutronenfluenz bei der 400er-Serie festgestellt werden, mit Ausnahme von CTD-422 (Abb. 8.1.2.1/1). Der Bestrahlungsschritt bei $1 \times 10^{22} m^{-2}$ ($E > 0.1$ MeV) führt zu einem Swelling von rund 0.5%. Bei der höchsten Bestrahlungsdosis nimmt die Dicke des 422-Systems um 0.85 % zu. Ein ähnlicher Trend ist für die HPL-Systeme CTD-7x und CTD-HR3 zu erkennen, die eine merkliche Dickenzunahme von 2.07% bzw. 1.12% nach einer Langzeitbestrahlung auf $5 \times 10^{22} m^{-2}$ ($E > 0.1$ MeV) zeigen (Abb. 8.1.2.1/1). Speziell bei CTD-HR3 konnte eine systematische Abnahme des Gewichtes um bis zu 0.68% beobachtet werden. Im allgemeinen besteht die Annahme, dass der Swelling-Effekt auf den Epoxid-Anteil in diesen drei CE-blends zurückzuführen ist (vergl. Tabelle 8.1/1).

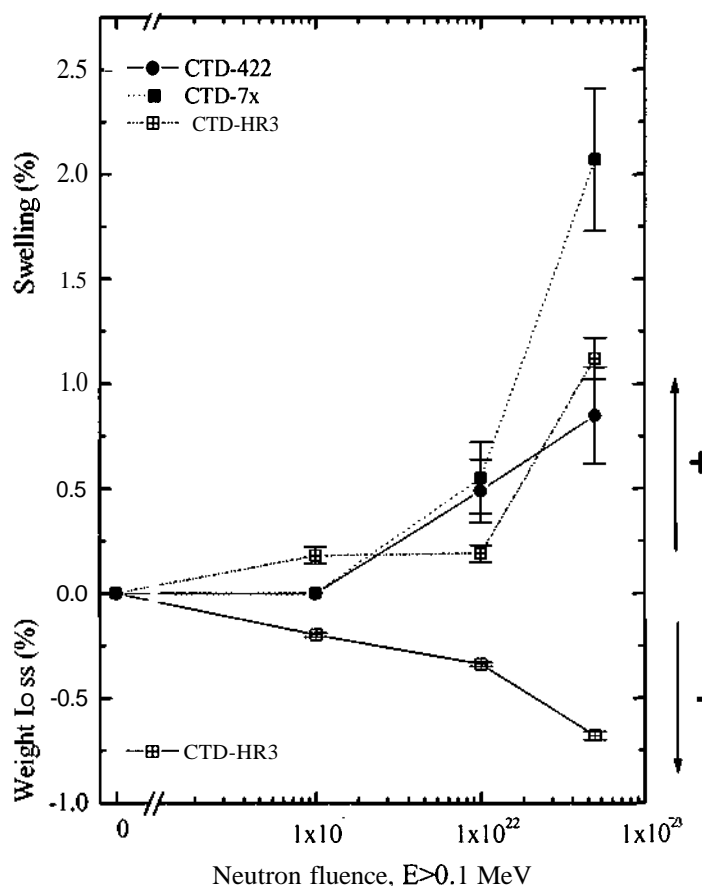


Abb. 8.1.2.1/1: Swelling und Weight Loss von CTD-422, 7x und HR3 als Funktion der Neutronenfluenz ($E > 0.1$ MeV).

8.1.2.2 Interlaminare Scherfestigkeit

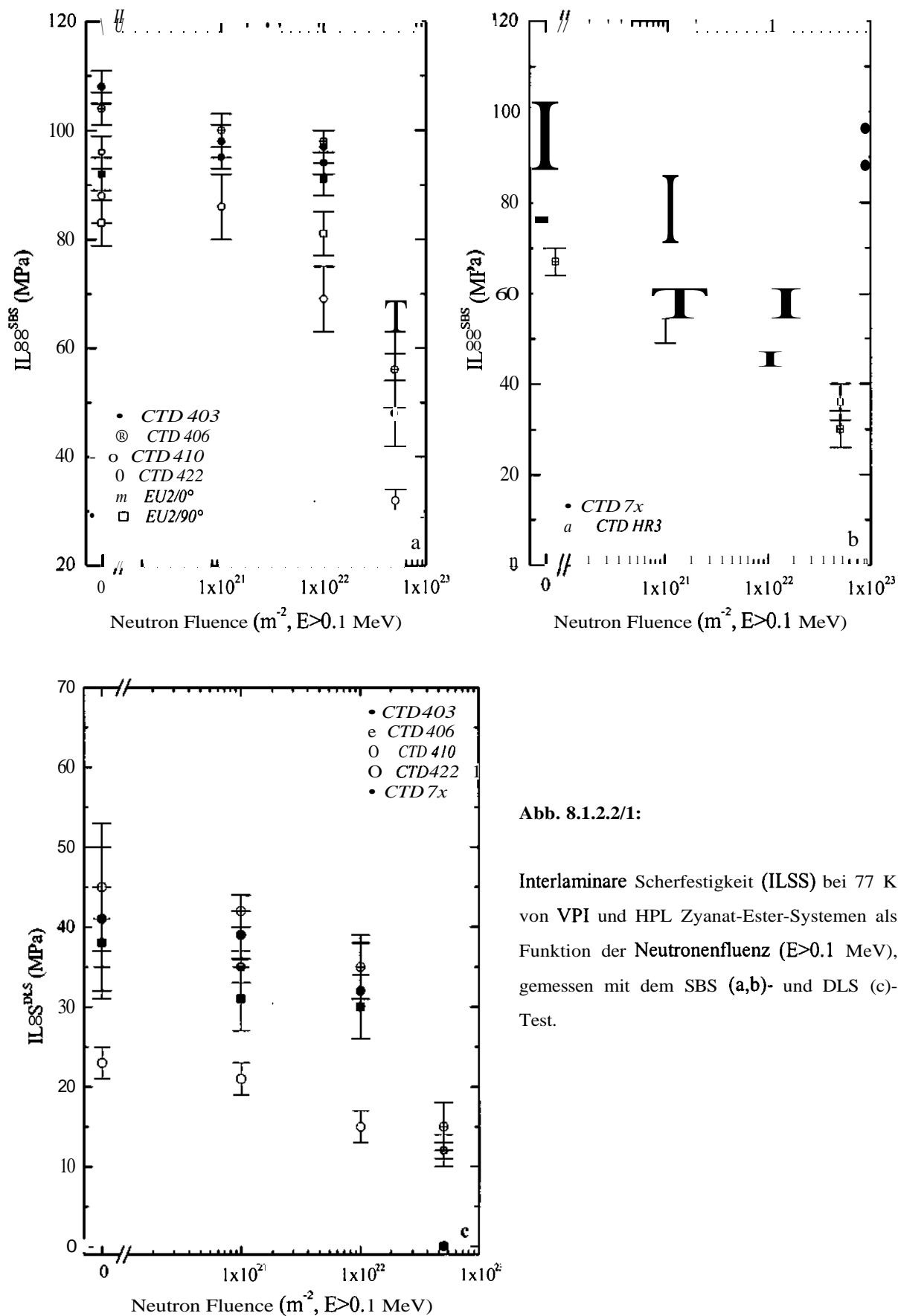


Abb. 8.1.2.2/1:

Interlaminare Scherfestigkeit (ILSS) bei 77 K von VPI und HPL Zyanat-Ester-Systemen als Funktion der Neutronenfluenz (E>0.1 MeV), gemessen mit dem SBS (a,b)- und DLS (c)-Test.

Die höchste interlaminare Scherfestigkeit von 108 MPa wurde für das CTD-403 System basierend auf purem Zyanat-Ester mittels SBS-Test gemessen (Abb. 8.1.2.2/1a), gefolgt vom CE/Polyimid blend CTD-406 mit 104 MPa. Die Scherfestigkeit des CE/BIM Systems CTD-410 liegt ~11% unter dem reinem CE-Laminat. Der ILSS-Wert für CTD-422 liegt vor der Bestrahlung bei 88 MPa. Diese merklich niedrigere interlaminare Scherfestigkeit kann durch den Epoxid-Anteil begründet werden, der vermutlich trotz geringer Menge zur erhöhten Brüchigkeit des Verbundes bei 77 K beiträgt. Alle Lamine der 400er-Serie zeigen nach dem erstem Bestrahlungsschritt bei $1 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) keine Degradation ihrer ILSS-Werte. Systeme ohne Epoxid-Harz- Beimengung zeichnen sich auch durch eine hohe Strahlenresistenz bei der ITER-Design Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) aus. CTD-422, basierend auf CE/Epoxid-Harz, erfährt einen Einbruch der interlaminaren Scherfestigkeit um 21.5% bei derselben Bestrahlungsdosis. Eine Erhöhung der Bestrahlungsfuenz auf $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) führt beim reinen Zyanat-Ester-System CTD-403 zu einer Schwächung der ILSS um 56%, bei CTD-406 um 46%, und bei CTD-410 um 30%. Die stärkste Degradation erfährt wiederum CTD-422 mit 63%. Die ILSS des europäischen CE/Epoxid-Verbundwerkstoffes EU2 beträgt 92 MPa parallel und 83 MPa senkrecht zur Bandwickelrichtung. Der geringe Festigkeitsunterschied (~9%) zwischen den beiden Belastungsrichtungen wurde bereits bei den TFMC-Isolationsmaterialien (→ Kapitel 7.2 und 7.3) beobachtet. Im Gegensatz zu diesen auf reinem Epoxid-Harz basierenden Laminaten, erfährt EU2 weder in 0° , noch in 90° -Richtung eine signifikante Strahlenschädigung nach der Bestrahlung auf $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Das nahezu unveränderte interlaminare Scherverhalten ist vor allem auf die Strahlenbeständigkeit des innovativen CE/Epoxid-Harzes und die qualitativ hochwertige Fabrikation zurückzuführen, wodurch sich ein gleichmässiges Interface bilden konnte.

Die interlaminare Scherfestigkeit der HPL-Lamine liegt bei 94 MPa für CTD-7x bzw. 67 MPa für CTD-HR3 (Abb. 8.1.2.2/1b). Der signifikante Unterschied in den ILSS-Werten ist vermutlich auf die chemische Zusammensetzung der beiden Lamine zurückzuführen [99]. Aufgrund der Beimengung von Epoxid-Harz im CTD-7x System ist der Anteil an Polyimid deutlich geringer als bei HR3. Bei der Herstellung der HPL-Lamine wird Polyimid in Pulverform beigegeben, das jedoch erst bei Temperaturen von 300-350 °C gänzlich zu schmelzen beginnt. Durch die deutlich geringeren Imprägnierungstemperaturen von 150-200 °C verbleibt das Polyimid speziell in CTD-7x und HR3 als Pulver bestehen und agiert somit mehr als Füllstoff, denn als homogenes

Matrixmaterial. Der Produktionsprozess wird dadurch wesentlich erschwert, und die Bildung von Inhomogenitäten im Verbund kann schliesslich zu einem unterschiedlichen interlaminaren Versagen führen. Zusätzlich neigen **Polyimide** im Vergleich zu Epoxid- und **Zyanat-Ester** Harzen zu einer verminderten Festigkeit bei Tieftemperatur aufgrund von longitudinaler Rissbildung [34,100]. Primär liefert aber die Qualität der Herstellung einen wesentlichen Beitrag zum interlaminaren Scherverhalten dieses Systems, wie vergleichende SBS-Tests von P. E. Fabian [99] zeigen, der für ein qualitativ hochwertigeres CTD-HR3 Material eine $ILSS^{SBS}$ von 89 ± 5 MPa bestimmte.

Mit Erhöhung der **Bestrahlungsfluenzen** zeigen beide **HPL-Materialien** eine kontinuierliche Abnahme der interlaminaren Scherfestigkeit. Bereits eine Fluenz von $1 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) führt zu einer Degradation der $ILSS$ um 18%. Bei $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) ist die interlaminare Scherfestigkeit für CTD-7x auf 62 MPa und für CTD-HR3 auf 48 MPa eingebrochen, das sind $ILSS$ -Werte, die den Ergebnissen der 400er-Serie nach der höchsten Bestrahlungsdosis entsprechen. Die gesamte $ILSS$ -Abnahme beträgt nach einer Bestrahlung auf $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) durchschnittlich 60%.

Der mittels ISOVAL 10 berechnete $ILSS$ -Korrekturfaktors 2 [68,69] kann für eine erste Annäherung der DLS-Ergebnisse an die **SBS-Resultate** verwendet werden. Eine genauere Betrachtung der **DLS-Werte** für CTD-403,406,410 und 7x zeigt jedoch, dass ein mittlerer Korrekturfaktor von 2.5 notwendig wäre, um eine gute Übereinstimmung zum SBS-Test zu erlangen. Bei der höchsten Bestrahlungsdosis wird sogar ein mittlerer **Korrekturfaktor** von 4 benötigt. Eine merkbliche Ausnahme stellt das schwächere CTD-422 (23 MPa) dar, dessen **unbestrahlter DLS-Wert** sich sogar um 75% von dem SBS-Ergebnis unterscheidet. Die Änderung der Korrektur ist vermutlich auf die sich vom reinen Epoxid-**Harz** unterscheidenden Materialkennwerte (z.B. **E-Modul**) der Harzkomponenten als auch auf die strahleninduzierte Verschlechterung dieser Matrixeigenschaft zurückzuführen. Folglich müsste für jede Materialklasse in Tabelle 8.1.2/1b eine individuelle **FEM-Analyse** unter Berücksichtigung der verschiedenen Kenndaten der Matrixkomponenten durchgeführt werden. Die Tendenz der kontinuierliche Abnahme der interlaminaren Scherfestigkeit mit steigender **Neutronenfluenz** lässt sich trotzdem auch aus dem **DLS-Versuch** erkennen und führt schliesslich zu einer Degradation um ~70% bei CE-Systemen ohne **Epoxidanteil**. CTD-422 und CTD-7x waren nach der höchsten Bestrahlungsdosis zu stark geschädigt und hielten einer minimalen Kraft von 100N nicht mehr stand.

Ein systematischer Einfluss seitens der unterschiedlichen Faservolumensanteile konnte bei keinem Prüfverfahren nachgewiesen werden.

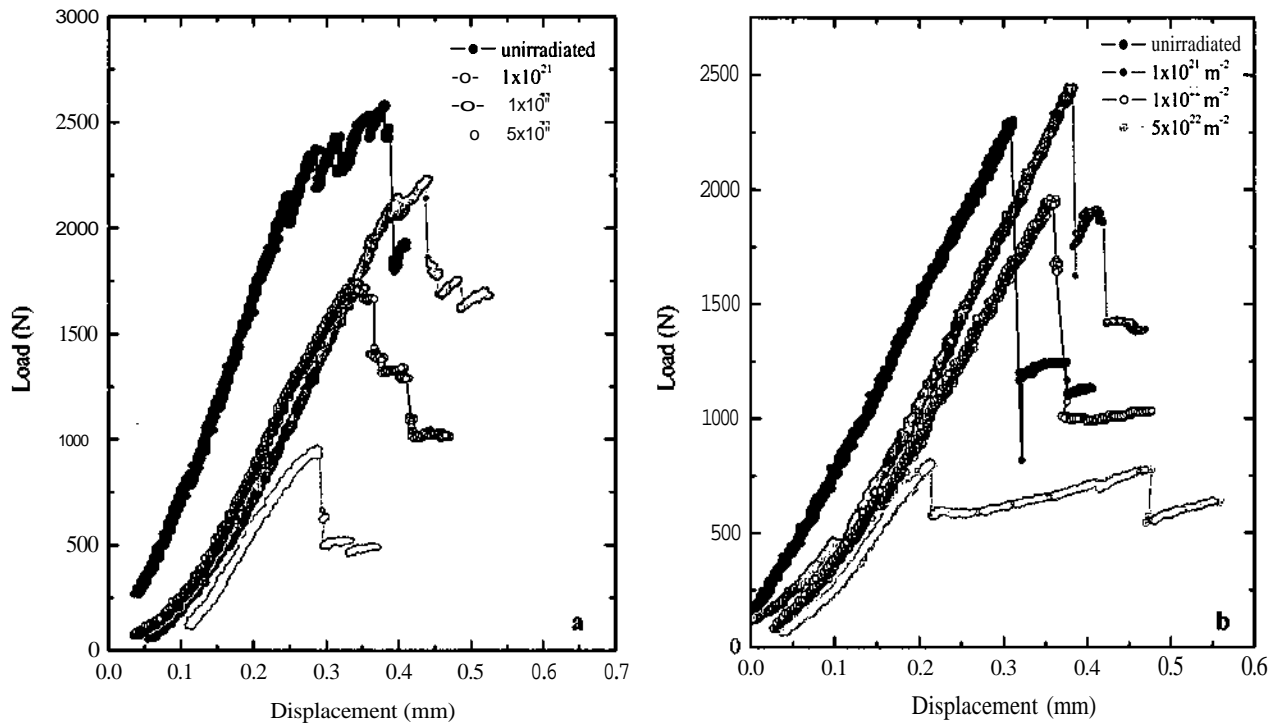


Abb. 8.1.2.2/2: Charakteristische Kraft-Weg Diagramme für den SBS-Test an CTD-7x (a)-und 422 (b).

Im speziellen Fall von CTD-7x konnte beim SBS-Test der Einfluss des „quasi-duktilen“ Verhaltens der CE/Epoxid/Polyimid-Mischung bei Tieftemperatur beobachtet werden. Während herkömmliche Glasfaserkunststoffe auf Polymerbasis plastische Deformationen ausschliesslich im Bereich höherer Temperaturen nahe der Glasübergangstemperatur T_g zeigen, wird bei anderen Harzmischungen auch noch bei 77 K eine verminderte Plastizität beobachtet [101]. In Abbildung 8.1.2.2/2a ist ein entsprechendes Kraft-Weg Diagramm des SBS-Tests von CTD-7x im Vergleich zu einem charakteristischen SBS-Versuchsablauf des auf CE/Epoxid-Harz basierenden CTD-422 dargestellt (Abb. 8.1.2.2/2b). Der rasche Kraftanstieg verläuft bei CTD-422 nahezu linear und stabil bis zum maximalen Wert, wo die Probe interlaminar versagt. Danach wächst der Riss instabil bis zum Rissstillstand weiter. Im Vergleich dazu wird ein unterschiedlicher Bruchverlauf für das CE/Epoxid/Polyimid Blend CTD-7x beobachtet. Die Linearität des Kurvenanstieges geht v.a. im unbestrahlten Zustand näherungsweise bei 80% der **Maximalkraft** in eine langsame Risswachstumsphase über, die eigentlich für einen duktilen Bruch bei RT charakteristisch ist [101]. Wie in Abbildung 8.1.2.2/2a weiters zu erkennen ist, nimmt dieses „semi-flexible“ Verhalten von CTD-7x mit steigender **Bestrahlungsfluenz** kontinuierlich ab.

8.1.2.3 Scher-Ermüdungsverhalten von CTD-422

Das Scherverhalten unter schwingender Belastung wurde am System CTD-422 gemäss Tabelle 8.1.2/1c untersucht. Analog zur Messung des Scher-Ermüdungsverhaltens der Paketisolation Aistom (\rightarrow Kapitel 7.3.2.2), wurde auch hier das frühzeitige Versagen der DLS-Proben beobachtet. In der Abbildung 8.1.2.3/1a sind die absoluten $ILSS^{DLS}$ -Werte gegen die Zyklenwerte aufgetragen, und Abbildung 8.1.2.3/1b zeigt den auf die maximale statische Scherfestigkeit normierten Ermüdungsverlauf von CTD-422. Jeder Punkt in Abbildung 8.1.2.3/1a und b ist der Mittelwert aus jeweils drei Messungen pro definiertem Load Level. Wie bereits bei den statischen Scherversuchen erwähnt, trifft der $ILSS$ -Korrekturfaktor von 2 auf das CTD-422 System nicht zu, wodurch die Angabe eines tatsächlichen Scherfestigkeitswertes vor allem zwischen 10^4 - 10^5 Zyklen erschwert wird. In Tabelle 8.1.2/2a und in der folgenden Diskussion wird daher der aktuell ermittelte Wert ohne Korrektur angeführt.

Vor der Bestrahlung konnte für CTD-422 ein maximaler Load Level von 0.75 (=16.5 MPa) festgestellt werden. Die Zyklenanzahl liegt für 75% der maximalen Last bei 3×10^5 und somit unter der festgelegten Lastspielzahl von 10^6 . Der

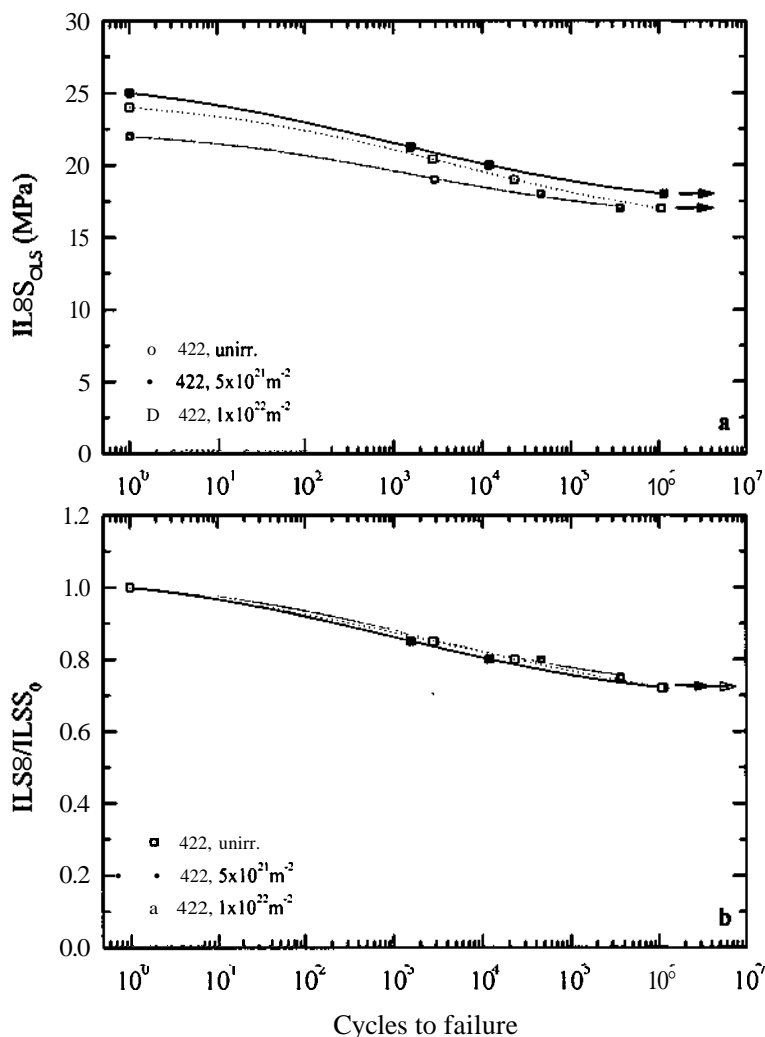


Abb. 8.1.2.3/1:

Absolute (a) und normierte (b) Wöhlerkurven des Scher-Ermüdungsverhalten von CTD-422 vor und nach Bestrahlung bei Fluenzen von 5×10^{21} und $1 \times 10^{22} m^{-2}$ ($E > 0.1$ MeV). Tests über 10^6 Zyklen wurden manuell abgebrochen, wie durch die Pfeile angedeutet.

Die VPI-Systeme zeichnen sich generell durch eine hohe Zugbruchfestigkeit vor der Bestrahlung aus (Abb. 8.1.2.4/1a). Für die CE/Epoxid-Verbunde CTD-422 und EU2⁹⁰ wurden höchste UTS-Werte mit 1043 MPa bzw. 1027 MPa gemessen. Ebenfalls gute Ausgangswerte konnten für das reine Zyanat-Ester Material CTD-403 und die Blends CTD-406 und CTD-410 mit 900-950 MPa beobachtet werden. Analog zu den Beobachtungen bei →Ansaldo und →Alstom wurde senkrecht zur Bandwickelrichtung eine um 60% verminderte Zugbruchfestigkeit für EU2⁹⁰ bestimmt. Die Bestrahlung auf 1×10^{21} und $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) zeigt nahezu keinen Einfluss auf die mechanische Stabilität der 400er-Serie, die nur geringfügig um 2-5% abnimmt. Ebenfalls zeigt EU2 sowohl parallel als auch senkrecht zur Bandwickelrichtung nach der Bestrahlung auf $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) eine gute Strahlenbeständigkeit, wobei die Festigkeit nur um maximal 8% einbricht. Erst bei der höchsten Bestrahlungsdosis ist eine deutliche Degradation der UTS um 10-15% für die CTD-Materialien ohne Epoxid-Harz zu erkennen. Für CTD-422 liegt voraussichtlich aufgrund der strahleninduzierten Schädigung des Epoxides eine stärkere Festigkeitsabnahme von 35% vor.

Im unbestrahlten Zustand wurde für das HPL-System CTD-7x die höchste Zugbruchfestigkeit mit 1113 MPa bestimmt, die vermutlich auf den relativ hohen Faservolumensanteil von 65% zurückzuführen ist (Abb. 8.1.2.4/1b). CTD-HR3 zeichnet sich trotz der erschwerten Produktionsbedingungen durch Polymidpulver ebenfalls mit einer hohen Zugbruchfestigkeit aus. Im Vergleich zu den VPI-Systemen führen die einzelnen Bestrahlungsschritte jedoch zu einer kontinuierlichen Degradation der Materialfestigkeit, die bei der höchsten Fluenz von $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) für CTD-7x 34% und für CTD-HR3 24% beträgt. Die höhere Abnahme des UTS-Wertes für CTD-7x dürfte wiederum auf den strahlenempfindlichen Epoxidanteil zurückzuführen sein. In Abbildung 8.1.2.4/2 ist

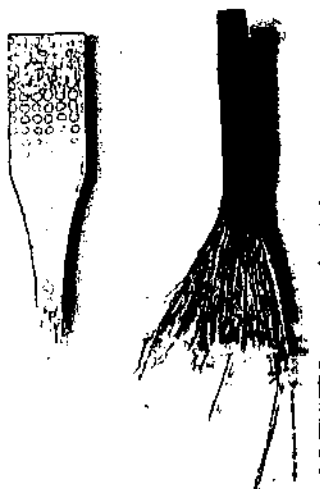


Abb. 8.1.2.4/2:

Bruchflächen bei 77 K einer unbestrahlten CTD-7x Zugprobe (links) und nach einer Langzeitbestrahlung auf $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Die Auffächerung ist charakteristisch für die massive strahleninduzierte Schädigung des Verbundes. Der gleichmässige Verlauf der aufgefächerten Bruchzone deutet trotz der Zerstörung auf einen ursprünglich guten Herstellungsprozess hin.

das Ausmass der Strahlenschädigung von CTD-7x gut zu erkennen: die pinsei- und fächerähnliche Bruchfläche deutet auf eine massive Delamination des gesamten Verbundes aufgrund von Matrixschädigung hin, ein Versagenszenario, das vor allem an die Leiter- und Pancakeisolation von Ansaldo (\rightarrow Abb. 7.2.2.3/2b) erinnert. Jedoch trat hier das Matrixversagen bereits bei einer Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) auf. Dieser Vergleich unterstreicht die Aussage, dass die Strahlenresistenz der Imprägnierung durch die Beigabe von Zyanat-Ester wesentlich erhöht werden kann.

Speziell bei CTD-7x konnte ein weiterer nachteiliger Effekt während des Experimentes beobachtet werden: nach dem Einschrauben der Proben in die Spannbacken und Einbau in die Testmaschine, versprödete die Spannfläche der Zugprobe (Abb. 8.1.2.4/3) unter den Einfluss des Druckes der Spannbacken (Abb. 4/3) und der Zugkraft der Maschine. Um die Haftung des Materiales in den Spannbacken zu erhöhen, mussten die Spannflächen mit einem Schutzfilm aus Plastikfolie überzogen werden. Die Versprödung ist vermutlich einerseits auf die abnehmende Plastizität des Epoxid-Harzes bei 77 K, als auch auf die Pulverphase des Polyimides zurückzuführen, wodurch die Homogenität des Verbundes verringert wird. Die leichte Inhomogenität der Imprägnierung ist nach der Bestrahlung auf $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) an den unterschiedlich dunkelbraun gefärbten Bereichen an der Oberfläche der CTD-7x Zugproben gut zu erkennen (Abb. 8.1.2.4/4).



Abb. 8.1.2.4/3: Versprödete Spannfläche an einer unbestrahlten CTD-7x Zugprobe.



Abb. 8.1.2.4/4: CTD-7x Zugproben nach der Bestrahlung auf $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$).

8.1.2.5 Ermüdungsverhalten von CTD-422 und EU2^{0°+90°}

Die beiden CE/Epoxid-Systeme CTD-422 und EU2^{0°+90°} wurden aufgrund ihrer hohen Festigkeit für die Abschätzung der Materialermüdung bei 77 K unter zyklischer Last gewählt (Tabelle 8.1.1/1d). Für beide Systeme wurde als wichtigster Bestrahlungsschritt die ITER-Design Fluenz $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) gewählt, wobei für CTD-422 zusätzlich das Ermüdungsverhalten bei $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) untersucht wurde. Die Wöhlerkurven in den Abbildungen 8.1.2.5 a und c zeigen das auf die mittlere Zugbruchfestigkeit normierte Ermüdungsverhalten von CTD-422 bzw. EU2^{0°+90°}. Im Vergleich werden die Ergebnisse in den Abbildungen 8.1.2.5 b und d auch als Absolutwerte beider Materialien gezeigt. Jeder Messwert stellt das Mittel aus mindestens vier gemessenen Lastspielzahlen dar, wobei die Standardabweichung bei 25% liegt. Eine übersichtliche Zusammenfassung der ermittelten Dauerfestigkeitswerte für CTD-422 und EU2^{0°+90°} bei 77 K ist in den Tabellen 8.1.2/2a und 8.1.2/2b gegeben.

Trotz der hohen Ausgangsfestigkeit von CTD-422 und der **Absenz** von Kapton, zeigt die **Wöhlerkurve** vor der Bestrahlung zwischen 80% und 30% der Zugbruchfestigkeit einen raschen Abfall um 60% (Abb. 8.1.2.5/1a). Nach einem Load Level von 0.3 verflacht der Kurvenverlauf und geht bei 25% der UTS (=261 MPa) in den Bereich der Dauerfestigkeit ($>10^4$ Zyklen) über. Das Ermüdungsverhalten von CTD-422 erfährt nach beiden Bestrahlungsschritten nahezu keine Änderung. Der Verlauf der Wöhlerkurven ist wiederum durch einen steilen Abfall bis zu 30% der UTS gekennzeichnet. Bei einer Fluenz von $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) erreicht CTD-422 die Dauerfestigkeit bei 22% (~230 MPa) der Zugbruchfestigkeit. Der nächste Bestrahlungsschritt senkt den Dauerfestigkeitsbereich auf 20% (=206 MPa) der UTS ab, ohne die Zyklenanzahl zwischen den Load Levels von 0.8 bis 0.3 signifikant zu verändern. Diese hohe Strahlenresistenz wird vor allem in Abbildung 8.1.2.5/1b verdeutlicht, wo selbst die jeweiligen **UTS-Ausgangswerte** nach der Bestrahlung im Fehlerbereich der **unbestrahlten** Messung bleiben. Im Gegensatz zu den reinen **DGEBA-Materialien** (→ Kapitel 7.2 und 7.3), konnte keine Verschiebung der Wöhlerkurven zu höheren Lastspielzahlen aufgrund von massiver **Delamination** nach der Bestrahlung beobachtet werden, wodurch die Strahlenresistenz der **CE/Epoxid-Matrix** bei $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) weiter bestätigt wird.

Das EU2-System (Abb. 8.1.2.5/1c) zeigt parallel zur Bandwickelrichtung vor der Bestrahlung zunächst ebenfalls einen raschen Abfall der Wöhlerkurve, die jedoch bereits

nach 40% der UTS die Tendenz des Überganges in den Dauerfestigkeitsbereich ($>10^4$ Zyklen) zeigt. Bei einem Load Level von 0.3 (=308 MPa) erträgt das Material näherungsweise 10^6 Lastwechsel und zeigt im Vergleich zu Ansaldo und Aistom (→ Kapitel 7.2 und 7.3) eine qualitative Verbesserung der Verbundeigenschaften. Die Erhöhung der Materialbeständigkeit führt nach der Bestrahlung bei einer Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) zu keiner merklichen Änderung des Ermüdungsverhaltens. Analog zu CTD-422 (Abb. 8.1.2.5/1a) verlaufen die Wöhlerkurven nahezu parallel zueinander, und nach der Bestrahlung ist sogar aufgrund von geringfügiger Delamination des Verbundwerkstoffes eine leichte Verschiebung der Lastspielwechsel zu höheren Werten zu beobachten. In Abbildung 8.1.2.5/1d ist zu erkennen, dass der Dauerfestigkeitsbereich ($>10^4$ Zyklen) für den bestrahlten EU2-Verbund in 0° -Richtung bei 284 MPa (30% der UTS) liegt.

In der 90° -Richtung erreicht der Verbund aufgrund der aus dem statischen Zugwert resultierenden geringeren Ober- und Unterspannung schon bei 0.4 der UTS die 10^6 Lastspielgrenze, jedoch ist die Dauerfestigkeit in diesem Bereich noch nicht konstant ausgeprägt (Abb. 8.1.2.5/1c). Die Materialermüdung senkrecht zur Bandrichtung schreitet ähnlich wie bei der Leiter- und Pancakeisolation von Ansaldo (→ Kapitel 7.2) wegen der in 90° -Richtung dominierenden Scherkräfte wesentlich langsamer voran, die auch den primären Betrag zum Materialversagen liefern. Um einen wohl definierten Dauerfestigkeitsbereich zu erlangen, müssten die Lastspielwechsel auf mindestens 10^7 Zyklen fortgesetzt werden. Aufgrund der in Tabelle 8.1.1/1d festgelegten Lastspielzahl von 10^6 wurde das Experiment nach einer Million Zyklen unterbrochen und der Dauerfestigkeitsbereich mit $\sim 166 \text{ MPa}$ festgelegt.

Durch die erhöhte Strahlenbeständigkeit des CE/Epoxid-Harzes erträgt die Matrix auch nach der Bestrahlung auf $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) die Wechselbelastung ohne signifikante Änderungen. Schwache Delaminationen im verjüngten Bereich der Zugprobe führen zu einer leichten Erhöhung der auferlegten Lastspielzahlen. Ein massives Versagen wie für Ansaldo^{90°} (→ Kapitel 7.2) kann durch das verbesserte Interface verhindert werden. Der Bereich der Dauerfestigkeit ist im Vergleich zum unbestrahlten Zustand noch geringfügiger ausgeprägt. Auch hier wäre eine Fortsetzung der Lastspielzahlen auf 10^7 Zyklen erforderlich, um einen konstanten Kurvenverlauf zu erreichen. Der langsame Ermüdungsprozess ist bei Zyklen $>10^4$ noch nicht gänzlich abgeschlossen und wird voraussichtlich bei einem Wert um 40% ($\sim 159 \text{ MPa}$) bei 10^7 Zyklen die Dauerfestigkeit für den in 90° -Richtung belasteten EU2 Blend erreichen (Abb. 8.1.2.5/1d).

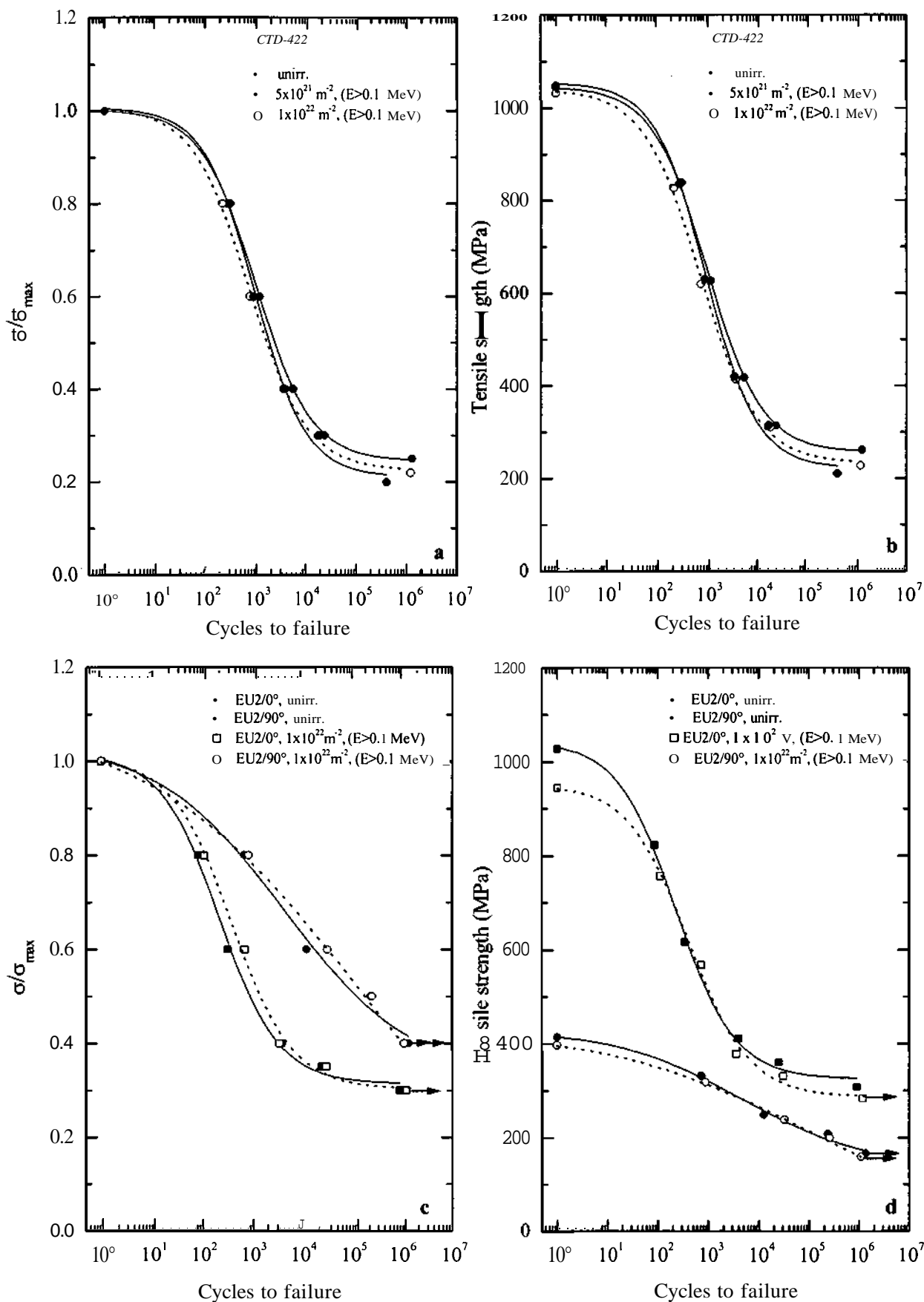


Abb. 8.1.2.5/1: Normierte (a,c) und absolute (b,d) Wöhlerkurven des Ermüdungsverhaltens von CTD-422 und EU2^{0°+90°} bei 77 K vor und nach der Bestrahlung auf $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Bei EU2^{0°+90°} wurden die Messung manuell bei mehr als 10^6 Zyklen unterbrochen, wie durch Pfeile angedeutet.

8.2 Keramik- und Hybridsysteme

Neben den CE-Systemen etabliert sich eine völlig neuartige Klasse an Isolationsmaterialien, die sogenannten *Keramik- und Hybridsysteme* (Abb. 8.2/1). Während die inorganischen Keramiksysteme sowohl aus keramischen Fasern als auch Matrizen aufgebaut sind, bestehen die Hybridsysteme aus reinen keramischen Fasergebilden und einer inorganischen/organischen Harzmischung. Die Grundlage dieser Materialien bildet die Keramiktechnologie der Raumfahrtforschung, wo hohe Strahlenresistenz und Wärmebeständigkeit erforderlich sind. Primär sind diese keramischen Verbundsysteme für die Vereinfachung des Isolierprozesses bei Nb_3Sn oder Nb_3Al vorgesehen. Während herkömmliche Glasfasersysteme basierend auf organischen Harzen erst nach dem Glühen des Supraleiters bei 650-800 °C aufgebracht werden können, ermöglichen die hitzeresistenten **Keramik- und Hybridsysteme** eine Isolierung vor dem Glühprozess. Dabei werden die keramischen Glasbänder um den Leiter gewickelt und anschliessend mit einer keramischen Matrix imprägniert. Die fertige Form wird dann unter einem definierten Temperaturzyklus unter Schutzatmosphäre geglüht. Inorganische Matrizen ertragen dabei Temperaturen von 600-900 °C in einem Zeitintervall von 30 bis 400 Stunden [97]. Danach kann die Isolation noch zusätzlich mit den herkömmlichen di-funktionalen organischen Harzsystemen oder innovativen CE-Harzen imprägniert werden, um eventuell vorhandene Poren in der keramischen Matrix zu schliessen. Dieser sogenannte „*Wind and React*“-Vorgang bietet eine wesentliche Vereinfachung des Isoliervorganges mit entsprechender Kostenreduktion und Zeitersparnis.



Abb. 8.2/1:
Keramiksysteme von CTD.

Das Interesse an den mechanischen Eigenschaften dieser Verbundwerkstoffe für fusionsrelevanten Einsatz ist dementsprechend gross. Bruzzone et al. [102] haben in einer umfassenden Studie die Zug- und interlaminare Scherfestigkeit von keramischen Faserverbundstoffen bei RT, 77 K und 4 K getestet. Den Einfluss von Neutronenstrahlung auf das Bruchgeschehen unterschiedlicher Keramiken untersuchten Dienst et al. [103] und Clinard et al. [104]. Die Materialeigenschaften von besonders hitzebeständigen keramischen Materialien werden in Studien von Rice et al. [105,106] beschrieben. Im Zuge der Forschungsarbeit am ATI-Wien wurde das mechanische Verhalten zahlreicher Keramiksysteme von CTD vor und nach Bestrahlung getestet [35,107].

8.2.1 Reine Keramiksysteme und inorganisch/organische Systeme

Tabelle 8.2.1/1: Materialspezifikation von reinen Keramiksystemen und inorganisch/organischen Systemen.

Material ID	Matrix	Fabrikation	Verstärkung	V _f (%)
Reine Keramik:				
CTD-1005x,g	CTD-1005x	Prepreg	CTD-CF 100	46.3
CTD-1005x	CTD-1005x	Prepreg	CTD-CF 100	48.5
CTD-1025x	CTD-1005x+CTD-1002x	Prepreg	CTD-CF 100	49.7
Inorganisch + Organisch:				
CTD-1102x	CTD-1002x+CTD-101K	VPI	CTD-CF 100	48.4
CTD-1105x	CTD-1005x+CTD-101K	Prepreg	CTD-CF 100	49.5
CTD-1402x-1	CTD-1002x+CTD-403	VPI	CTD-CF 100	50.6
CTD-1402x-2	CTD-1002x+CTD-403	VPI	CTD-CF 100	46.6

Für die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von innovativen "Wind and React"-Materialien wurden eine Vielzahl an verschiedenen neuartigen inorganischen und inorganisch/organischen Verbindungen untersucht. Tabelle 8.2.1 gibt einen Überblick dieser von Composite Technology Development Inc. (CTD) entwickelten Systeme mit einer Plattendicke von ~3.2 mm entsprechend einer Lagenanzahl von 14-16 [99]. Dazu zählen zwei unterschiedliche reine Keramikverbunde CTD-1005x,g und CTD-1005x mit jeweils demselben Matrixmaterial und CTD-1025x, das aus einer Kombination von zwei keramischen Harzen besteht. Die Hybridsysteme CTD-1102x und CTD-1105x beinhalten eine Kombination aus der keramischen Matrix CTD-1002x bzw. CTD-1005x und dem industriell üblichen DGEBA/Anhydrid Epoxid-Harz CTD-101K. Für die Imprägnierung von CTD-1402x-1 und CTD-1402x-2 wurde das inorganische CTD-1002x Harz mit dem Zyanat-Ester-Harz CTD-403 kombiniert, das zuvor in → Kapitel 8.1 als reine Matrix für den organischen Verbund CTD-403 verwendet worden ist. Durch die Beigabe des innovativen CTD-403 sollen sowohl die mechanische Festigkeit als auch die elektrischen Eigenschaften des keramischen Verbundanteiles erhöht werden. Weiters ermöglicht die Beigabe von wenigen Prozenten an organischem Harz das Schliessen der Keramikporen und somit eine Verringerung der Porosität.

Alle Lamine wurden einer Wärmebehandlung von 650 °C für 200 h unterzogen, mit Ausnahme von CTD-1005x,g, das bei 150 °C laminiert wurde [99]. Die Keramik- und Hybridverbunde sind ausschliesslich mit Aluminiumsilikat Keramikfasern (Ø 0.31 mm)

des Typs CTD-CF 100, verwoben in einer 5h-Satinbindung, verstärkt, wobei der prozentuelle Faservolumensanteil zwischen 46-50% variiert [99].

8.2.1.1 Das Testprogramm

Bei der Charakterisierung des mechanischen Verhaltens der Keramik- und Hybridmaterialien stand die Messung der statischen interlaminare Scherfestigkeit vor und nach verschiedenen Bestrahlungsschritten im Vordergrund. Bei CTD-1025x und CTD1402x-2 wurde zusätzlich die Zugbruchfestigkeit bestimmt. Das Ermüdungsverhalten wurde nicht untersucht.

Die VPI-Materialien sind anisotrop und wurden in der „warp“-Richtung gemessen. Aufgrund der begrenzten Materialmenge wurden die Zug- und die Scherproben mit den Dimensionen 45x10x3 mm (Länge x Breite x Dicke) gefertigt. In den Tabellen 8.2.1.1/1a und 8.2.1.1/1b werden die Tests wie folgt zusammengefasst:

Tabelle 8.2.1.1/1a: Übersicht des SBS-Testprogramms.

Test	Fluenz ($E > 0.1$ MeV) (m^{-2})	l:d-Ratio	v (min^{-1})
SBS	unbestrahlt	5:1	1.3
SBS	1×10^{21}	5:1	1.3
SBS	1×10^{22}	5:1	1.3
SBS	5×10^{22}	5:1	1.3

Tabelle 8.2.1.1/1b: Übersicht des statischen Zug- und Scherprogramms.

Test	Fluenz ($E > 0.1$ MeV) (m^{-2})	v (min^{-1})
Zug	unbestrahlt	0.5
Zug	1×10^{21}	0.5
Zug	1×10^{22}	0.5
Zug	5×10^{22}	0.5
DLS	unbestrahlt	0.5
DLS	1×10^{21}	0.5
DLS	1×10^{22}	0.5
DLS	5×10^{22}	0.5

8.2.1.2 Resultate

Die Ergebnisse der Zug- und der interlaminaren Scherfestigkeit bei 77 K stellen den Mittelwert aus 4-5 Probenmessungen dar und sind in Tabelle 8.2.1.2/1 für alle Bestrahlungsfluenzen aufgelistet. Die Scherfestigkeitswerte wurden mit den in → Kapitel 5.2.3 definierten Korrekturwerten von Faktor 2 für den DLS, und +15% für den SBS-Test korrigiert. Ein systematischer Einfluss der Neutronenbestrahlung auf die Änderung der Probendicke oder des Gewichtes konnte nicht festgestellt werden.

Tabelle 8.2.1.2/1: Testresultate von Keramik- und Hybridsystemen bei 77 K vor und nach Bestrahlung.

Matrixsystem	Fluenz ($E > 0.1$ MeV) (m^{-2})	UTS (MPa)	ILSS ^{DLS}		ILSS ^{SBS}		O (%)	V (%)
			(MPa)	FEM	(MPa)	FEM		
CTD-1005x,g	unirr.	-	610	(12)	2111	(24)		
CTD-1005x	unirr.	-	711	(14)	1612	(18)	—	—
CTD-1025x	unirr.	28810	1011	(20)	2412	(28)	—	—
CTD-1102x	unirr.	-	3812	(76)	8014	(92)	—	—
CTD-1105x	unirr.	-	1511	(30)	3814	(44)	—	—
CTD-1402x-1	unirr.	-	30±7	(60)	69±9	(79)	—	—
CTD-1402x-2	unirr.	45010	3110	(62)	-	-	—	—
CTD-1005x,g	1x10 ²¹	-	511	(10)	21±2	(24)	0+0	010
CTD-1005x	1x10 ²¹	-	610	(12)	1711	(20)	010	010
CTD-1025x	1x10 ²¹	278111	9+1	(18)	2312	(26)	0+0	010
CTD-1102x	1x10 ²¹	-	2012	(40)	48±1	(55)	010	010
CTD-1105x	1x10 ²¹	-	1412	(28)	4114	(47)	010	010
CTD-1402x-1	1x10 ²¹	-	16+3	(32)	42±10	(48)	010	0+0
CTD-1402x-2	1x10 ²¹	41710	2812	(56)	-	-	0+0	010
CTD-1005x,g	1x10 ²²	-	611	(12)	1911	(22)	010	010
CTD-1005x	1x10 ²²	-	611	(12)	16±1	(18)	010	010
CTD-1025x	1x10 ²²	251131	711	(14)	2211	(25)	010	010
CTD-1102x	1x10 ²²	-	1410	(28)	3412	(39)	010	0±0
CTD-1105x	1x10 ²²	-	1112	(22)	31±2	(26)	010	0±0
CTD-1402x-1	1x10 ²²	-	15+3	(30)	3112	(26)	0±0	0+0
CTD-1402x-2	1x10 ²²	386±0	1710	(34)	-	-	010	0±0
CTD-1005x,g	5x10 ²²	-	511	(10)	19+2	(22)	010	010
CTD-1005x	5x10 ²²	-	611	(12)	1811	(21)	010	010
CTD-1025x	5x10 ²²	246125	811	(16)	2713	(31)	010	010
CTD-1102x	5x10 ²²	-	611	(12)	2813	(32)	010	010
CTD-1105x	5x10 ²²	-	1212	(24)	3011	(35)	010	0±0
CTD-1402x-1	5x10 ²²	-	1613	(32)	2813	(32)	010	010
CTD-1402x-2	5x10 ²²	38810	28±0	(56)	-	-	0+0	010

8.2.1.3 Interlaminare Scherfestigkeit

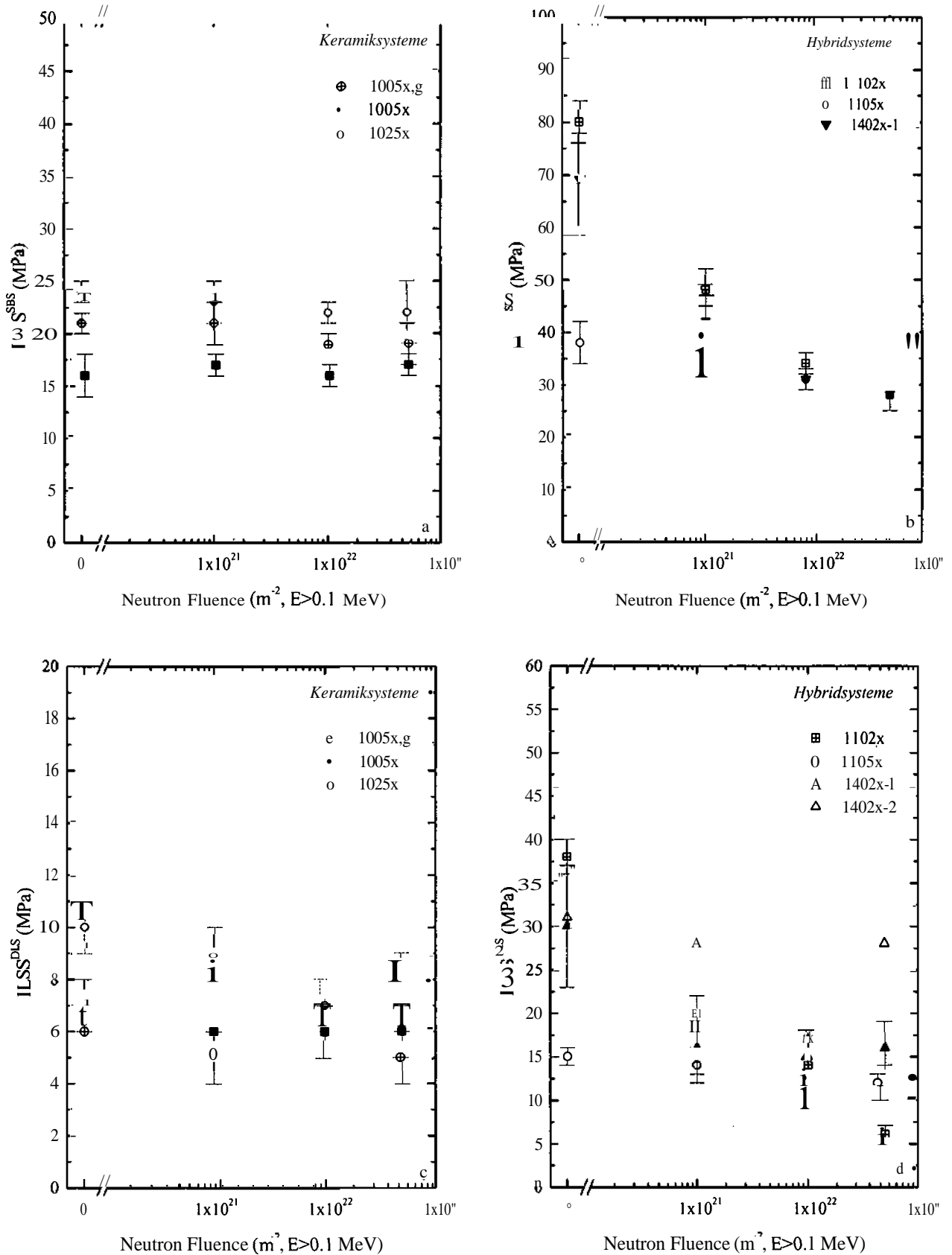


Abb. 8.2.1.3/1: Interlaminare Scherfestigkeit (ILSS) bei 77 K von Keramik- und Hybridsystemen als Funktion der Neutronenfluenz (E>0.1 MeV), gemessen mit dem SBS (a,b)- und DLS (c,d)-Test.

Die reinen keramischen Systeme CTD-1005x,g, CTD-1005x und CTD-1025x (Abb. 8.2.1.3/1a) zeichnen sich bereits im **unbestrahlten** Zustand durch eine merklich geringe interlaminare Scherfestigkeit aus, die vermutlich auf die erhöhte Porosität des **Materialies** zurückzuführen ist. Die SBS-Messungen zeigen jedoch, dass die ILSS aller drei Keramiken nach den ersten beiden Bestrahlungsschritten keine signifikante Änderung erfährt. Die Strahlenbeständigkeit der inorganischen Lamine bestätigt sich weiters bei der höchsten Neutronenfluenz von $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Die ILSS-Werte erfahren auch nach dieser Langzeitbestrahlung keine signifikante Degradation und variieren innerhalb der Fehlerbereiche. Es besteht die Annahme, dass die Stabilität des interlaminaren Scherverhaltens durch die strahlenresistente keramische Matrix hervorgerufen wird.

CTD-1102x bestehend aus keramischer Faser und DGEBA-Harz zeigt mit 80 MPa die **grösste** interlaminare Scherfestigkeit unter den Hybridsystemen, gefolgt von dem mit Zyanat-Ester imprägnierten CTD-1402x-1 System mit einer um 14% geringeren ILSS. Der ILSS-Wert für CTD-1105x kombiniert mit der organischen CTD-101K Matrix beträgt nur 38 MPa vor der ersten **Bestrahlungsfluenz**. Die wesentlich höhere Festigkeit der **inorganischen/organischen** Materialien (Abb. 8.2.1.3/1b) im Vergleich zu den reinen Keramiken, ist voraussichtlich durch die Beigabe der organischen Harze bedingt. Der Nachteil des organischen Matrixanteiles ist jedoch die kontinuierlichen Abnahme der ILSS auf bis zu **~65%** nach der Bestrahlung auf die höchste Dosis, wodurch sich diese Systeme als wesentlich weniger strahlenresistent erweisen als die reinen inorganischen Materialien.

Ein ähnlicher Trend lässt sich aus den DLS-Messungen erkennen (Abb. 8.2.1.3/1c,d), die unter Berücksichtigung des ILSS-Korrekturfaktors von 2 [68,69] eine gute Annäherung zu den zuvor diskutierten **SBS-Werten** ergeben. Wiederum zeigen die keramischen Verbundstoffe die geringsten ILSS-Werte. Nach der Bestrahlung bleibt die ILSS für CTD-1005x,g und CTD-1005x annähernd konstant, während CTD-1025x eine leichte Degradation um insgesamt 20% erfährt. Die Resultate der unbestrahlten CTD-1402x-1 und CTD-1402x-2 Systeme liegen nun um **~20%** unter dem ILSS-Wert für CTD-1102x. Die schwächste interlaminare Festigkeit unter den Hybridsystemen zeigt wie bei den SBS-Messungen der inorganische/organische Verbund CTD-1105x (15 MPa). Der DLS-Versuch bestätigt die kontinuierliche Abnahme der interlaminaren Scherfestigkeit der Mischsysteme mit steigender Neutronenfluenz, die zur einer Schwächung der ILSS um bis 80% beim CTD-1102x System führt.

Ein systematischer und signifikanter Einfluss des Faservolumensanteils der verschiedenen Materialien konnte bei keinem der Prüfverfahren beobachtet werden.

8.2.1.4 Zugbruchfestigkeit

Für die Bestimmung der Zugbruchfestigkeit stand von beiden Laminatklassen je ein System zur Verfügung. Das keramische Material CTD-1025x zeichnet sich durch einen niedrigen UTS-Wert von 288 MPa vor der Bestrahlung aus. Jedoch ist analog zu den Scherversuchen die nahezu unveränderte Materialfestigkeit nach der Bestrahlung bei 1×10^{21} und $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) zu erkennen (Abb. 8.2.1.4/1). Erst die höchste Fluenz bei $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) führt zu einer geringfügigen Abnahme der UTS um 15%.

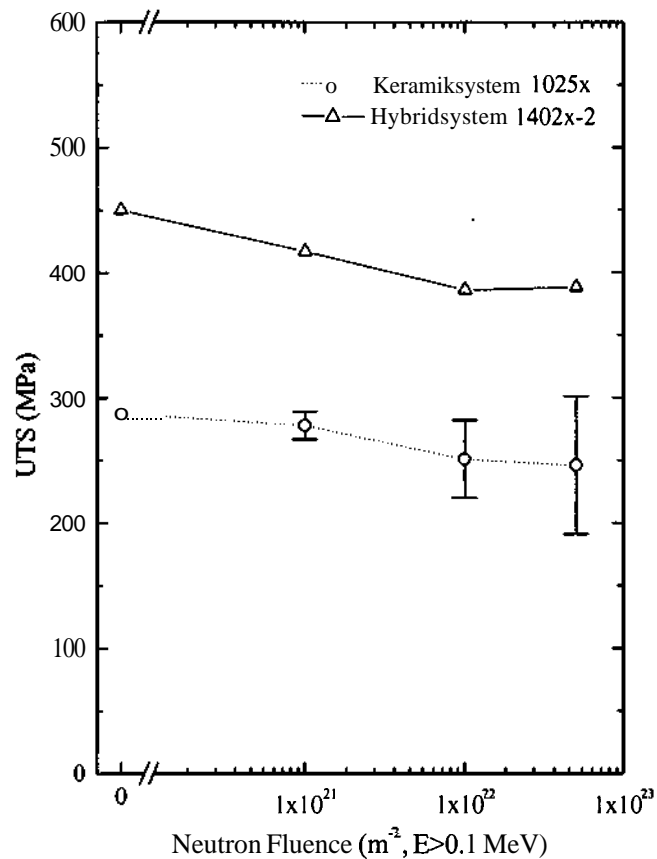


Abb. 8.2.1.4/1: Zugfestigkeit (UTS) von CTD-1025x und CTD-1402-x2 bei 77 K als Funktion der Neutronenfluenz ($E > 0.1 \text{ MeV}$).

Die Zugbruchfestigkeit des Hybridsystems CTD-1402-2x beträgt 450 MPa vor der Bestrahlung. Durch die Beigabe des organischen Zyanat-Ester-Harzes konnte die Materialfestigkeit gegenüber der reinen Keramik deutlich verbessert werden. Die einzelnen Bestrahlungsschritte führten zu einer kontinuierlichen Abnahme der Festigkeit um insgesamt 14%. Dies entspricht nahezu dem mechanischen Verhalten des keramischen Verbundstoffes nach der höchsten Bestrahlungsdosis. Es besteht daher die Annahme, dass die strahlenbeständige, keramische Verstärkungsfasern CTD-CF 100 das statische Bruchverhalten unter Zuglast bei beiden Verbundklassen unterstützt und die Matrixeigenschaften einen geringeren Beitrag zur Zugfestigkeit in der „warp“-Richtung liefern.

8.3 ITER-Relevanz innovativer Verbundmaterialien

Kapitel 8.1 und 8.2 zeigten ein umfangreiches Testprogramm für die Charakterisierung der Zug- und interlaminaren Scherfestigkeiten von innovativen Verbundwerkstoffen sowohl unter statischer als auch dynamischer Beanspruchung bei 77 K vor und nach Bestrahlungsschritten von $1 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ bis $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Die wichtigsten Erkenntnisse der Untersuchungen mit speziellem Hinblick auf die ITER-Kriterien sind nun im folgenden zusammengefasst.

- Systeme basierend auf ZyanatEster:

Zyanat Ester-Harze eröffnen ein weites Anwendungsspektrum bei der Herstellung von Isolationsmaterialien. Sie eignen sich sowohl für den VPI-Prozess als auch für Hochdrucklamine und Prepregs. Aufgrund der hohen Kosten des CE-Harzes kommt es für die Imprägnierung über grosse Flächen nur in Verbindung mit anderen organischen Harzen in Frage. Verschiedene untersuchte Systeme, pur oder Blends mit Epoxid-, Polyimid- oder BIM-Harz, zeichnen sich im unbestrahlten Zustand durch eine hohe Zugbruchfestigkeit (900-1100 MPa) und interlaminare Scherfestigkeit^{SBS} (90-108 MPa) aus, die auch nach der Bestrahlung bei der ITER-Design Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) um nur maximal 20% einbricht. Bereits ohne Berücksichtigung des ITER-Sicherheitsfaktors von 2 erfüllen diese Materialien die statischen Anforderungen von ITER gemäss der Berechnung von C. Jong ([30], Tab. 1.3.2/3). Vor allem die extrem hohe Strahlenresistenz der Harze ermöglicht die hohe mechanische Stabilität dieser Isolationsmaterialien, deren für ITER vielversprechende Eigenschaften auch in Kompressionstests bei 77 K von Fabian et al. [97] nachgewiesen worden sind.

Trotz der raschen Zugerermüdung des Materiales bei höheren Spannungswerten, liegt im ITER-relevanten Zyklusbereich von 3×10^4 bis $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) ein merklich höherer Dauerfestigkeitswert von 210-300 MPa vor als bei herkömmlichen reinen DGEBA-Systemen, die eine um durchschnittlich 100 MPa verringerte Dauerfestigkeit zeigten. Auch in der 90°-Richtung konnte eine Steigerung des Dauerfestigkeitsbereiches erzielt werden, jedoch ist der Dauerfestigkeitswert aufgrund des langsameren Fortschreitens der Ermüdung nicht eindeutig bestimmbar. Das Scherermüdungsverhalten des CE/Epoxid-Verbundes CTD-422 ist aufgrund

der schlechten Korrelation mit dem von Pahr et al. [68,69] berechneten ILSS-Korrekturfaktor nur schwer abzuschätzen. Im allgemeinen liegt aber auch hier die Dauerfestigkeit mit 72% der $ILSS^{DLS}$ über dem Fatigue-Scherverhalten des reinen DGEBA-Materialies (ohne Kapton) von Aistom mit einem Wert von 50% der $ILSS^{DLS}$, wodurch eine bessere Annäherung an das Kriterium von mindestens 50 MPa gegeben ist.

- *Keramik- und Hybridsysteme:*

Reine Keramiksysteme und Lamine mit Keramikfaser und inorganischer/organischer Matrix würden den Isolationsprozess aufgrund ihrer hohen Wärmebeständigkeit bei 650 °C wesentlich vereinfachen und kostengünstiger gestalten. Der Vorteil liegt vor allem in der gleichzeitigen Glühung der Isolation mit dem Nb_3Sn Leiter („Wind & React Technique“). Das Screening-Programm beinhaltete verschiedenste neuartige Keramik- und Hybridsysteme, deren mechanische Festigkeiten deutlich unter den Resultaten der Zyanat Ester-Verbunde liegen: die statische Zugfestigkeit der Hybride ist näherungsweise 50%, die der Keramiken um 70% geringer. Der organische Anteil verursacht bei den inorganischen/organischen Systemen eine kontinuierliche Degradation der Zugbruchfestigkeitswerte um ~15% bei der ITER-Design Fluenz. Die $ILSS^{SBS}$ -Werte betragen 31 MPa nach der Bestrahlung bei $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$). Während die Zugbruchfestigkeit durchaus den ITER-Anforderungen von maximal 60 MPa entspricht, liegen die Scherwerte mit Berücksichtigung des Sicherheitsfaktors von 2 geringfügig unter den ILSS-Kriterien (Tab. 1.3.2/3). Reine Keramiksysteme zeigen zwar eine bemerkenswert hohe Strahlenbeständigkeit bei $1 \times 10^{21} - 5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$), jedoch entspricht ihre Scherfestigkeit von maximal 22 MPa bei $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) keineswegs den ITER-Kriterien.

Die Kompressionsfestigkeit derselben Keramik- und Hybridmaterialien entspricht mit 1.2-1.4 GPa [97] durchaus den ITER-Anforderungen.

Trotz der Hitze- und Strahlenresistenz wäre die Applikation verbesserter Keramik- und Hybridsysteme nicht unbedingt problemlos, denn aufgrund der niedrigen Hitzbeständigkeit von Kapton müsste der Isolationsprozess wieder in mehrere Phasen unterteilt werden.

Teil V. Zusammenfassung und Ausblick

Zur Charakterisierung der Strahlenbeständigkeit von ITER-relevanten und innovativen Verbundmaterialien für die Isolierung des zukünftigen ITER-Magnetsystems wurde im Zuge dieser Arbeit ein umfangreiches Testprogramm durchgeführt, das die mechanischen Eigenschaften von verschiedenen faserverstärkten Kunststoffen unter Einfluss von Neutronen- und Gammastrahlung untersucht. Das Herstellungsverfahren der Lamine umfasst dabei das von ITER postulierte Vakuum-Imprägnierungsverfahren (VPI), die Hochdrucklamination (HPL) und das Prepreg-Verfahren. Im Vordergrund der Experimente bei 77 K stehen sowohl das Screening der Zugbruchfestigkeit und der interlaminaren Scherfestigkeit (SBS- und DLS-Test) als auch die Analyse des Ermüdungsverhaltens unter schwingender Belastung im Zugschwellbereich, gemäss den Bedingungen des gepulsten ITER-Betriebes. Für die Bestrahlung der Verbundstoffe im TRIGA Mark II Reaktor wurden Fluenzen von $1 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ bis zu $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) gewählt, wobei das mechanische Verhalten bei der ITER-Design Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) von primärem Interesse war. Die ITER-Relevanz der Ergebnisse wird im Hinblick auf aktuelle Finite-Element Analysen von C. Jong vom ITER International Team Garching ([30] und Tab. 1.3.2/3) diskutiert.

ITER-relevante Verbundwerkstoffe

Für die Isolierung der zukünftigen toroidalen Feldspulen wurde vom Japanischen Hometeam (JAHT) ein Prepreg-System basierend auf T-Glasfaser, Kaptonfolie und dem organischen TGDDM-DDS Harz vorgeschlagen. Sowohl die Messung der interlaminaren Scherfestigkeit mittels SBS-Test, als auch der Zugbruchfestigkeit vor und nach einer Bestrahlungsdosis von $2 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$), bestätigten die von Fillunger et al. [84] bereits beobachtete hohe Strahlenbeständigkeit des Verbundes. Das Ermüdungsverhalten der Isolation zeigt einerseits keinen Einfluss der Strahlung auf das Materialverhalten unter schwingender Last, jedoch ist der Dauerfestigkeitsbereich ($> 10^4$ Zyklen) dieses Systems erst bei 20% der gemittelten Zugbruchfestigkeit erreicht. Das frühzeitige Versagen ist vermutlich auf die Kaptonbarriere zurückzuführen. Vom ITER Standpunkt aus würde das

System allen mechanischen Anforderungen gut entsprechen, jedoch erfüllt das **Prepreg-Verfahren** nicht die ITER-Vorgaben zur Spulenisolation.

Ein besonders **umfangreiches** Testprogramm wurde zur Charakterisierung der Leiter- und Pancake bzw. Paketisolation der toroidalen Feldmodellspule durchgeführt. Die von europäischen Firmen hergestellten **VPI-Laminat**e bestehen aus kombinierten Glasfaser-Kaptonbändern, die mit **DGEBA-Harzen** gemäss den Parametern an der **TF-Modellspule** imprägniert wurden. Zur Untersuchung des Einflusses von Kapton auf das mechanische Verhalten wurde die Paketisolation auch ohne **Polyimidfolie** hergestellt. Zur besseren Haftung zwischen den Glas- und Kaptonschichten wurden speziell die Bänder der Leiter- und Pancakeisolation mit einem zusätzlichen Klebemittel versehen. Aufgrund des **VPI-Verfahrens** handelt es sich um **anisotrope** Materialien, deren Eigenschaften parallel (0°) und senkrecht (90°) zur Bandwickelrichtung zu messen waren.

Die Experimente zeigen, dass die Wickelrichtung keinen signifikanten Einfluss auf das interlaminare Scherverhalten hat, aber einen **umso grösseren** Unterschied bei der statischen Zugkraft bewirkt. Der Beitrag von matrixdominierten Scherkräften führt im Vergleich zur 0° -Richtung zu einer Festigkeitsdifferenz in der 90° -Wickelrichtung von 60-70%. Diese markante Differenz bleibt auch nach der Bestrahlung auf $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) erhalten. Nach der Bestrahlung erfährt der gesamte Verbund aufgrund der strahleninduzierten Instabilität der **DGEBA-Matrix** eine enorme Schwächung. Die Lebensdauer des Verbundes wird durch die Schädigung des Klebemittels, massive **Delamination**, Faserbrüche und instabiles Risswachstum innerhalb des Interfaces, nachhaltig beeinflusst. Bei der Leiter- und Pancakeisolation kam es in der 0° -Richtung zur Bildung von Blasen innerhalb der oberen Laminatschicht, wodurch massives Swelling von 3% und Weight Loss von 1.5% induziert wurde.

Für alle Isolationsmaterialien kann bei der **ITER-Design** Fluenz ein Dauerfestigkeitsbereich ($> 10^4$ Zyklen) erst bei 20% der UTS festgestellt werden, wo jedoch bereits eine stark verminderte Materialfestigkeit existiert ($< 200 \text{ MPa}$). Das dynamische Scherverhalten der bestrahlten Paketisolation ohne Kapton erreicht bei 50% der **ILSS** mehr als 10^6 Zyklen und konnte aufgrund der niedrigen Ausgangswerte für die bestrahlte Paketisolation mit Kapton nicht mehr gemessen werden. **Unregelmässige** Harzverteilung und Fasergebildeanordnung aufgrund einer qualitativ schlechten Fabrikation erschwerten die Bestimmung des **Scher-Ermüdungsverhaltens**. Die extreme Strahlenschädigung des **DGEBA-Harzes** verhinderte trotz Berücksichtigung des ITER-

Sicherheitsfaktors von 2, dass die berechneten Kriterien für die **ILSS-Anforderungen** an das **Spulenisolationsmaterial** bedenkenlos erfüllt werden können (vergl. Tab. 1.3.2/3). Die vorliegenden Resultate liegen nahe am Design-Limit und unterstreichen die Wichtigkeit der Entwicklung von innovativen Verbundmaterialien mit erhöhter Strahlenresistenz und mechanischer Integrität.

Innovative Verbundwerkstoffe

Bei den innovativen Verbundwerkstoffen standen bei der experimentellen Untersuchung zwei Klassen von alternativen Isolationssystemen in Vordergrund: die auf organischem Zyanat-Ester (CE)-Harz basierenden Glasfaserlaminare und die hitze- und strahlungsresistenten „Wind and React“-Materialien, bestehend aus reinen Keramikfasern- und Matrizen bzw. inorganischen/organischen Harzmischungen. Vor allem konnte die umfangreiche Materialstudie an Verbundsystemen basierend auf Zyanat-Ester-Mischungen die Relevanz von innovativen ITER-Spulenisolierungen hinsichtlich der Erfüllung der ITER Design-Anforderungen weitgehend verdeutlichen.

Zahlreiche verschiedene Verbünde bestehend aus reinem Zyanat-Ester oder Zyanat-Ester/Polyimid, Bismaleinimiden oder Epoxid-Mischungen wurden untersucht. Die Versuche an derartigen VPI-Systemen haben gezeigt, dass sowohl die Zugbruchfestigkeit als auch das interlaminare Scherverhalten im Vergleich zu herkömmlichen reinen Epoxid-Harzsystemen wesentlich verbessert sind. Vor allem CE-Systeme ohne den strahlenempfindlichen Epoxid-Anteil zeichnen sich durch hohe UTS-Werte von 900-1100 MPa und ILSS-Werte von 90-108 MPa aus, die auch nach der Bestrahlung auf die ITER-Design Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) nur geringfügig abnehmen und somit die statischen ITER-Anforderungen gut erfüllten. Die UTS-Werte der Hybridsysteme liegen um rund 50% und die der reinen Keramik um 70% unter den CE-Materialien. Hinsichtlich des interlaminaren Scherverhaltens liegen Hybride geringfügig unter den ITER-Kriterien und Keramiken erfüllen mit einer ILSS^{SBS} von maximal 22 MPa keinesfalls die Vorgaben, obwohl die reinen Keramiken die höchste Strahlenbeständigkeit zwischen 1×10^{21} und $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) aufweisen.

Eine prozentuelle Zunahme des Epoxidteils in der CE-Mischung sowie bei den Hybriden führt zu einer kontinuierlichen Degradation der Materialfestigkeit mit Erhöhung

der **Bestrahlungsfluenz**. Dies gilt auch für Hochdrucklamine mit **Polyimid-Beimengung**, dessen Pulverphase zusätzlich zur Inhomogenität der Imprägnierung beiträgt. Eine massive Zerstörung des Verbundes begleitet von **Delamination** und Auflösung der einzelnen **Laminatschichten** beobachtete man bei **CE-Systemen** erst nach einer Langzeitbestrahlung von $5 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1$).

Die hohe Strahlenbeständigkeit des CE/Epoxid Blends CTD-422 führt zu einem näherungsweise unveränderten Ermüdungsverhalten vor und nach der Bestrahlung auf $5 \times 10^{21} \text{ m}^{-2}$ und $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$), wodurch sich auch der Dauerfestigkeitsbereich ($> 10^4$ Zyklen) in der stärksten Materialrichtung um durchschnittlich 100 MPa gegenüber den früheren organischen **Materialien** verbessert. Für die Scherung wurde eine Ermüdungsresistenz bereits bei 72% der $ILSS^{DLS}$ beobachtet. Eine deutliche Verbesserung der mechanischen Festigkeit und Strahlenresistenz konnte ebenfalls für den europäischen CE/Epoxid-Verbundwerkstoff EU2 beobachtet werden, der nach Bestrahlung auf die ITER-Design Fluenz von $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) weder parallel noch senkrecht zur Bandwickelrichtung eine signifikante Änderung der Zugbruchfestigkeit oder der interlaminaren Scherfestigkeit (SBS-Test) zeigt. Folglich entsprechen die Dauerfestigkeitswerte in der 0° - und 90° Richtung im Bereich von 10^4 - 10^5 Zyklen den ITER Design-Vorgaben.

Die Annahme, dass die Beimengung von Zyanat-Ester zu Epoxid-Harzen zu einer deutlichen Erhöhung sowohl der Strahlenbeständigkeit bei $1 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) als auch der mechanischen Belastbarkeit führt, wird durch die umfangreiche Materialstudie an den beiden CE-Blends CTD-422 und $EU^{0^\circ+90^\circ}$ bestätigt. Durch die Kombination des hochwertigen Zyanat-Esters mit dem kostengünstigen Epoxid-Harz ist es nun gelungen, jenes angestrebte, strahlenresistente und hochfeste Isolationsmaterial für ITER herzustellen, das die Anforderungen an die Isolation inklusive Sicherheitskriterien erfüllt und somit einen Beitrag zur Stabilität des ITER Magnetsystems liefert. Als nächster Schritt ist es notwendig, die industrielle **Verarbeitbarkeit** für die Imprägnierung grosser Spuleneinheiten und die Reproduzierbarkeit der Festigkeitswerte nachzuweisen, um eine endgültige Entscheidung über die tatsächliche Applikation treffen zu können.

Ausblick

Im Zuge des „ITER-Technical Tasks“ [108] ist die Entwicklung von innovativen Verbundmaterialien zusammen mit den Schweizer Firmen Vantico und Marti-Supratec vorgesehen. Neuartige Epoxid-Harzmischungen und Zyanat-Ester-Systeme sollen zur Verbesserung der Strahlenbeständigkeit von europäischen Isolationsmaterialien führen. Die Motivation für die Weiterentwicklung ist einerseits in den unerwartet schlechten Bestrahlungsergebnissen der Leiter-, Pancake- und Paketisolation zu finden und andererseits in den grossen Fortschritten von „Composite Technology Development“ in den USA.

Zusätzlich sind Tests an einem „Wind & React“-Material (Firma Ansaldo) und Filler-Material basierend auf Wollastonit (Ca-Glas) geplant.

Die Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens fortschrittlicher CTD-Systeme ist für das zweite Halbjahr 2003 vorgesehen.

Ergänzend zu den experimentellen Untersuchungen ist eine Zusammenarbeit mit dem Forschungszentrum Karlsruhe auf dem Gebiet der Finiten Element-Analyse im Gange, um vor allem den Einfluss des Kaptonbandes auf das Scherverhalten genauer zu analysieren.

Mit den Erkenntnissen aus den bestehenden und zukünftigen Messungen wird eine umfassende Materialstudie auf dem Gebiet der Entwicklung des endgültigen Isolationsmaterials für das zukünftige ITER-Magnetsystem abgeschlossen werden. Zukünftige Charakterisierungen von glasfaserverstärkten Isolationssystemen werden mit Hinblick auf die wesentlich anspruchsvolleren Kriterien des „DEMO“-Reaktors notwendig werden.

Literaturliste

- 1 www.iter.org
- 2 **T. Mizoguchi**, ITER R&D: Executive Summary: Introduction, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 105.
- 3 **R. Aymar**, V. Chuyanov, M. Huguet, and Y. Shimomura, ITER-FEAT-The future international burning plasma experiment, Preprints IAEA, 18th IAEA Fusion Energy Conference 2000.
- 4 **R. Adreani**, The European technology fusion programme, *Fusion Engineering and Design* 56-57 (2001)5-18.
- 5 www.itercanada.com
- 6 **G. Shatalov**, DEMO blanket testing in ITER. Influence on reaching DEMO, *Fusion Engineering and Design* 56-57 (2001) 39-46.
- 7 **Gerthsen, Kneser**, Vogel, Physik, 16. Auflage, **Springer-Lehrbuch** 1992.
- 8 **Stratis Karamanolies**, Heisser als die Sonne-Energie aus Kernfusion?, **Elektra Verlags-GmbH**, 1992.
- 9 **Dtv-Atlas zur Atomphysik**, Deutscher Taschenbuch Verlag, 5. Auflage 1993.
- 10 www.jet.efda.org
- 11 **J. Pamela**, JET under EFDA: organisation, recent results and prospects, *Fusion Engineering and Design* 56-57 (2001) 19-28.
- 12 **M. Gasparotto** and the **JET-Team**, Experience and lessons from the JET 4.0 T assessment, *Fusion Engineering and Design* 56-57 (2001) 29-37.
- 13 www.ipp.mpg.de
- 14 **P.H. Rebut**, ITER-the first experimental fusion reactor, *Fusion Engineering and Design* 30 (1995) 85-118.
- 15 **Bill Spears**, Private Kommunikation, e-mail vom 5.10. 2001
- 16 **T. Mizoguchi**, ITER: R&D: Executive Summary: R&D Overview, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 119-136.
- 17 **ITER-Technical basis**, ITER EDA Documentation series No. 24, IAEA, Wien 2002.
- 18 **R. Aymar**, ITER R&D: Executive summary: Design Overview, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 107-118.
- 19 **H. Yoshida**, D. Murdoch, M. Nishi, V. Tebus, and S. Willms, ITER R&D: Auxiliary Systems: Tritium Systems, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 313-323.
- 20 **T. Mizoguchi**, ITER R&D: Remote handling systems: Introduction, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 247.
- 21 **K. Shibayama**, and T. Honda, ITER R&D: Remote handling systems: Blanket Remote Handling Systems, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 249-257.
- 22 **D. Maisonnier**, E. Martin, and J.D. Palmer, ITER R&D: Remote Handling Systems: **Divertor** Remote Handling Systems, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 259-271.
- 23 **H. Tsuji**, S. Egorov, J. Minervini, M. Martovetsky, K. Okuno, Y. Takahashi, and R. J. Thome, ITER R&D: Magnets: Central Solenoid Model Coil, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 153-170.

- 24 **N. Mitchell**, and E. **Salpietro**, ITER R&D: Magnets: Toroidal Field Model Coil, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 171-190.
- 25 **R. K. Maix**, H. Fillunger, F. **Hurd**, E. Salpietro et al., Completion of the ITER toroidal field model coil, *Fusion Engineering and Design* 58-59 (2001) 159-164.
- 26 **W. Dänner**, A. Cardella, K. **Ioki**, R. **Mattas**, Y. Ohara, and Y. **Strebkov**, ITER R&D: Vacuum vessel and in-vessel components: shield blanket module, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 205-217.
- 27 **R. Tivey**, ITER R&D: Vacuum vessel and in-vessel components: **divertor** cassette, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 219-229.
- 28 **W. Maurer**, Neutron and gamma irradiation effects on organic insulating materials for fusion magnets, *IAEA-TEDOC-417*, 1987.
- 29 **R. P. Reed**, P. E. Fabian, and J. B. Schutz, U.S. ITER Insulation Irradiation **Program**, Final Report, Cryogenic Materials, Inc. and Composite Technology Development, Inc., Boulder, Colorado 1995.
- 30 **C. Jong**, Private Kommunikation mit R. K. Maix, 9. Juli 2002.
- 31 Design Description Document, DDD 11 Magnet, Performance **Analysis/Structural** Analysis, Page 20 and 45.
- 32 **EFDA**, Increasing irradiation resistance for magnet insulation material, Draft minutes of meeting at FZK/ITP, Karlsruhe, Germany 2001.
- 33 **W. Michaeli**, and M. Wegener, Einführung in die Technologie der Faserverbundwerkstoffe, Carl Hanser Verlag München Wien 1990
- 34 **G. Hartwig**, Status and future of fiber composites, *Advances in Cryogenic Engineering*, Vol. 40 (961-975) 1994.
- 35 **P. Rosenkranz**, Ermüdungseffekte in Isolationsmaterialien für Fusionsmagnete, Dissertation TU Wien, 2000.
- 36 **K. Moser**, Faser-Kunststoff-Verbund: Entwurf-und Berechnungsgrundlagen, **VDI-Verlag**, 1992.
- 37 www.arlonmed.com/Everything/Materials/bismaleimide.htm
- 38 **H. P. Marti**, Private Kommunikation, Fax: Vantico Unterlagen, 10. Juli 2002.
- 39 www.oakwoodchemical.com/cyanate_esters.htm
- 40 **I. Hamerton**, B. J. Howlin, and P. Jepson, Metals and coordination compounds as modifiers for epoxy resins, *Coordination Chemistry Review* 224 (2002) 67-85.
- 41 **S. K. Karad**, F. R. Jones, and D. **Attwood**, Moisture absorption by cyanate ester modified epoxy resin matrices. Part I. Effect of spiking parameters, *Polymer* 43 (2002) 5209-5218.
- 42 **J. M. Barton**, I. Hamerton, J. R. Jones, and J. C. **Stedman**, Mechanical properties of tough, high temperature carbon fiber composites from novel functionalized **aryl** cyanate ester polymers, *Polymer* Vol. 37, No. 20 (1996) 4519-4528.
- 43 **M. S. Lakshimi**, and B. S. R. Reddy, Synthesis and characterization of new epoxy and cyanate ester resins, *European Polymer Journal* 38 (2002) 795-801.
- 44 **J. Wolters**, Description of compound parameters of particle-filled thermoplastic materials by acoustic emission techniques, *Journal of Acoustic Emission* Vol. 3, No. 2 (1983) 51-58.
- 45 **S. Nishijima**, S. Ueno, Y. Ohtani, and T. Okada, Interface and matrix failure of composite materials at cryogenic temperature, Proceeding of the 15th **ICMC** Conference, *Cryogenics* 32 (1992) 18-21.

- 46 **S. Nishijima**, Y. A. Wang, and T. Okada, Cryogenic properties of three-dimensional glass-fabric-reinforced plastic, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 34 (1988) 59-65.
- 47 **S. Nishijima**, K. Yamada, M. Hussain, A. Nakahira, Y. Honda, T. Okada, and K. Niihara, Improvement of fracture **thoughness** of epoxy resins at cryogenic temperature, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1995) 13-20.
- 48 **S. Nishijima** , Development of radiation resistant organic composites for cryogenic use, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1995) 185-195.
- 49 **T. Ueki**, K. Nojima, K. Asano, S. Nishijima, and T. Okada, Toughening of epoxy resin systems for cryogenic use, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 43 (1998) 277-283.
- 50 **A. Puck**, Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten, Modelle für die Praxis, Carl **Hanser-Verlag München/Wien**, 1996.
- 51 **K. H. G. Ashbee**, Fundamental Principles of fiber reinforced composites, **Technomic Publishing Company, Inc.** 1993.
- 52 **R. P. Reed**, U. S. Gas Evolution Studies, Garching ICG Meeting, 20, 21 November 1995.
- 53 MTS 810 Referenzhandbuch, Band 2.
- 54 **E. Tschegg**, K. Humer, and H. W. Weber, Influence of test geometry on tensile strength of fiber reinforced plastics at cryogenic temperatures, *Cryogenics* Vol. 31 (1991) 312-318.
- 55 **K. Humer**, Isolationsmaterialien für Fusionsmagnete-Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften glasfaserverstärkter Kunststoffe, Dissertation TU Wien 1992.
- 56 ASTM Standards and Literature References for Composite Materials, American Society for Testing and Materials, First Edition 1987.
- 57 **K. Humer**, E. K. Tschegg, and H. W. Weber, Specimen size effect and fracture mechanical behavior of fiber reinforced plastics in the crack opening mode (mode I), *Cryogenics* Vol. 32 (1992) 14-17.
- 58 **P. Rosenkranz**, K. Humer, and H. W. Weber, Influence of specimen size on the tension-tension fatigue behavior of fiber-reinforced plastics at room temperature and at 77 K, *Cryogenics* Vol. 40 (2000) 155-158.
- 59 **P. Rosenkranz**, K. Humer, and H. W. Weber, Influence of test geometry on the fatigue behavior of fiber reinforced plastics in tension and interlaminar shear at RT and 77 K, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 46 (2000) 181-187.
- 60 **H. Böhm**, Einführung in die Metallkunde, B. I.-Hochschultaschenbuch Band 196, 1992.
- 61 **G. Hartwig**, and S. Knaak, Fatigue behaviour of polymers, *Cryogenics* Vol. 31 (1991) 231-233.
- 62 G. C. Tsai, J. F. Doyle, and C. T. Sun, Frequency effects on the fatigue life and damage of **graphite/epoxy** composites, *Journal of Composite Materials* Vol. 21 (1987) 2-13.
- 63 **H. Becker**, Problems of cryogenic interlaminar shear strength testing, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 36 (1990) 827-834.
- 64 **D. W. Wilson**, An overview of test methods used for shear characterization of advanced composite materials, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 36 (1990) 793-810.
- 65 **K. Humer**, S. Spiessberger, H. W. Weber, E. K. Tschegg, and H. Gerstenberg, Low temperature interlaminar shear strength of reactor irradiated glass-fiber reinforced laminates, *Cryogenics* 36 (1996) 611-617.

- 66 **R. P. Reed**, J. B. Darr, and J. B. Schutz, Short-beam shear testing of candidate magnet insulators, *Cryogenics* Vol. 32 (1992) 9-13.
- 67 **D. Evans**, I. Johnson, and D. Dew Hughes, Shear testing of composite structures at low temperatures, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 36 (1990) 819-826.
- 68 **D. H. Pahr**, F. G. Rammersdorfer, Vergleich von experimentell ermittelten **inter-laminaren** Scherfestigkeiten mit **FE-Berechnungsergebnissen**, Technischer Bericht des Institutes für Leichtbau und Raumfahrt, TU Wien/ATI, Juni 2000.
- 69 **D. H. Pahr**, F. G. Rammersdorfer, P. Rosenkranz, K. Humer, and H. W. Weber, A study of short-beam-shear and double-lap-shear specimens of glass fabric/epoxy composites, *Composites: Part B* 33 (2002) 125-132.
- 70 **P. Rosenkranz**, K. Humer, H. W. Weber, D. H. Pahr, and F. G. Rammersdorfer, Static and dynamic scaling experiments on double lap shear specimens at room temperature and 77 K, *Cryogenics* 41 (2001)21-25.
- 71 **P. Rosenkranz**, D. H. Pahr, K. Humer, H. W. Weber, and F. G. Rammersdorfer, Influence of sample and test geometry on the interlaminar shear strength of fiber reinforced plastics under static and dynamic loading at RT and 77 K, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 48 (2002) 221-228.
- 72 **M. Sugimoto**, T. Imai, Y. Okumura, K. Nakayama, S. Suzuki, and M. Saigusa, Issues to be verified by IFMIF prototype accelerator for engineering validation, *Journal of Nuclear Materials* 307-311 (2002) 1691-1695.
- 73 **H. W. Weber**, H. Böck, E. Unfried, and L. R. Greenwood, Neutron **dosimetry** and damage calculations for the TRIGA Mark II reactor in Vienna, *Journal of Nuclear Materials* 137 (1986) 236-240.
- 74 **K. Humer**, H. W. Weber, E. K. Tschegg, S. Egusa, R. C. Birtcher, and H. Gerstenberg, Tensile and shear fracture behavior of fiber reinforced plastics at 77 K irradiated by various radiation sources, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 40 (1994) 1015-1024.
- 75 **K. Humer**, H. W. Weber, E. K. Tschegg, S. Egusa, R. C. Birtcher, H. Gerstenberg, and B. N. Goshchiskii, Low temperature tensile and fracture mechanical strength in mode I and mode II of fiber reinforced plastics following various irradiation conditions, *Fusion Technology* (1994) 973-976.
- 76 **K. Humer**, H. W. Weber, and E. K. Tschegg, Radiation effects on insulators for superconducting fusion magnets, *Cryogenics* 35 (1995) 871-882.
- 77 **K. Humer**, E. K. Tschegg, and H. W. Weber, Tensile and fracture behavior in mode I and mode II of fiber reinforced plastics following reactor irradiation, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1996) 89-96.
- 78 **K. Humer**, H. Schönbacher, B. Szeless, M. Tavlet, and H. W. Weber, Radiation tests at cryogenic temperature on selected organic materials for LHC, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1996) 219-226.
- 79 **S. M. Spiessberger**, Bestrahlungseffekte in glasfaserverstärkten Kunststoffen für Fusionsanlagen, Dissertation TU-Wien 1997.
- 80 **S. M. Spiessberger**, K. Humer, H. W. Weber, E. K. Tschegg, H. Gerstenberg, and A. Udagawa, The interlaminar shear strength of FRPs under the influence of various radiation sources, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 44 (1998) 191-195.

- 81 **M. Villa, H. Böck,** and H. W. Weber, The contribution of a small **TRIGA** university research reactor to nuclear research on an international level, Proceedings of **IGORR 8**, 8th Meeting of the International Group on Research Reactors (2001) 227-233.
- 82 **F. Baumgärtner,** Tabelle zur Neutronenaktivierung, Institut für Radiochemie der technischen Hochschule **München**, Kerntechnik 3. Jg. (1961) 359-369.
- 83 **H. Böck,** and M. Villa, Praktische Übungen am Reaktor, Atominstitut Wien, **Skriptum** WS 2002/03.
- 84 **H. Fillunger,** H. Gerstenberg, K. Humer, R. K. Maix, K. Okuno, P. Rosenkranz, H. W. Weber, and N. Wiegner, Irradiation and mechanical testing of **ITER** relevant magnet insulation, *Fusion Engineering and Design* 58-59 (2001) 135-140.
- 85 **G. Hartwig,** and K. Pannkoke, Fatigue behavior of **UD-carbon-fiber** composites at cryogenic temperatures, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 38 (1992) 453-457.
- 86 **G. Hartwig,** R. Hübner, and S. Knaak, Fatigue behavior of polymers and composites at cryogenic temperatures, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1996) 155-158.
- 87 **G. Hartwig,** R. Hübner, S. Knaak, and C. Pannkoke, Fatigue behavior of composites, *Cryogenics* 38 (1998) Nr. 1, 75-78.
- 88 **K. Humer,** H. W. Weber, R. Hastik, H. Hauser, and H. Gerstenberg, Dielectric strength, swelling and weight loss of the **ITER** Toroidal Field Model Coil insulation after low temperature reactor irradiation, *Cryogenics* 40 (2000) 295-301.
- 89 **C. E. Klabunde,** and R. R. Coltman, Jr., Debonding of epoxy from glass in irradiated laminates, *Journal of Nuclear Materials* 117 (1983) 345-350.
- 90 **K. Ahlborn,** G. Hartwig, and S. Knaak, Investigation of **thickwalled** carbon fiber composites for poloidal coil casing design, in **IAEA-TECDOC-417**, Insulators for fusion applications. IAEA Vienna 1987, p. 41-63.
- 91 A. G. **Evans,** and M. Y. He, Interface debonding and fiber cracking in brittle matrix composites, *Journal of American Ceramic Society* 72 (1989) 2300-2003.
- 92 **P. E. Fabian,** and N. A. Munshi, Electrical insulation systems for the **ITER** central solenoid model coil, *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, Vol. 9, No. 2, (1999).
- 93 **J. A. Hinkley,** and S. L. Mings, Fracture toughness of **polyimide** films, *Polymer* 31 (1990) 75-77.
- 94 **P. E. Fabian,** R. P. Reed, J. B. Schultz, and T. S. Bauer McDaniel, Shear/compressive properties of candidate **ITER** insulation systems at low temperatures, *Cryogenics* 35 (1995) 689-692.
- 95 **R. P. Reed,** P. E. Fabian, and T. S. Bauer McDaniel, Elastic properties of composite **ITER** insulation systems, *Advances in Cryogenic Engineering* 42 (1997) 121-128.
- 96 **R. P. Reed,** P. E. Fabian, and J. B. Schultz, Development of **U.S./ITER** CS model coil turn insulation, *Advances in Cryogenic Engineering* 44 (1998) 175-182.
- 97 **P. E. Fabian,** J. A. Rice, N. A. Munshi, K. Humer, and H. W. Weber, Novel radiation-resistant insulation systems for fusion magnets, *Fusion Engineering and Design* 61-62 (2002) 795-799.
- 98 **R. P. Reed,** P. E. Fabian, and J. B. Schultz, **U.S. ITER** insulation irradiation **program**, Final Report, CTD Report to MIT Plasma Fusion Center, CTD, Inc. and Cryogenic Materials, Inc., August 1995.
- 99 **P. E. Fabian,** private Kommunikation, e-mail vom 26. März 2003.
- 100 **R. R. Coltman, Jr.,** Organic insulators and the copper stabilizer for fusion reactor magnets, *Journal of Nuclear Materials* 108 & 109 (1982) 559-571.

-
- 101 Z. Zhang, and D. Evans, Low-temperature deformation and fracture behavior of epoxide resins, *Advances in Cryogenic Engineering* 46 (2000) 251-257.
- 102 **P. Bruzzone**, K. Nylund, and W. J. Muster, Electrical insulation system for superconducting magnets according to the wind and react technique, *Advances in Cryogenic Engineering* 36B (1990) 999-1006.
- 103 **W. Dienst**, and H. Zimmermann, Fracture toughness and strength change of neutron-irradiated ceramic materials, *Journal of Nuclear Materials* 1091 (1994) 212-215.
- 104 **F. W. Clinard Jr.**, W. Dienst, and E. H. Farnum, Issues related to mechanical properties of neutron-irradiated ceramics, *Journal of Nuclear Materials* 1091 (1994) 212-215.
- 105 J. A. Rice, P. E. Fabian, and C. S. Hazelton, Mechanical and electrical properties of **wrappable** ceramic insulation, *Applied Superconductivity*, IEEE Trans-on 9 (1999) 220-223.
- 106 **J. A. Rice**, C. S. Hazelton, and P. E. Fabian, Wrappable ceramic insulation for superconducting magnets, *Advances in Cryogenic Engineering* 46 (2000) 267-273.
- 107 K. Humer, P. Rosenkranz, H. W. Weber, J. A. Rice, and C. S. Hazelton, Mechanical strength, swelling and weight loss of inorganic fusion magnet insulation systems following reactor **irradiation**, *Advances in Cryogenic Engineering* 46 (2000) 135-141.
- 108 **H. W. Weber**, K. Humer, K. Bittner-Rohrhofer, R. K. Maix, and H. Fillunger, Technical Note: Rationale to continue the magnet insulation irradiation **program**, Contract EFDA 01/615, Design work on the ITER magnet **system**, Part of Deliverable 1.2.

Literaturliste

- 1 www.iter.org
- 2 **T. Mizoguchi**, ITER R&D: Executive Summary: Introduction, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 105.
- 3 **R. Aymar**, V. Chuyanov, M. Huguet, and Y. Shimomura, ITER-FEAT-The future international burning plasma experiment, Preprints IAEA, 18th IAEA Fusion Energy Conference 2000.
- 4 **R. Adreani**, The European technology fusion programme, *Fusion Engineering and Design* 56-57 (2001) 5-18.
- 5 www.itercanada.com
- 6 **G. Shatalov**, DEMO blanket testing in ITER. Influence on reaching DEMO, *Fusion Engineering and Design* 56-57 (2001) 39-46.
- 7 **Gerthsen, Kneser**, Vogel, Physik, 16. Auflage, Springer-Lehrbuch 1992.
- 8 **Stratis Karamanolies**, Heisser als die Sonne-Energie aus Kernfusion?, Elektra Verlags-GmbH, 1992.
- 9 Dtv-Atlas zur Atomphysik, Deutscher Taschenbuch Verlag, 5. Auflage 1993.
- 10 www.jet.efda.org
- 11 **J. Pamela**, JET under EFDA: organisation, recent results and prospects, *Fusion Engineering and Design* 56-57 (2001) 19-28.
- 12 **M. Gasparotto** and the **JET-Team**, Experience and lessons from the JET 4.0 T assessment, *Fusion Engineering and Design* 56-57 (2001) 29-37.
- 13 www.ipp.mpg.de
- 14 **P.H. Rebut**, ITER-the first experimental fusion reactor, *Fusion Engineering and Design* 30 (1995) 85-118.
- 15 **Bill Spears**, Private Kommunikation, e-mail vom 5.10. 2001
- 16 **T. Mizoguchi**, ITER: R&D: Executive Summary: R&D Overview, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 119-136.
- 17 **ITER-Technical basis**, ITER EDA Documentation series No. 24, IAEA, Wien 2002.
- 18 **R. Aymar**, ITER R&D: Executive summary: Design Overview, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 107-118.
- 19 **H. Yoshida**, D. Murdoch, M. Nishi, V. Tebus, and S. Willms, ITER R&D: Auxiliary Systems: Tritium Systems, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 313-323.
- 20 **T. Mizoguchi**, ITER R&D: Remote handling systems: Introduction, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 247.
- 21 **K. Shibnuma**, and T. Honda, ITER R&D: Remote handling systems: Blanket Remote Handling Systems, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 249-257.
- 22 **D. Maisonnier**, E. Martin, and J.D. Palmer, ITER R&D: Remote Handling Systems: Divertor Remote Handling Systems, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 259-271.
- 23 **H. Tsuji**, S. Egorov, J. Minervini, M. Martovetsky, K. Okuno, Y. Takahashi, and R. J. Thome, ITER R&D: Magnets: Central Solenoid Model Coil, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 153-170.

- 24 **N. Mitchell**, and **E. Salpietro**, ITER R&D: Magnets: Toroidal Field Model Coil, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 171-190.
- 25 **R. K. Maix**, **H. Fillunger**, **F. Hurd**, **E. Salpietro et al.**, Completion of the ITER toroidal field model coil, *Fusion Engineering and Design* 58-59 (2001) 159-164.
- 26 **W. Dänner**, **A. Cardella**, **K. Ioki**, **R. Mattas**, **Y. Ohara**, and **Y. Strebkov**, ITER R&D: Vacuum vessel and in-vessel components: shield blanket module, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 205-217.
- 27 **R. Tivey**, ITER R&D: Vacuum vessel and in-vessel components: **divertor** cassette, *Fusion Engineering and Design* 55 (2001) 219-229.
- 28 **W. Maurer**, Neutron and gamma irradiation effects on organic insulating materials for fusion magnets, *IAEA-TEDOC-417*, 1987.
- 29 **R. P. Reed**, **P. E. Fabian**, and **J. B. Schutz**, U.S. ITER Insulation Irradiation Program, Final Report, Cryogenic Materials, Inc. and Composite Technology Development, Inc., Boulder, Colorado 1995.
- 30 **C. Jong**, Private Kommunikation mit **R. K. Maix**, 9. Juli 2002.
- 31 Design Description Document, DDD 11 Magnet, Performance Analysis/Structural Analysis, Page 20 and 45.
- 32 EFDA, Increasing irradiation resistance for magnet insulation material, Draft minutes of meeting at FZK/ITP, Karlsruhe, Germany 2001.
- 33 **W. Michaeli**, and **M. Wegener**, Einführung in die Technologie der Faserverbundwerkstoffe, Carl Hanser Verlag München Wien 1990
- 34 **G. Hartwig**, Status and future of fiber composites, *Advances in Cryogenic Engineering*, Vol. 40 (961-975) 1994.
- 35 **P. Rosenkranz**, Ermüdungseffekte in Isolationsmaterialien für Fusionsmagnete, Dissertation TU Wien, 2000.
- 36 **K. Moser**, Faser-Kunststoff-Verbund: Entwurf-und Berechnungsgrundlagen, VDI-Verlag, 1992.
- 37 www.arlonmed.com/Everything/Materials/bismaleimide.htm
- 38 **H. P. Marti**, Private Kommunikation, Fax: Vantico Unterlagen, 10. Juli 2002.
- 39 www.oakwoodchemical.com/cyanate_esters.htm
- 40 **I. Hamerton**, **B. J. Howlin**, and **P. Jepson**, Metals and coordination compounds as modifiers for epoxy resins, *Coordination Chemistry Review* 224 (2002) 67-85.
- 41 **S. K. Karad**, **F. R. Jones**, and **D. Attwood**, Moisture absorption by cyanate ester modified epoxy resin matrices. Part I. Effect of spiking parameters, *Polymer* 43 (2002) 5209-5218.
- 42 **J. M. Barton**, **I. Hamerton**, **J. R. Jones**, and **J. C. Stedman**, Mechanical properties of tough, high temperature carbon fiber composites from novel functionalized aryl cyanate ester polymers, *Polymer* Vol. 37, No. 20 (1996) 4519-4528.
- 43 **M. S. Lakshimi**, and **B. S. R. Reddy**, Synthesis and characterization of new epoxy and cyanate ester resins, *European Polymer Journal* 38 (2002) 795-801.
- 44 **J. Wolters**, Description of compound parameters of particle-filled thermoplastic materials by acoustic emission techniques, *Journal of Acoustic Emission* Vol. 3, No. 2 (1983) 51-58.
- 45 **S. Nishijima**, **S. Ueno**, **Y. Ohtani**, and **T. Okada**, Interface and matrix failure of composite materials at cryogenic temperature, Proceeding of the 15th ICMC Conference, *Cryogenics* 32 (1992) 18-21.

- 46 **S. Nishijima**, Y. A. Wang, and T. Okada, Cryogenic properties of three-dimensional glass-fabric-reinforced plastic, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 34 (1988) 59-65.
- 47 **S. Nishijima**, K. Yamada, M. Hussain, A. Nakahira, Y. Honda, T. Okada, and K. Niihara, Improvement of fracture **thoughness** of epoxy resins at cryogenic temperature, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1995) 13-20.
- 48 **S. Nishijima**, Development of radiation resistant organic composites for cryogenic use, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1995) 185-195.
- 49 **T. Ueki**, K. Nojima, K. Asano, S. Nishijima, and T. Okada, Toughening of epoxy resin systems for cryogenic use, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 43 (1998) 277-283.
- 50 **A. Puck**, Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten, Modelle für die Praxis, Carl Hanser-Verlag München/Wien, 1996.
- 51 **K. H. G. Ashbee**, Fundamental Principles of fiber reinforced composites, Technomic Publishing Company, Inc. 1993.
- 52 **R. P. Reed**, U. S. Gas Evolution Studies, Garching ICG Meeting, 20, 21 November 1995.
- 53 MTS 810 Referenzhandbuch, Band 2.
- 54 **E. Tschegg**, K. Humer, and H. W. Weber, Influence of test geometry on tensile strength of fiber reinforced plastics at cryogenic temperatures, *Cryogenics* Vol. 31 (1991) 312-318.
- 55 **K. Humer**, Isolationsmaterialien für Fusionsmagnete-Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften glasfaserverstärkter Kunststoffe, Dissertation TU Wien 1992.
- 56 ASTM Standards and Literature References for Composite Materials, American Society for Testing and Materials, First Edition 1987.
- 57 **K. Humer**, E. K. Tschegg, and H. W. Weber, Specimen size effect and fracture mechanical behavior of fiber reinforced plastics in the crack opening mode (mode I), *Cryogenics* Vol. 32 (1992) 14-17.
- 58 **P. Rosenkranz**, K. Humer, and H. W. Weber, Influence of specimen size on the tension-tension fatigue behavior of fiber-reinforced plastics at room temperature and at 77 K, *Cryogenics* Vol. 40 (2000) 155-158.
- 59 **P. Rosenkranz**, K. Humer, and H. W. Weber, Influence of test geometry on the fatigue behavior of fiber reinforced plastics in tension and interlaminar shear at RT and 77 K, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 46 (2000) 181-187.
- 60 **H. Böhm**, Einführung in die Metallkunde, B. I.-Hochschultaschenbuch Band 196, 1992.
- 61 **G. Hartwig**, and S. Knaak, Fatigue behaviour of polymers, *Cryogenics* Vol. 31 (1991) 231-233.
- 62 **G. C. Tsai**, J. F. Doyle, and C. T. Sun, Frequency effects on the fatigue life and damage of graphite/epoxy composites, *Journal of Composite Materials* Vol. 21 (1987) 2-13.
- 63 **H. Becker**, Problems of cryogenic interlaminar shear strength testing, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 36 (1990) 827-834.
- 64 **D. W. Wilson**, An overview of test methods used for shear characterization of advanced composite materials, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 36 (1990) 793-810.
- 65 **K. Humer**, S. Spiessberger, H. W. Weber, E. K. Tschegg, and H. Gerstenberg, Low temperature interlaminar shear strength of reactor irradiated glass-fiber reinforced laminates, *Cryogenics* 36 (1996) 611-617.

- 66 **R. P. Reed**, J. B. Darr, and J. B. Schutz, Short-beam shear testing of candidate magnet insulators, *Cryogenics* Vol. 32 (1992) 9-13.
- 67 **D. Evans**, I. Johnson, and D. Dew Hughes, Shear testing of composite structures at low temperatures, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 36 (1990) 819-826.
- 68 **D. H. Pahr**, F. G. Rammersdorfer, Vergleich von experimentell ermittelten inter-laminaren Scherfestigkeiten mit FE-Berechnungsergebnissen, Technischer Bericht des Institutes für Leichtbau und Raumfahrt, TU Wien/ATI, Juni 2000.
- 69 **D. H. Pahr**, F. G. Rammersdorfer, P. Rosenkranz, K. Humer, and H. W. Weber, A study of short-beam-shear and double-lap-shear specimens of glass fabric/epoxy composites, *Composites: Part B* 33 (2002) 125-132.
- 70 **P. Rosenkranz**, K. Humer, H. W. Weber, D. H. Pahr, and F. G. Rammersdorfer, Static and dynamic scaling experiments on double lap shear specimens at room temperature and 77 K, *Cryogenics* 41 (2001)21-25.
- 71 **P. Rosenkranz**, D. H. Pahr, K. Humer, H. W. Weber, and F. G. Rammersdorfer, Influence of sample and test geometry on the interlaminar shear strength of fiber reinforced plastics under static and dynamic loading at RT and 77 K, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 48 (2002) 221-228.
- 72 **M. Sugimoto**, T. Imai, Y. Okumura, K. Nakayama, S. Suzuki, and M. Saigusa, Issues to be verified by IFMIF prototype accelerator for engineering validation, *Journal of Nuclear Materials* 307-311 (2002) 1691-1695.
- 73 **H. W. Weber**, H. Böck, E. Unfried, and L. R. Greenwood, Neutron dosimetry and damage calculations for the TRIGA Mark II reactor in Vienna, *Journal of Nuclear Materials* 137 (1986) 236-240.
- 74 **K. Humer**, H. W. Weber, E. K. Tschegg, S. Egusa, R. C. Butcher, and H. Gerstenberg, Tensile and shear fracture behavior of fiber reinforced plastics at 77 K irradiated by various radiation sources, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 40 (1994) 1015-1024.
- 75 **K. Humer**, H. W. Weber, E. K. Tschegg, S. Egusa, R. C. Birtcher, H. Gerstenberg, and B. N. Goshchiskii, Low temperature tensile and fracture mechanical strength in mode I and mode II of fiber reinforced plastics following various irradiation conditions, *Fusion Technology* (1994) 973-976.
- 76 **K. Humer**, H. W. Weber, and E. K. Tschegg, Radiation effects on insulators for superconducting fusion magnets, *Cryogenics* 35 (1995) 871-882.
- 77 **K. Humer**, E. K. Tschegg, and H. W. Weber, Tensile and fracture behavior in mode I and mode II of fiber reinforced plastics following reactor irradiation, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1996) 89-96.
- 78 **K. Humer**, H. Schönbacher, B. Szeless, M. Tavlet, and H. W. Weber, Radiation tests at cryogenic temperature on selected organic materials for LHC, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1996)219-226.
- 79 **S. M. Spiessberger**, Bestrahlungseffekte in glasfaserverstärkten Kunststoffen für Fusionsanlagen, Dissertation TU-Wien 1997.
- 80 **S. M. Spiessberger**, K. Humer, H. W. Weber, E. K. Tschegg, H. Gerstenberg, and A. Udagawa, The interlaminar shear strength of FRPs under the influence of various radiation sources, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 44 (1998) 191-195.

- 81 **M. Villa, H. Böck, and H. W. Weber**, The contribution of a small TRIGA university research reactor to nuclear research on an international level, Proceedings of IGORR 8, 8* Meeting of the International Group on Research Reactors (2001) 227-233.
- 82 **F. Baumgärtner**, Tabelle zur Neutronenaktivierung, Institut für Radiochemie der technischen Hochschule München, Kerntechnik 3. Jg. (1961) 359-369.
- 83 **H. Böck**, and M. Villa, Praktische Übungen am Reaktor, Atominstitut Wien, **Skriptum** WS 2002/03.
- 84 **H. Fillunger, H. Gerstenberg, K. Humer, R. K. Maix, K. Okuno, P. Rosenkranz, H. W. Weber, and N. Wiegner**, Irradiation and mechanical testing of ITER relevant magnet insulation, *Fusion Engineering and Design* 58-59 (2001) 135-140.
- 85 **G. Hartwig, and K. Pannkoke**, Fatigue behavior of UD-carbon-fiber composites at cryogenic temperatures, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 38 (1992) 453-457.
- 86 **G. Hartwig, R. Hübner, and S. Knaak**, Fatigue behavior of polymers and composites at cryogenic temperatures, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 42 (1996) 155-158.
- 87 **G. Hartwig, R. Hübner, S. Knaak, and C. Pannkoke**, Fatigue behavior of composites, *Cryogenics* 38 (1998) Nr. 1, 75-78.
- 88 **K. Humer, H. W. Weber, R. Hastik, H. Hauser, and H. Gerstenberg**, Dielectric strength, swelling and weight loss of the ITER Toroidal Field Model Coil insulation after low temperature reactor irradiation, *Cryogenics* 40 (2000) 295-301.
- 89 **C. E. Klabunde, and R. R. Coltman, Jr.**, Debonding of epoxy from glass in irradiated laminates, *Journal of Nuclear Materials* 117 (1983) 345-350.
- 90 **K. Ahlborn, G. Hartwig, and S. Knaak**, Investigation of thickwalled carbon fiber composites for poloidal coil casing design, in IAEA-TECDOC-417, Insulators for fusion applications. IAEA Vienna 1987, p. 41-63.
- 91 **A. G. Evans, and M. Y. He**, Interface debonding and fiber cracking in brittle matrix composites, *Journal of American Ceramic Society* 72 (1989) 2300-2003.
- 92 **P. E. Fabian, and N. A. Munshi**, Electrical insulation systems for the ITER central solenoid model coil, *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, Vol. 9, No. 2, (1999).
- 93 **J. A. Hinkley, and S. L. Mings**, Fracture toughness of polyimide films, *Polymer* 31 (1990) 75-77.
- 94 **P. E. Fabian, R. P. Reed, J. B. Schultz, and T. S. Bauer McDaniel**, Shear/compressive properties of candidate ITER insulation systems at low temperatures, *Cryogenics* 35 (1995) 689-692.
- 95 **R. P. Reed, P. E. Fabian, and T. S. Bauer McDaniel**, Elastic properties of composite ITER insulation systems, *Advances in Cryogenic Engineering* 42 (1997) 121-128.
- 96 **R. P. Reed, P. E. Fabian, and J. B. Schultz**, Development of U.S./ITER CS model coil turn insulation, *Advances in Cryogenic Engineering* 44 (1998) 175-182.
- 97 **P. E. Fabian, J. A. Rice, N. A. Munshi, K. Humer, and H. W. Weber**, Novel radiation-resistant insulation systems for fusion magnets, *Fusion Engineering and Design* 61-62 (2002) 795-799.
- 98 **R. P. Reed, P. E. Fabian, and J. B. Schultz**, U.S. ITER insulation irradiation program, Final Report, CTD Report to MIT Plasma Fusion Center, CTD, Inc. and Cryogenic Materials, Inc., August 1995.
- 99 **P. E. Fabian**, private Kommunikation, e-mail vom 26. März 2003.
- 100 **R. R. Coltman, Jr.**, Organic insulators and the copper stabilizer for fusion reactor magnets, *Journal of Nuclear Materials* 108 & 109 (1982) 559-571.

-
- 101 **Z. Zhang**, and D. Evans, Low-temperature deformation and fracture behavior of epoxide resins, *Advances in Cryogenic Engineering* 46 (2000) 251-257.
- 102 **P. Bruzzone**, K. Nylund, and W. J. Muster, Electrical insulation system for superconducting magnets according to the wind and react technique, *Advances in Cryogenic Engineering* 36B (1990) 999-1006.
- 103 **W. Dienst**, and H. Zimmermann, Fracture toughness and strength change of **neutron-irradiated ceramic materials**, *Journal of Nuclear Materials* 1091 (1994) 212-215.
- 104 **F. W. Clinard Jr.**, W. Dienst, and E. H. Farnum, Issues related to mechanical properties of neutron-irradiated ceramics, *Journal of Nuclear Materials* 1091 (1994) 212-215.
- 105 **J. A. Rice**, P. E. Fabian, and C. S. Hazelton, Mechanical and electrical properties of **wrappable ceramic insulation**, *Applied Superconductivity*, IEEE Trans-on 9 (1999) 220-223.
- 106 **J. A. Rice**, C. S. Hazelton, and P. E. Fabian, Wrappable ceramic insulation for superconducting magnets, *Advances in Cryogenic Engineering* 46 (2000) 267-273.
- 107 **K. Humer**, P. Rosenkranz, H. W. Weber, J. A. Rice, and C. S. Hazelton, Mechanical strength, swelling and weight loss of inorganic fusion magnet insulation systems following reactor irradiation, *Advances in Cryogenic Engineering* 46 (2000) 135-141.
- 108 **H. W. Weber**, K. Humer, K. Bittner-Rohrhofer, R. K. Maix, and H. Fillunger, Technical Note: Rationale to continue the magnet insulation irradiation **program**, Contract EFDA 01/615, Design work on the ITER magnet **system**, Part of Deliverable 1.2.

Publikationen

1. K. Bittner-Rohrhofer, P. Rosenkranz, K. Humer, H. W. Weber, J. A. Rice, P. E. Fabian, and N. A. Munshi, Characterization of reactor irradiated organic and inorganic hybrid insulation systems for fusion magnets, *Advances in Cryogenic Engineering* Vol. 48 (2002) 261-268.
Konferenzbeitrag zur International Cryogenic Material Conference (ICMC), Madison 2001, USA.
2. K. Bittner-Rohrhofer, K. Humer, H.W. Weber, K. Hamada, M. Sugimoto, and K. Okuno, Mechanical strength of an ITER coil insulation system under static and dynamic load after reactor irradiation, *Journal of Nuclear Materials* 307-311 (2002) 1310-1313.
Konferenzbeitrag zur International Conference on Fusion Reactor Materials (ICFRM), Baden-Baden 2001, Germany.
3. K. Bittner-Rohrhofer, K. Humer, and H. W. Weber, Low-temperature tensile strength of the ITER-TF model coil insulation system after reactor irradiation, *Cryogenics* 42 (2002) 265-272.
4. K. Bittner-Rohrhofer, K. Humer, H. Fillunger, R. K. Maix, and H. W. Weber, Mechanical behavior of the ITER TF-Model Coil ground insulation system after reactor irradiation, *Cryogenics* 42 (2002) 697-704.
5. K. Bittner-Rohrhofer, K. Humer, H. Fillunger, R. K. Maix, Z. D. Wang, and H. W. Weber, Influence of reactor irradiation on the mechanical behaviour of ITER TF coil candidate insulation systems, *Proceeding of the 22nd SOFT 2002, Fusion Engineering and Design*, in press.
Konferenzbeitrag zum Symposium on Fusion Technology (SOFT), Helsinki 2002, Finland.
6. K. Bittner-Rohrhofer, K. Humer, Z.D. Wang, H. W. Weber, P. E. Fabian, and N. A. Munshi, Radiation hardness of newly developed ITER relevant insulation systems, *Proceeding of the 22nd SOFT 2002, Fusion Engineering and Design*, in press.
Konferenzbeitrag zum Symposium on Fusion Technology (SOFT), Helsinki 2002, Finland.

Curriculum Vitae

Mag. rer. nat. Karin Bittner-Rohrhofer

Geboren am 5.12. 1972 in St. Pölten/NÖ

<i>1979-1983</i>	<i>Volksschule der Pädagogischen Akademie Krems</i>
<i>1983-1988</i>	<i>Bundesrealgymnasium Krems</i>
<i>1989-1992</i>	<i>Oberstufenrealgymnasium mit ergänzendem Unterricht in Biologie, Physik und Chemie, Wien</i>
<i>Wien 1992</i>	<i>Externistenmatura</i>
<i>Wien 1993</i>	<i>Beginn des Diplomstudiums der Physik an der Universität Wien</i>
<i>1995</i>	<i>Beendigung des 1. Studienabschnittes</i>
<i>1997</i>	<i>Beginn der Diplomarbeit auf dem Gebiet der Metall- und Legierungsphysik</i>
<i>Juli 1998</i>	<i>Beendigung des Studiums</i>
<i>Okt. 1998</i>	<i>Sponsion an der Universität Wien</i>

Wien 1. Feb. 1999-30. Nov. 2000

Forschungsassistent am Institut für „Spanlose Fertigung und Hochleistungslasertechnik“, TU-Wien; Teilnahme am Kursprogramm der „Euro Laser Academy“ mit postgraduellem Abschluss „European Laser Engineer (E.L.E.)“.

Wien 1. Dez. 2000-Juni 2003

Forschungsassistent und Dissertation am Atominstitut der österreichischen Universitäten, Abteilung Tieftemperaturphysik, Prof. H. W. Weber

ICMCMadison. USA. Juli 2001 "Best Structural Paper Award 2001"